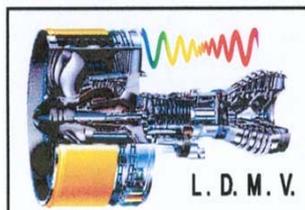


République Algérienne Démocratique et Populaire  
Ministère de l'Enseignement Supérieur et de la Recherche Scientifique  
UNIVERSITE M'HAMED BOUGARA DE BOUMERDES



FACULTE DES SCIENCES DE L'INGENIEUR  
DEPARTEMENT DE MAINTENANCE INDUSTRIELLE LABORATOIRE  
DYNAMIQUE DES MOTEURS ET VIBROACOUSTIQUE



## MEMOIRE DE MAGISTER

Spécialité : **Génie Mécanique**

Option : **DYNAMIQUE DES MOTEURS ET VIBROACOUSTIQUE**

Evaluation acoustique des propriétés mécaniques dans des stratifiés  
sollicités par chocs dynamiques

Présenté par : **DJAMA Abderrahmane**

Soutenu publiquement le 13/10/2010, devant le jury composé de :

Mr. RECHAK Saïd	Professeur	ENSP, Alger	Président
Mr. DJELOUAH Hakim	Professeur	USTHB, Alger	Examineur
Mr. SI-CHAIB Med Ouali	Maître de Conférences	UMB, Boumerdès	Directeur de mémoire
Mr. NOUR Abdelkader	Professeur	UMB, Boumerdès	Co-promoteur
Mr. KHELIL Med El Hocine	Maître de conférences	UMB, Boumerdes	Examineur

Année universitaire 2009/2010

## **Remerciements**

*Ce travail de recherche a été réalisé au sein du laboratoire dynamique des moteurs et vibroacoustique (L.D.M.V) et au laboratoire de Physique des Matériaux dans l'équipe « Physique des Ultrasons », Faculté Physique de l'Université des Sciences et de la Technologie Houari Boumediene (U.S.T.H.B) pour les mesures ultrasonores.*

*Tout d'abord, je remercie le Bon Dieu le Tout Puissant de m'avoir donné la volonté et le courage pour accomplir ce travail de recherche.*

*Mes remerciements s'adressent à mon directeur de thèse Monsieur SI-CHAIB Med. Ouali, Maître de Conférences à l'Université de M'Hamed Bougara de BOUMERDES, qui a su m'encadrer avec efficacité, clairvoyance et beaucoup de patience durant tout le temps que m'a exigé ce travail. Je lui exprime ma profonde reconnaissance pour son soutien et encouragement face à la difficulté mais aussi pour sa disponibilité.*

*J'exprime toute ma reconnaissance à Monsieur le Professeur NOUR Abdelkader, Directeur du Laboratoire Dynamique des Moteurs et Vibroacoustique pour m'avoir encadré et pour ces encouragements pendant toute la période de préparation de ce mémoire et pour sa disponibilité et le matériel qu'il nous a mis sous disposition.*

*Je tiens à remercier Monsieur RECHAIK, Said, Professeur à l'E.N.S.P pour l'honneur qu'il m'a fait en acceptant de présider le jury de mon mémoire.*

*J'adresse mes vifs remerciements à Monsieur le Professeur à l'U.S.T.H.B, DJELOUAH Hakim pour m'avoir accueilli au sein de son Laboratoire Physique des Ultrasons, et pour ces orientations de loin ou de près et l'honneur qu'il a bien voulu me faire en acceptant d'examiner ce travail de Magister.*

*J'exprime également toute ma reconnaissance à Monsieur KHELIL Med El Hocine, Maître de Conférences à l'Université de BOUMERDES, pour avoir accepté d'examiner ce mémoire de Magister.*

*En fin, Je tiens à remercier tous ceux qui, de près ou de loin, m'ont soutenu et aidé à réaliser ce travail.*

Je dédie cette thèse  
à mes Parents,  
à toute  
ma Famille.

ملخص:

إن الهدف من هذا العمل يتمثل في دراسة تقنية الأمواج فوق الصوتية من أجل تقييم الخواص الميكانيكية للمواد المركبة و التي بدورها قد خضعت لأثار ناجمة عن الصدمات الحيوية، النضيد المستعمل مركب من خيوط الزجاج و غراء الإيبوكسيد و محضر بطريقة القولية باليد. كما قمنا بعرض التقنيات و الوسائل التجريبية المستعملة لتحقيق مختلف الاختبارات، و هي جهاز الصدمات الحيوية، جهاز المراقبة للموجات فوق الصوتية. أما في البداية، قمنا بتحديد الخواص الميكانيكية للنضيد في حالته الصحية و المشوهة، و تمت دراسة الأضرار من تفحص إشارات الموجات فوق الصوتية، و ساعد التحليل بطريقة الانتقال لتقييم أربعة ثوابت مرنة، و في هذا العمل قمنا باستخدام تقنية لقياس التأخيرات الناجمة عن الموجات فوق الصوتية أثناء اختراقها لوسط الانتشار مع أو بدون عينة. و من ثمة نحن نتبع تقييم الخواص الميكانيكية لهذه المواد المركبة من حيث تطور ثوابت المرونة، و متغير ضرر الموجات فوق الصوتية.

كلمات مفتاحية : التقييم، الصوتيات، مواد مركبة، خصائص ميكانيكية، تشوه، صدمات.

## Résumé :

Ce travail a pour objectif d'étudier une méthode acoustique pour évaluer les propriétés mécaniques d'un matériau stratifié ayant subi des impacts par chocs dynamiques. Les composites étudiés verre/époxyde ont été élaborés par le procédé de moulage au contact. Des moyens expérimentaux ont été mis en œuvre pour la réalisation des différents essais de chocs dynamiques sur des plaques stratifiées en composites de diverses épaisseurs. Ces moyens sont composés d'un dispositif instrumentalisé pour réaliser des impacts par chocs dynamiques et d'une chaîne de mesures par ultrasons. Des mesures ultrasonores en transmission et réflexion sont à réaliser sur différentes zones d'impact. La détermination des propriétés mécaniques des matériaux stratifiés dans leurs états sains et endommagés a été étudiée à l'aide de l'analyse des signaux d'ondes ultrasonores. Le mode d'analyse par transmission a permis d'évaluer que quatre constantes élastiques, L'évaluation de ces constants est basée sur la mesure des vitesses de propagation pour les différents angles d'incidence proposés. Une analyse relative à l'évolution des constantes d'élasticité et d'une variable d'endommagement ultrasonore a permis d'examiner réellement les propriétés mécaniques des matériaux endommagés. L'endommagement anisotrope dû aux impacts par chocs dynamiques a été mis en évidence et interprété.

## Mots-clés :

Evaluation, Ultrasons, Matériaux stratifiés, Propriétés mécaniques, Endommagement, Chocs.

## Abstract:

This work consists on a study of an acoustic method for evaluating mechanical properties of laminate materials damaged by dynamic shocks impact. The studied material made of glass /epoxy has been made up by moulding contact process. Some experimental means have been used for achieving different dynamic shock tests applied on laminate plates of diverse thicknesses. These means are composed of a versatile device for realize dynamic shocks impacts and ultrasonic set up measurements. The determination of the mechanical properties of laminate materials in their healthy and damaged states has been studied using analysis of the wave ultrasonic signals. The transmission configuration allowed the estimation of four elastic constants. The evaluation of these constants is based on the measurements of propagation wave velocities for the different angles of incidence. An analysis relating to the evolution of the elasticity constants and a variable of ultrasonic damage allowed in fact the examination of the mechanical properties of the damaged materials. The anisotropic damage due to dynamic shocks impacts has been underlined and has been analyzed.

## Key words:

Evaluation, Ultrasounds, Laminate materials, Mechanical properties, Damage, Shocks.

## Notations utilisées

<b>Symbole</b>	<b>Signification</b>
$C_{ij}$ :	Matrice d'élasticité
$\varepsilon_{ij}$ :	Élément du tenseur de déformation d'ordre deux
$\sigma_{ij}$ :	Éléments du tenseur de contraintes
$dH$	Variation d'énergie interne volumique
$C_{ijkl}$ :	Tenseur des constantes d'élasticité de rang 4
$F$ :	Énergie libre par unité de volume $F$ .
$dF$ :	Variation d'énergie libre volumique
$C_{ijkl}^{is}$ :	Constantes d'élasticité isothermes du 2 <sup>ème</sup> ordre
$E_{ad}$ :	Modules d'Young adiabatique
$E$ :	Modules d'Young isotherme
$\nu_{ad}$ :	Coefficients de Poisson adiabatique
$\nu$ :	Coefficients de Poisson isotherme
$T$ :	Température
$C_p$ :	Chaleur spécifique à pression constante
$\alpha$ :	Coefficient de dilatation thermique
$E_i$ :	Modules d'Young
$G_{ij}$ :	Modules de cisaillement
$\nu_{ij}$ :	Coefficient de Poisson
$S_{ij}$ :	Matrice des complaisances
$C_{ij}$ :	Matrice des constantes d'élasticité
$\lambda, \mu$ :	Constantes de Lamé
$\omega$ :	Pulsation de l'onde
$G^*$ :	Module dynamique en cisaillement
$G'$ :	Module de conservation
$G''$ :	Module de perte
$\tan \delta$ :	Coefficient d'amortissement

$\nu$ :	Fréquence de sollicitation
$C_{ij}^*$ :	Matrice de viscoélasticité complexe
$S$ :	Section d'aire élément de volume
$D_n$ :	Variable d'endommagement
$E_0$ :	Module d'Young du matériau dans son état initial
$E$ :	Module d'Young du matériau après endommagement
$C_{ij}^0$ :	Constantes d'élasticité du matériau dans son état initial
$\sigma_{ij}$ :	Tenseur des contraintes
$C_{ijkl}$ :	Tenseur des contraintes d'élasticité d'ordre 2
$\rho$ :	Masse volumique
$u^0$ :	Vecteur polarisation
$V$ :	Vitesse de phase
$\Gamma_{il}$ :	Tenseur de Christoffel
$\delta_{il}$ :	Symbole de Kronecker.
$C_{ii}$ :	Constantes d'élasticité diagonales.
$V_{ij}$ :	Vitesse de propagation dans la direction $i$ de l'onde polarisée selon $j$
$V_{eau}$ :	Vitesse de propagation dans l'eau
$\tau$ :	Temps de vol
$i$ :	Angle d'incidence,
$e$ :	Épaisseur de l'échantillon.
$\theta_i$ :	Angle d'incidence selon la direction $i$
$\varphi$ :	Angle azimutale
$D_L$ :	Paramètre d'endommagement ultrasonore longitudinal
$D_T$ :	Paramètre d'endommagement ultrasonore transversal

# Sommaire

## **Notations utilisées**

<b>Introduction générale</b> .....	1
------------------------------------	---

## **Chapitre I. Matériaux composites: Elasticité et endommagement**

Introduction.....	14
I.1. Présentation des matériaux composites.....	15
I.1.1. Définition.....	15
I.1.2. Classification des composites.....	15
I.2. Comportement élastique.....	17
I.2.1. Loi de comportement élastique : approche thermodynamique.....	17
I.2.1.1. Transformation adiabatique.....	17
I.2.1.2. Transformation isotherme.....	20
I.2.1.3. Comparaison entre une transformation isotherme et une transformation Adiabatique.....	21
I.2.2. Anisotropie du comportement élastique.....	22
I.2.3. Viscoélasticité.....	26
I.2.3.1. Rhéologie des polymères.....	26
I.2.3.2. Matériaux viscoélastiques anisotropes.....	28
I.3. Endommagement.....	29
I.3.1. Définition de l'endommagement.....	29
I.3.2. Variables d'endommagement.....	31
Conclusion.....	33

## **Chapitre II. Détermination ultrasonore des constantes mécaniques des composites**

Introduction.....	34
II.1. Ondes ultrasonores dans un milieu anisotrope.....	36
II.1.1. Equation de propagation.....	36
II.1.2. Solution de l'équation de propagation.....	37
II.1.3. Propagation suivant des directions particulières.....	39
II.1.3.1. Propagations dans les directions principales.....	40
II.1.3.2. Propagations dans les plans principaux.....	41
II.1.4. Résolution numérique du problème direct.....	41
II.2. Détermination des constantes d'élasticité : résolution du problème inverse.....	42
II.2.1. Détermination par mesure de vitesses particulières.....	42
II.2.1.1. Méthode de mesure par contact.....	44
II.2.1.2. Méthode de mesure en immersion.....	45
II.3. Techniques expérimentales d'évaluation ultrasonore des propriétés mécaniques des composites.....	46
II.3.1. Principe de mesure de vitesses de propagation en incidence oblique.....	46
II.3.1.1. Méthode de mesure en simple transmission.....	46
II.3.1.2. Méthode de mesure en double transmission.....	50
Conclusion.....	51

## **Chapitre III. Elaboration de matériaux d'étude et techniques expérimentales**

Introduction.....	52
III.1. Elaboration de matériaux d'étude.....	53
III.2. Procédure de mise en œuvre.....	55
III.2.1. Préparation des échantillons d'étude.....	55
III.2.1. 1. Description du procédé Moulage au Contact.....	55
III.2.1. 2. Matériel.....	56
III.2.1.3. Elaboration du composite de cette étude.....	57
III.2.2. Les constituants de base des matériaux composites.....	59
III.2.2. 1. La résine époxyde.....	59
III.2.2. 2. Mélange MEDAPOXY STR.....	61
III.2.2. 3. La fibre de verre (tissu roving).....	61
III.3. Techniques expérimentales.....	63
III.3.1. Essais d'impact : caractérisation de l'endommagement d'un Choc.....	63
III.3.1.1. Déroulement de l'essai.....	63
III.3.1.2. Choix des marteaux d'impact.....	64
III.3.1.3. Le dispositif logiciel.....	66
III.3.1.3.1. L'acquisition.....	66
III.3.2. Caractérisation ultrasonore du matériau.....	66
III.3.2.1. Equipements et procédures d'analyse des signaux ultrasonores.....	66
III.3.2.2. Description du banc de mesures par ultrasons.....	67
III.3.2.3. Techniques de mesures par ultrasons.....	69
III.3.2.4. Mesure des vitesses de propagation ultrasonores et évaluation des constantes élastiques.....	73
Conclusion.....	75

## **Chapitre IV. Résultats expérimentaux et interprétation**

Introduction.....	76
IV.1. Caractérisation ultrasonore de l'état initial (Matériaux sains).....	77
IV.1.1. Mesure des vitesses de propagation.....	77
IV.1.2. Evaluation des propriétés mécaniques des matériaux (zones saines).....	81
IV.1.2.1. Détermination des constantes d'élasticité.....	81
IV.1.2.2. Détermination des constantes dites de l'ingénieur.....	82
IV.1.3. Résine époxyde.....	83
IV.2. Caractérisation ultrasonore de l'état endommagé par impact mécanique.....	83
IV.2.1. Conditionnement des éprouvettes.....	83
IV.2.2. Evolution des vitesses de propagation.....	83
IV.2.3. Evaluation des propriétés mécaniques des matériaux (zones endommagées)....	87
IV.2.3.1. Evaluation des constantes d'élasticité.....	87
IV.2.3.2. Evaluation des constantes dites de l'ingénieur.....	88
IV.2.3.3. Evaluation du module d'Young.....	90
IV.3. Caractérisation ultrasonore de l'endommagement.....	92
IV.3.1. Variable d'endommagement ultrasonore.....	92
IV.3.2. Identification de l'endommagement des composites.....	98
IV.3.2.1. Origine microstructurale de l'endommagement.....	100
Conclusion.....	101
<b>Conclusion générale et perspectives.....</b>	<b>102</b>
<b>Références bibliographiques.....</b>	<b>104</b>
<b>Annexes</b>	
Annexe 1 : Notice technique du MEDAPOXY STR.....	111
Annexe 2 : Norme liée au procédé de moulage par contact.....	113
Annexe 3 : Organigramme de la technique d'estimation du temps de retard.....	114

## **Introduction générale**

Les matériaux composites évoquent des matériaux différents des matériaux homogènes habituels. C'est un assemblage constitué de deux ou plusieurs éléments qui permettent d'obtenir certaines propriétés sachant que, pris tout seul, les éléments de base ne peuvent y aboutir. Plus couramment, un matériau composite désigne des arrangements de fibres noyées dans une matrice. Le résultat est donc un matériau fortement hétérogène et anisotrope qui promet d'être aussi efficace, sinon plus, que toute autre structure connue et qui promet aussi d'étendre la zone de performance de la température à des régions inatteignables avant.

De nombreux avantages sont offerts par les matériaux composites par rapport aux matériaux métalliques conventionnels. Leur utilisation comme matériaux de structure dans l'aéronautique, le transport automobile, les constructions navales ou dans le bâtiment a nettement augmenté durant ces dix dernières années. Parmi ces avantages, on cite en premier lieu leur grand rapport raideur/masse, qui permet un allongement conséquent des structures, particulièrement recherché dans les domaines précités. A titre d'exemple, dans l'aviation civile, l'usage de composites plastiques renforcés de fibres (de verre, de carbone ou d'aramide) permet une réduction de la masse des pièces de 20% pour une raideur structurale égale voire même supérieure. Cela induit une économie estimée à 6% sur la masse totale de l'avion [SCHI, 1999].

Les matériaux composites offrent également une bonne résistance à la fatigue et à la corrosion et une bonne adaptabilité de leurs propriétés mécaniques aux sollicitations spécifiques qu'ils rencontrent au cours de leur utilisation. Cependant, l'usage intensif de ce type de matériaux en tant qu'élément de structure primaire à part entière, en particulier dans le domaine de l'aviation civile, reste limité par la nécessité de prouver leur fiabilité, sachant que la présence de défauts peut altérer sévèrement leurs propriétés mécaniques.

La seconde limitation à l'utilisation plus massive des composites est l'importance de leur coût. Par exemple, les pièces en composites à fibre de carbone (CFRP) sont nettement plus chères que leurs équivalents en métal. De surcroît, les coûts d'inspection représentent environ 30% de l'investissement total pour la mise en œuvre d'une structure composite [BARC, 1999]. Cette proportion importante du prix total nécessite la mise au point de techniques de contrôle plus efficaces, non seulement pour une meilleure sécurité opérationnelle des structures mais également pour réduire leur coût effectif.

Le secteur industriel dans lequel les applications ne cessent d'augmenter est celui de l'aéronautique et de l'aérospatiale. Là où des propriétés spécifiques sont requises, les composites sont à même de remplir leurs rôles de bien meilleure façon que les autres matériaux.

Pour promouvoir une plus grande utilisation de ces matériaux, il est impératif d'aller aussi loin que possible dans l'analyse de l'effet des défauts générés en cours de fabrication ou en service. Pour ce faire, il faut dans un premier temps caractériser l'endommagement soumis à des sollicitations mécaniques. Dès cette étape, les problèmes se multiplient et le besoin de méthodes de contrôle non-destructif (CND) des défauts engendrés dans les structures composites est pressant car l'utilisation optimale de ces matériaux ne se fera qu'avec le développement de telles méthodes. La plupart du temps, les méthodes d'évaluation sont capables de détecter des défauts qui sont plus ou moins néfastes à la structure selon leur taille, leur emplacement et leur proximité. Cependant, c'est souvent un effet combiné des défauts qui affecte le composite. Il serait donc intéressant de pouvoir diagnostiquer le composite. Pour ce faire, une possibilité serait d'évaluer cet état par les propriétés intrinsèques du matériau et leurs effets respectifs sur les propriétés physiques plutôt que d'essayer de détecter les défauts.

L'aptitude à évaluer rapidement l'état de santé d'une structure sans avoir à faire face à certaines difficultés, comme par exemple le démontage partiel de certains organes pour permettre l'accès aux structures internes, est devenu un enjeu économique de première importance. De nombreuses méthodes d'évaluation non-destructive sont disponibles et déjà mises en œuvre dans le cas des structures composites. Ainsi, l'inspection visuelle continue d'être la méthode de contrôle la plus répandue dans le cas des avions en service [SCHI, 1999], mais elle n'offre pas une réelle quantification de la gravité des défauts détectés. La plupart des autres méthodes couramment employées dans ce domaine nécessitent l'immobilisation de l'appareil aux ateliers. Il en résulte une perte d'exploitation qui augmente encore le coût mettre en œuvre des techniques de contrôle de santé intégré, aussi appelé *contrôle actif*, qui doivent permettre de tester l'intégrité de la structure plus facilement et plus rapidement, avec une sensibilité au moins égale aux techniques conventionnelles.

L'utilisation des matériaux composites engendre toutefois de nombreuses difficultés relatives au dimensionnement et à la durabilité des structures, ce qui limite encore la diffusion de ces structures composites à plus grande échelle.

Les difficultés relatives au dimensionnement des pièces en composites proviennent principalement du caractère anisotrope de leurs propriétés mécaniques. Le calcul des

structures en matériaux composites demande donc une connaissance plus précise du comportement mécanique anisotrope de ces matériaux. Ainsi, l'une des questions faisant actuellement l'objet d'actives recherches dans ce domaine, concerne la détermination expérimentale et le calcul théorique des propriétés mécaniques effectives des composites, en relation avec la morphologie et les propriétés des phases qui les constituent.

Les problèmes liés à la durabilité des matériaux composites demandent, quant à eux, une meilleure connaissance des processus d'endommagement. Ils surviennent lorsque ces matériaux sont soumis à des sollicitations thermomécaniques et /ou environnementales. Dans ces conditions, leurs propriétés mécaniques peuvent en effet évoluer au cours du temps.

L'estimation de la durée de vie résiduelle de la structure composite demande d'une part, le développement de méthodes expérimentales, sensibles à l'évolution en service des propriétés mécaniques et d'autre part, le développement de modèles prenant en compte l'endommagement progressif de ces matériaux pour prévoir ces évolutions de propriétés mécaniques.

L'usage des matériaux composites, et plus particulièrement les composites à matrice polymère renforcés de fibres de verre se multiplie dans le domaine des transports (dans les secteurs automobile, ferroviaire, aérien) du fait de leur supériorité mécanique sur les matériaux traditionnels comme les métaux et alliages, de leur légèreté, de leur facilité de mise en forme, de leur insensibilité à la corrosion et à de nombreux produits chimiques (peintures, solvants, huiles, graisses...). Ces matériaux subissent des agressions à l'origine d'une large variété d'endommagements, qui peuvent être classés en deux catégories principales :

- des défauts microstructuraux répartis de façon homogène, qui peuvent être dus à l'exposition à l'humidité (vieillesse hygrothermique) ou à des cycles de température (fatigue thermique). Il peut s'agir de microfissurations matricielles, de rupture de fibres, de décohésions à l'interface entre fibre et matrice.
- des défauts macroscopiques localisés dus à la fatigue mécanique, à des impacts balistiques (choc en vol avec des micrométéorites, oiseaux...) ou à des impacts basse vitesse (chute d'objet lors de maintenance). Ces événements entraînent des ruptures de fibres, des ruptures de la matrice et, dans le cas des matériaux stratifiés, des délaminages aux interfaces entre plis. Même de faible étendue, ces dommages peuvent servir de précurseurs à un endommagement qui va croître avec la répétition des sollicitations imposées à la structure en service, et éventuellement conduire à sa ruine totale. Il est donc indispensable de recourir au CND systématique des matériaux composites depuis leur polymérisation jusqu'à la fin de leur cycle de vie.

Il existe de nombreuses méthodes d'évaluation non destructive des matériaux, parmi les méthodes classiques de CND, on cite le simple contrôle visuel, qui est souvent le premier maillon de la chaîne de détection d'imperfections ou de défauts en production industrielle ou en maintenance de structures. Viennent ensuite les techniques classiques de radiographie, des rayons X et  $\gamma$ , le ressuage, la magnétoscopie, les ultrasons (en transmission, en réflexion, en double transmission), les courants de Foucault, l'émission acoustique, la thermographie, l'interférométrie holographique, la tomographie, la rétro-diffusion Compton, etc.

Toutes ces méthodes ont pour but le contrôle des matériaux par la mesure de leur épaisseur ou par la détection de défauts de surface ou de défauts internes tels que les inclusions, porosités, fissures, décohésions, délaminages, etc.

Le contrôle par ultrasons est un procédé de contrôle non destructif qui consiste à engendrer une impulsion brève dans le matériau à contrôler, et à observer les échos éventuels réfléchis par les discontinuités rencontrées.

L'apparition des matériaux composites il y a une vingtaine d'années, puis l'augmentation rapide du nombre de matériaux différents avec des géométries complexes dans les structures modernes, en particulier dans le secteur aéronautique, ont nécessité l'amélioration des techniques ultrasonores classiques [HILL, 1998]. On peut évoquer notamment les problèmes d'accessibilité des pièces à tester. Si une seule pièce est « enfouie » dans une structure plus complexe, son démontage préalable sera nécessaire avant le contrôle, ce qui représente une entreprise longue et coûteuse et, qui plus est, non dénuée de risque de détérioration.

Lors du contrôle par ultrasons se posent également et de manière systématique des problèmes liés à la nécessité du couplage acoustique entre la source d'ondes ultrasonores et le milieu de propagation. Des incertitudes importantes peuvent provenir de la mauvaise reproductibilité du couplage lors de l'utilisation de jets d'eau. La simple mise en œuvre du couplage acoustique peut représenter une difficulté à elle seule, par exemple dans le cas de mesures à haute température ou sur des matériaux poreux. Aussi, a-t-on pu observer l'apparition de nouvelles techniques dans lesquelles les ultrasons sont générés par laser ou par des capteurs aériens [TRET, 1998].

Basées sur l'immersion des pièces à tester, les méthodes ultrasonores telles que l'échographie, l'interférométrie acoustique ou la microscopie acoustique, utilisent un couplage parfaitement reproductible mais posent des difficultés de mise en œuvre dès lors que la taille des pièces devient importante. Si le choix de la technique est avant tout dicté par les impératifs techniques liés directement aux structures industrielles réelles, il dépend également

du coût de l'intégration de telles méthodes, notamment pour des programmes aéronautiques et spatiaux ou le nombre de pièces à produire reste somme toute faible.

Les matériaux composites fibreux à matrice polymérique remplacent de plus en plus les métaux dans les applications aéronautiques et spatiales, où les propriétés mécaniques élevées et la faible densité sont des facteurs déterminants. Les fuselages et les ailes d'avions, ainsi que le bras télémanipulateur de la station spatiale Alpha, sont des exemples d'éléments conçus en matériaux composites [SAAD, 1996].

L'introduction des matériaux composites est cependant progressive et prudente à cause de leur durée de vie qui demeure difficile à prédire. Leur comportement à long terme est d'autant plus aléatoire qu'ils sont soumis à des contraintes mécaniques extérieures ou exposés à de hautes températures. L'importance de cet aspect dans la sécurité des structures a favorisé les recherches dans ce domaine. Le contrôle des propriétés et de la qualité d'un matériau composite présente un caractère spécifique dans la mesure où il ne peut être une simple transposition des méthodes utilisées en métallurgie. Cette particularité résulte de la structure même du composite, qui associe des fibres et une matrice, et de la nature généralement organique de ces composants. D'autre part, un composite est plus exposé à une évolution avec le temps (phénomène de vieillissement) qu'un alliage métallique [DAVI, 1984]. En effet, la caractérisation et la détection des défauts dans les structures en composite sont deux paramètres à vérifier avant l'exploitation de ces dernières.

La caractérisation mécanique des matériaux composites consiste généralement en la détermination des propriétés caractéristiques du comportement mécanique en relation avec la microstructure des matériaux. Parmi ces caractéristiques, les modules d'élasticité et la matrice de rigidité. Les constantes d'élasticité peuvent être mesurées par des méthodes mécaniques classiques basées, par exemple, sur des mesures d'extensomètre. Dans le cas des matériaux anisotropes élaborés sous forme de plaques minces, ce qui est généralement le cas des matériaux composites [DUCR, 2005], ces méthodes destructives donnent des résultats imprécis et incomplets.

Parmi les différentes méthodes de mesure des constantes d'élasticité développées à ce jour [EVER, 1994], [ACHE, 2006], l'évaluation acoustique ultrasonore de ces propriétés permet de s'affranchir de ces inconvénients. Les ondes élastiques utilisées en caractérisation des matériaux sont des ondes ultrasonores de faible amplitude et de fréquence élevée ( $f > 200\text{kHz}$ ). Les contraintes locales engendrées lors du passage de l'onde ultrasonore sont bien inférieures à la limite d'élasticité du milieu de propagation. Ainsi,

l'étude de la propagation des ondes ultrasonores dans les matériaux composites stratifiés montre que la vitesse de propagation est directement liée aux propriétés d'élasticité du matériau étudié [AULD, 2003], [ROYE, 1996]. L'étude de base, commune à tous les dispositifs, consiste à générer une onde ultrasonore de structure spatiale connue et à mesurer sa vitesse de propagation pour déterminer les propriétés d'élasticité des matériaux composites. La détection des défauts internes dans ces structures consiste à les localiser, les dimensionner et à préciser leurs types [LEPO, 1987].

A l'heure actuelle, il est possible de faire un diagnostic complet d'une structure mécanique en utilisant les techniques d'évaluations Non Destructives. Ces dernières permettent de mesurer les constantes élastiques des matériaux et fournissent un plus grand nombre de paramètres élastiques que les tests mécaniques conventionnels. Les activités de recherches portent actuellement sur le développement d'un traitement avancé des méthodes ultrasonores pour caractériser les composites et, plus particulièrement, pour évaluer de façon non destructive le contenu en fibre, les niveaux de durcissement de la résine et de dégradation du matériau [JACC, 2002]. Le principe de cette méthode est d'explorer une structure à l'aide de transducteurs ultrasonores. La présence d'une hétérogénéité dans la structure est visible car elle engendre des modifications de l'onde ultrasonore qui la traverse. En comparant les signaux reçus sur une zone saine et sur une zone endommagée, on peut ressortir les différentes anomalies existantes dans la structure [DEVI, 2002], [PERI, 1993].

Le contrôle non destructif consiste à évaluer par une méthode physique (ultrason, radiographie ...) l'intégrité d'une structure à l'intérieur de laquelle peuvent apparaître d'éventuels défauts lors de l'élaboration, de la transformation et du traitement thermique des matériaux ou lors du cycle de vie de la structure. De fait, la plupart des méthodes de CND nécessitent une bonne connaissance de la physique du matériau et de son endommagement pour détecter et caractériser les défauts, c'est-à-dire évaluer leur emplacement, leur dimension et leur densité afin d'être en mesure d'estimer leur « dangerosité » et donc de déterminer s'il y a lieu ou non d'intervenir sur l'objet ou sur le procédé de fabrication (rejet de la pièce dans un contexte de production industrielle, nécessité de mettre en œuvre une maintenance dans le cas de structure en service, etc.), l'idée d'intégrer des méthodes de CND souvent onéreuses dès les phases de conception et de fabrication des structures est désormais bien répandue.

Les principales méthodes de CND utilisées relèvent de la détection, de l'estimation, de la classification, de la reconnaissance de formes, de la résolution de problèmes inverses, de la reconstruction d'images, de la fusion de données. De nos jours, le CND des matériaux trouve

son utilité dans un large domaine d'applications comme les produits de fabrications industrielle (métallurgie, verre), les infrastructures de transport ou d'habitat, les matériaux aéronautiques, etc.

De nombreuses recherches dans le domaine du contrôle non-destructif semblent indiquer que les ultrasons peuvent caractériser avec succès l'état structural des matériaux composites. Cependant, comme il a été dit plus haut, la plupart des techniques d'analyse utilisées ne cherchent pas l'effet de l'endommagement mais plutôt à détecter les défauts dans le matériau.

Le contrôle ultrasonore des matériaux composites permet d'avoir des signaux hautement complexes. Cette complexité réside dans le fait que ces signaux sont bruités. Elle a été provoquée par la construction des pics secondaires. Généralement, ces pics nous informent sur la présence des anomalies à l'intérieur des matériaux. Ils se présentent avec des amplitudes très faibles à cause du phénomène de l'atténuation des ondes ultrasonores qui se propagent dans ces matériaux [KYUN, 2002], [RUSH, 2004], [PAGO, 2002], [KAZY, 2004], [LEGE, 2001].

En général, le problème d'atténuation des ondes ultrasonores dans les matériaux composites est lié à deux facteurs. Le premier facteur d'atténuation de l'onde est relatif à la divergence du faisceau qui dépend à la fois du transducteur utilisé et du milieu de propagation. Quant au deuxième facteur, dépend de deux phénomènes principaux: l'absorption et la diffusion.

Le premier est celui qui concerne l'absorption de l'onde ultrasonore par le matériau, qui transforme l'énergie acoustique en une quantité de chaleur par viscosité, relaxation, conduction thermique, hystérésis élastique, etc. L'absorption de l'énergie acoustique est un phénomène irréversible et dissipatif dans le matériau considéré. Le second phénomène provoquant l'atténuation est la diffusion des ondes ultrasonores due à la présence du non – uniformité dans le matériau. Elle est essentiellement indépendante de la forme, du volume et des dimensions des grains constituant le matériau. La diffusion de l'énergie ultrasonore par les composantes microstructurales du matériau pose des problèmes délicats pour la détection des discontinuités et des défauts à l'intérieur de ces matériaux [PAGO, 2002], [KAZY, 2004], [LEGE, 2001].

Sur le plan de la caractérisation mécanique, l'évaluation ultrasonore de ces matériaux fortement élasto-visco-plastiques attribuant à l'onde émise un caractère dispersif. Dans ce cas, les propriétés viscoélastiques varient avec la fréquence. Pour une fréquence donnée, l'évaluation du matériau à analyser, sain ou endommagé par la présence de défauts ou de fissures, implique à la fois des mesures de vitesse de propagation et d'atténuation de l'onde

considérée. La connaissance de ces caractéristiques conduit à l'identification des propriétés d'élasticité et de viscosité du matériau analysé. En effet, beaucoup de méthodes sont utilisées pour mesurer leurs propriétés mécaniques, qui sont basées sur l'une ou l'autre, statique (c'est la méthode la plus ancienne pour la détermination des constantes élastiques, tel que les essais de traction, de compression, et de torsion) ou réponse dynamique à une excitation du matériau, cas des méthodes ultrasonores.

Ces dernières sont dans la plupart des cas, beaucoup plus avantageuses et plus précises, applicables à de petits échantillons et permettent également l'étude en plus de la viscoélasticité, la dispersion et les non-linéarités. A cet effet, la méthode de caractérisation ultrasonore s'avère désormais, incontournable pour la détermination des propriétés mécaniques des matériaux. Pour des milieux hétérogènes à l'échelle microscopique, l'outil acoustique autorise l'évaluation des caractéristiques mécaniques du milieu homogénéisé à l'échelle de la longueur d'onde, c'est-à-dire, à la fréquence spatiale de l'excitation mécanique. C'est cette faculté d'homogénéisation des propriétés mécaniques des matériaux, à la fois hétérogènes et anisotropes qui font de cette technique un outil essentiel pour l'identification de lois de comportement dans le cadre de milieu continu homogène équivalent.

Cette étude s'inscrit précisément, dans l'importance de l'analyse et l'évolution des techniques ultrasonores adaptées aux structures hétérogènes des matériaux, par exploitation des propriétés des ondes planes (vitesse de propagation et l'atténuation) liées par l'équation de propagation aux propriétés mécaniques du milieu. Ainsi, par l'estimation de la vitesse de phase et d'atténuation des ondes ultrasonores selon plusieurs directions de propagation, il est possible de remonter aux propriétés mécaniques du matériau. Ces mesures s'effectuent généralement, de deux façons différentes. Soit, l'onde acoustique est générée et réceptionnée au contact de l'échantillon. Soit, les mesures sont réalisées sans contact, en utilisant un milieu de couplage fluide, tel que l'eau, l'huile ou l'air.

La caractérisation des matériaux composites par les ondes ultrasonores permet d'évaluer les constantes élastiques de la matrice de rigidité par le biais de mesure des vitesses de propagation des ondes ultrasonores dans ces matériaux. Généralement, les constantes élastiques sont liées aux vitesses de propagation dans les différentes directions, donc il est nécessaire de déterminer le temps de parcours (appelé temps de vol) du faisceau ultrasonore dans le matériau. La technique utilisée pour estimer le temps de vol, est l'intercorrélacion entre le signal de référence (signal sans échantillon) et le signal de mesure (signal avec échantillon). La caractérisation des matériaux composites a été l'objet de plusieurs travaux

avec des techniques d'analyse en immersion ou par contact et avec les modes de contrôle par écho et en transmission.

Harry. I, en 1980 [HARR, 1980], a présenté ses travaux dans le cadre de l'étude d'endommagement par fatigue du composite carbone/époxyde de configurations  $[0_2^0/90_2^0]_S$  et  $[90_2^0/0_2^0]_S$ . Il a obtenu des vitesses de 2960 m/s pour la première configuration et de 3020 m/s pour la deuxième avant l'essai de fatigue. Ces vitesses ont un peu diminué après l'essai de fatigue.

C.Graciet et B.Hosten, en 1994 [GRAC, 1994], ont développé une technique d'analyse ultrasonore en immersion avec un seul transducteur (mode par écho). Ils ont utilisé un matériau de référence (un acier) pour estimer la vitesse de propagation et l'épaisseur de l'échantillon à analyser. La technique présentée par les deux auteurs a été appliquée pour un échantillon en matrice d'époxyde renforcée par des fibres de verre. Les résultats obtenus sont largement validés à des erreurs relatives de 5% sur la vitesse de propagation et de 1.5% sur l'épaisseur.

Dans les travaux de S.Baudouin et B.Hosten, 1994-1996 [BAUD, 1996], [HOST, 1994], une nouvelle méthode de caractérisation par ultrasons en immersion (bain d'huile) a été proposée par les auteurs. L'objectif de l'étude est d'évaluer les constantes élastiques d'un matériau composite orthotrope unidirectionnel, ainsi que d'estimer le coefficient d'atténuation dans ce matériau. La méthode a été appliquée sur un échantillon en verre E/époxyde de densité de  $1790 \text{ kg/m}^3$ , d'épaisseur de 5.7 mm et de fraction volumique de fibres de 0.44. Les mesures sont portées dans les différentes directions (longitudinale et transversale). Les résultats obtenus par cette technique sont largement validés par les mesures mécaniques.

Dans les travaux de H. Saadaoui, en 1996 [SAAD, 1996], deux techniques sont proposées pour l'évaluation des effets de dégradation thermique sur le comportement mécanique des stratifiés carbone/époxyde AS4/35016. Ces deux techniques sont l'Acousto-Ultrasonique et l'émission acoustique. Pour ce faire, des échantillons de différentes configurations, l'unidirectionnel  $[0]_S$ , et le quasi- isotrope  $[0/\pm 45/90]_S$ , sont exposés pendant quelques minutes, à des températures constantes. Les échantillons sont ensuite soumis à des essais de traction quasi-statique. Ces essais ont permis la détermination des contraintes à la rupture et des contraintes minimales d'initiation de l'endommagement. Sur cette base, les paramètres de chargement en fatigue tension - tension contrôlée en traction sinusoïdale ont été établis. L'acousto-ultrasonique est appliquée pour détecter

les changements structuraux dans le matériau suite à la dégradation thermique et au chargement mécanique. D'autre part, l'émission acoustique est utilisée pour détecter l'initiation de l'endommagement et de suivre son développement. L'analyse des données de l'Acousto - ultrasonique a permis de montrer le potentiel de cette méthode pour détecter la dégradation structurale due à l'exposition thermique. D'un autre côté, l'analyse du contenu énergétique des signaux de l'émission acoustique a permis de suivre le développement de l'endommagement. Enfin, une analyse temporelle, fréquentielle et statistique des signaux de l'émission acoustique ont permis d'identifier les modes d'endommagement qui se développent dans le matériau (fissuration de la matrice, rupture de fibres et décohésion à l'interface fibre/matrice).

En 1998, dans les travaux de M.D. Enderby et al. [ENDE, 1998], une technique de détermination des constantes élastiques d'un matériau orthotrope a été abordée. Elle consiste à utiliser deux transducteurs, l'émetteur est rotatif et le récepteur est fixe, les deux sont immergés dans un bain d'eau (mode en immersion). La technique est basée sur la mesure des vitesses d'ondes longitudinales et transversales pour différents angles d'incidence, ensuite on fait tourner l'échantillon sur son deuxième axe, et on refait les mêmes mesures. Cette opération est appliquée pour la deuxième rotation sur le troisième axe de l'échantillon. Sachant que pour chaque axe, il y aura la possibilité de déterminer quatre (4) constantes élastiques en appliquant les formules suivantes :

$$V_l^2 = \frac{B_1 + B_2 + [(B_2 - B_1)^2 + 4B_3^2]^{0.5}}{2\rho}$$

$$V_T^2 = \frac{B_1 + B_2 - [(B_2 - B_1)^2 + 4B_3^2]^{0.5}}{2\rho}$$

$$B_1 = C_{11} \cos^2 r + C_{55} \sin^2 r$$

$$\text{Avec : } B_2 = C_{55} \cos^2 r + C_{33} \sin^2 r$$

$$B_3 = C_{55} \cos^2 r + C_{13} \sin^2 r$$

Où : r est l'angle de réfraction et  $\rho$  est la densité du matériau.

Pour la première rotation, on remplace  $C_{11}$ ,  $C_{33}$ ,  $C_{55}$ ,  $C_{13}$  par  $C_{22}$ ,  $C_{33}$ ,  $C_{44}$ ,  $C_{23}$ , alors que pour la seconde, on remplace  $C_{11}$ ,  $C_{33}$ ,  $C_{55}$ ,  $C_{13}$  par  $C_{22}$ ,  $C_{11}$ ,  $C_{66}$ ,  $C_{12}$ .

La technique a été appliquée pour la caractérisation de deux échantillons en composite dont les fibres sont en carbone, les résultats obtenus sont très satisfaisants car ils présentent des erreurs de l'ordre de 1%.

En 2001, H.PING et J.ZHENG ont proposé dans une technique de mesures des vitesses

de propagation des ultrasons, de l'épaisseur et de l'atténuation dans les composites [PING, 2001]. La technique consiste à séparer les différents échos émis et reçus entre deux transducteurs. Pour cela, on distingue l'écho initial ou émis  $P_0(t)$ , le premier écho reçu  $P_s(t)$ , les deux échos réfléchis  $P_1(t)$  de surface et  $P_2(t)$  de fond, et finalement l'écho sans échantillon  $P_w(t)$  (écho dans l'eau). On admet que  $A_i(f)e^{-j\theta_i(f)}$  est une représentation de  $P_i(t)$  par le biais de la transformée de Fourier, on aura alors l'expression de la vitesse :

$$V_p(f) = V_w \left[ 1 + 2 \frac{\theta_w(f) - \theta_s(f)}{\theta_2(f) - \theta_1(f)} \right]$$

Où :  $\theta_w, \theta_s, \theta_1, \theta_2$  sont les phases des échos  $P_w, P_s, P_1, (-P_2)$  respectivement, et  $V_w$  représente la vitesse de propagation dans l'eau.

L'épaisseur d'échantillon est :

$$e = \frac{V_w}{4\pi f} [\theta_2 - \theta_1 + 2(\theta_w - \theta_s)]$$

Le coefficient d'atténuation est donné par :

$$\alpha = \frac{1}{e} \left[ \ln \left( \frac{A_1}{A_2} \right) - \ln \left( \frac{A_w}{A_s} \right) \right]$$

Où :  $e$  est l'épaisseur de l'échantillon.

La méthode a été appliquée à deux échantillons qui sont le polyéthylène à haute densité et le polyéthylène à basse densité. Elle a permis d'avoir des résultats très intéressants avec des erreurs de 0.3 % sur la mesure de l'épaisseur.

En 2001, une autre méthode proposée dite d'ajustement [JULI, 2001] qui consiste à ajuster les spectres rhéologiques angulaires de réflexion et de transmission aux spectres expérimentaux obtenus par la méthode ultrasonore. Pour cela, il faut identifier sur ces spectres les extrema qui sont liés aux ondes longitudinales ou aux ondes transversales, à partir de l'étude théorique des ondes élémentaires constituant le faisceau réfléchi sur le matériau.

En 2003, A.SEN SENAN a développé, dans ses travaux [SENA, 2003], une technique basée sur l'exploitation des ondes ultrasonores en mode transmission pour la construction de la matrice de rigidité d'un matériau composite orthotrope. Ainsi pour identifier l'ensemble des constantes élastiques d'un matériau orthotrope, il faut une analyse de l'échantillon par ultrasons dans les quatre plans d'incidence formés par les angles azimutaux ( $0^\circ, 45^\circ, 90^\circ, 135^\circ$ ), et que pour chaque plan d'incidence, il faut faire 25 essais en variant

l'angle d'incidence de  $0^\circ$  à  $24^\circ$ , donc il faut faire 100 essais.

Pour chaque signal, il faut calculer la vitesse de propagation définie par la relation suivante :

$$V_i(x_L, \varphi) = \frac{V_0}{\sqrt{1 + \frac{V_0 \tau_i}{d} \left[ \frac{V_0 \tau_i}{d} - 2 \cos \theta_i \right]}}$$

Où  $V_0$  est la vitesse de propagation dans l'eau,  $\tau$  est le temps de retard,  $\theta_i$  est l'angle d'incidence,  $d$  est l'épaisseur de l'échantillon et  $(x_L, \varphi)$  indique le plan d'incidence. Le temps de retard est déterminé par la technique de l'intercorrélation entre le signal de référence (signal avec échantillon) et le signal de mesure (signal avec échantillon). L'estimation de la matrice de rigidité est basée sur un processus d'optimisation de Monte-Carlo. La méthode est appliquée pour un composite en carbone/carbone et verre E/polyester. Elle donne de bonne estimation des matrices de rigidité et des coefficients d'atténuation.

Pour les matériaux faiblement dispersifs, la mesure des vitesses de propagation s'effectue soit en contact direct [PAPA, 1991], soit en immersion [MARK, 1998], [HOST, 1993], [ROUX, 1985], [HOST, 1997], [HOST, 1999], [ROKH, 1989], [ROKH, 1992], [CHU, 1992], [DUBU, 1996]. Les méthodes ultrasonores à contact direct nécessitent, pour la caractérisation des matériaux anisotropes, plusieurs éprouvettes découpées dans différentes directions [PAPA, 1991]. Ceci est en contradiction avec l'aspect non destructif recherché et limite l'utilisation de ces méthodes lorsque le but est de suivre l'évolution des propriétés mécaniques lors d'un endommagement des matériaux stratifiés sollicités par les chocs dynamiques (impacts basse vitesse).

Les méthodes en immersion, basées sur l'étude de la transmission ultrasonore au travers d'une lame à faces parallèles immergée dans de l'eau [MARK, 1998], présentent l'avantage majeur de permettre de nombreuses mesures de vitesses pour un nombre réduit de coupes orientées (une seule pour les matériaux orthotropes). En effet, l'interface liquide-solide permet en incidence variable la génération d'au moins deux modes de propagation [AULD, 2003], [ROYE, 1996] et autorise un grand nombre de mesures de vitesse. Cette configuration convient particulièrement aux matériaux anisotropes et permet par exemple la caractérisation sous charge mécanique des propriétés d'élasticité [BAST, 1989], [EL GU, 1989], [AUDO, 1991], [BAST, 1992], [EL GU, 1992b], [EL GU, 1992c], [EL BO, 1994].

Depuis les travaux de Markham [MARK, 1998], les méthodes en immersion connaissent un développement soutenu tant au niveau métrologique, en terme de mesure de vitesse, qu'au niveau de la résolution du problème inverse. En immersion, le nombre de vitesse de phase des ondes ultrasonores mesurées dans différents plans, est généralement supérieur au nombre de constantes d'élasticité à déterminer. Ce problème surdéterminé, est généralement résolu par optimisation. La première procédure d'optimisation, développée par Hosten et Castagnède pour les matériaux isotropes transverses [HOST, 1993], puis étendue successivement par Baste et Hosten [BAST, 1990] et Aristégui et Baste [ARIS, 1997], [ARIS, 1997a] à l'étude des matériaux orthotropes et de symétrie moins élevée, consiste à déterminer les constantes d'élasticité en minimisant la somme des carrés de l'équation de Christoffel.

Une autre approche, utilisée notamment par Rokhlin et Wang [ROKH, 1989], [ROKH, 1992] et Dubuget [DUBU, 1996], minimise la somme des carrés des écarts entre les vitesses théoriques et expérimentales. Enfin, la mesure de la vitesse et de l'atténuation de modes hétérogènes dans les milieux anisotropes viscoélastiques a été proposée par Hosten et al. Dans le cas des matériaux isotropes transverses [HOST, 1997], puis étendue à l'orthotropie par Hosten [HOST, 1991], [HOST, 1998] permet de déterminer les constantes d'élasticité viscoélastiques et de suivre leur évolution avec les charges dynamiques [BAUD, 1997].

L'objectif de ce travail est d'étudier une méthode de caractérisation par ultrasons pour évaluer les propriétés mécaniques des matériaux composites stratifiés endommagés localement par des impacts de chocs dynamiques. Le composite stratifié, de configuration  $[0/90^\circ]$ , a été choisi pour cette étude. La méthode expérimentale est une méthode utilisant la propagation des ondes ultrasonores en mode par immersion sous incidence variable. L'endommagement des composites est étudié sous l'effet de l'impact de basse vitesse par chocs dynamiques sur leurs propriétés mécaniques en relation avec l'évolution de leur microstructure. Les échantillons étudiés verre/époxyde, ont été fabriqués au niveau du Laboratoire Dynamique des Moteurs et Vibroacoustique (LDMV), de l'Université M'hamed Bougara de Boumerdès.

Des mesures ultrasonores en transmission et réflexions ont été réalisés sur différentes zones d'impact. Ces mesures ont été effectuées au sein du laboratoire de Physique des Matériaux dans l'équipe « Physique des Ultrasons », Faculté Physique de l'Université des Sciences et de la Technologie Houari Boumediene (U.S.T.H.B). Une corrélation des signaux de mesures dans les zones saines et endommagées a été établie. Ce choix de ces matériaux est motivé par leurs applications dans le domaine des transports (dans les secteurs automobile, ferroviaire, aérien) et ce pour leur bonne tenue et supériorité mécanique, de leur facilité de mise en forme, et aussi de leur disponibilité.

La présente étude s'articule autour des chapitres suivants :

Une introduction générale qui présente la position du problème. Un aperçu sur l'état d'avancement des travaux dans le domaine et une précision du but de cette étude ont été fournis.

Le premier chapitre présente tout d'abord les principaux types de matériaux composites. On donne ensuite la forme particulière de la matrice d'élasticité en relation avec les différents types de symétries des matériaux composites usuels. Enfin, on montre que l'évolution des constantes d'élasticité permet de définir un indicateur macroscopique de l'endommagement des matériaux en service.

Le deuxième chapitre est essentiellement consacré à la méthode de détermination ultrasonore des constantes d'élasticité. Après une description de la résolution du problème direct de la propagation des ondes ultrasonores dans un milieu anisotrope, on expose la méthode de détermination des constantes d'élasticité. Enfin, on présente le principe de mesure de vitesses ultrasonores en immersion en incidence oblique.

Le troisième chapitre est relatif aux matériaux composites stratifiés étudiés et les moyens mis en œuvre pour la réalisation des différents essais nécessaires aux travaux de ce mémoire. Il traite aussi de la procédure expérimentale de réalisation des échantillons d'étude et des dispositifs destinés à l'impact par chocs dynamiques et celui de la chaîne de mesures par ultrasons. La méthodologie d'acquisition des signaux ultrasonores est aussi présentée.

Le quatrième chapitre est consacré à la détermination des constantes d'élasticité des composites dans leur état initial, à partir des vitesses de propagation ultrasonore. Ensuite, on présente l'évaluation des propriétés mécanique de ces composites en terme d'évolution des constantes d'élasticité et d'une variable d'endommagement, en relation avec l'évolution de leur microstructure. Ces résultats de mesures sont répartis en deux volets principaux : Evaluation des propriétés mécaniques des matériaux d'essais (sains, endommagés par choc) et caractérisation acoustique de l'endommagement de ces matériaux ayant subi des impacts par chocs dynamiques. Cette étude se termine par une conclusion générale et des perspectives de développement.

## **Chapitre I**

# **Matériaux composites : Elasticité et endommagement**

### **Introduction**

Dans la suite de cette étude, on abordera l'évaluation ultrasonore des propriétés mécaniques de différents matériaux composites. Dans un premier temps, on rappelle, la définition et la classification de ces matériaux. L'utilisation de matériaux composites, préférentiellement aux matériaux traditionnels (polymères, céramiques, métaux et alliages métalliques), se justifie tout d'abord par de meilleures propriétés mécaniques spécifiques d'élasticité (modules et limite d'élasticité rapportés à la masse volumique). La conception de pièces en matériaux composites, dimensionnées en rigidité, permet donc un allègement des structures. Un autre avantage des matériaux composites est la possibilité d'adaptation de l'anisotropie de ces pièces de structure pour répondre au mieux à la sollicitation mécanique envisagée.

Il est alors fondamental pour le concepteur de connaître précisément les propriétés mécaniques d'élasticité anisotrope du matériau composite utilisé. Selon l'arrangement des différentes phases constituantes, le matériau composite présentera en effet une certaine anisotropie à l'échelle macroscopique. Cette anisotropie se traduit mécaniquement par une dépendance de la réponse élastique vis-à-vis de la direction de sollicitation.

La loi de comportement élastique linéaire des matériaux composites, présentée dans un deuxième temps, fait intervenir le tenseur des constantes d'élasticité. Pour décrire leur comportement élastique et selon les symétries matérielles des matériaux composites, le nombre de constantes d'élasticité indépendantes varie. Aussi, on explicite la forme de la matrice associée au tenseur d'élasticité pour différents types de symétries, abordés dans la suite de l'étude. Le comportement des matériaux réels s'écarte généralement des modèles linéaires de comportement élastique ou visqueux, pour adopter un comportement mixte, appelé viscoélastique. On présente, à la fin de cette deuxième partie, quelques caractéristiques de ce

comportement viscoélastique. Celui-ci concerne notamment les matériaux polymères, rencontrés dans la fabrication des composites à matrice polymère.

Les propriétés mécaniques et notamment les constantes d'élasticité, utilisées dans les codes de calcul de dimensionnement de structures, peuvent évoluer au cours des sollicitations dynamiques. Il est alors nécessaire de prendre en compte le développement de défauts, présents dès l'étape d'élaboration ou induits par les sollicitations qui sont l'origine de l'endommagement. On présente, dans la dernière partie de ce chapitre, l'approche phénoménologique de la théorie de l'endommagement et un modèle d'évolution de celui-ci, qui considère la matrice d'élasticité  $C_{ij}$  comme la variable interne d'endommagement.

## **I.1. Présentation des matériaux composites**

### **I.1.1. Définition**

Un matériau composite se présente comme l'assemblage de plusieurs matériaux de nature différente à l'échelle microstructurale. Les composites sont constitués d'une matrice dans laquelle on a dispersé de façon contrôlée des renforts. La matrice maintient les renforts et assure les transferts de charge, tandis que les renforts apportent principalement leurs caractéristiques mécaniques élevées (modules et limites d'élasticité, résistance mécanique...) [GAY, 1991]. Cette association a pour but d'obtenir un matériau dont les propriétés spécifiques (propriétés mécaniques rapportées à la masse volumique) sont supérieures à celles de la matrice non renforcée. Le concept de matériau composite, par le choix des constituants et de leurs proportions respectives, ainsi que le choix de la forme, des dimensions et de la disposition des renforts, permet donc de concevoir un matériau présentant les caractéristiques spécifiques recherchées.

### **I.1.2. Classification des composites**

La nature du matériau constituant la matrice permet de répertorier trois grandes classes de composites, considérées ici par ordre croissant de tenue en température : les composites à matrice polymère (C.M.P.), les composites à matrice métallique (C.M.M.) et les composites à matrice céramiques (C.M.C.). Il est alors possible d'associer à ces trois types de matrice soit des renforts discontinus, dont toutes les dimensions sont très inférieures aux dimensions de la pièce, soit des renforts continus, dont au moins une dimension est du même ordre de grandeur qu'une dimension de la pièce. Les matériaux utilisés comme renforts présentent de bonnes propriétés mécaniques intrinsèques (carbone, alumine, silice, bore, kevlar, acier, nitrure et

carbure de silicium...). Parmi les renforts discontinus, on trouve des fibres courtes monocristallines (wiskers) d'une longueur comprise entre 20 et 100 micromètres et des particules (billes, plaquettes, éclats...) caractérisées par un rapport d'élanement inférieur à 5 et une taille qui peut varier du micromètre à quelques centaines de micromètres. Les renforts continus ou fibres longues ont quant à eux un diamètre qui varie selon leur nature entre quelques micromètres à plus d'une centaine de micromètres. Selon l'application envisagée, l'assemblage de ces fibres longues peut être unidimensionnel (plis unidirectionnels), bidimensionnel (plis tissés, mats à fibre coupées de quelques centimètres ou à fibres continues) ou tridimensionnel (tissus multidimensionnels) [GAY, 1991].

Les fibres longues sont largement associées aux matrices polymères. La fabrication des composites à matrice polymère (C.M.P.) emploie deux types de matrices : les résines thermodurcissables qui représentent 3/4 des C.M.P. actuels (époxyde, polyester, vinylester, polyuréthane...) et les résines thermoplastiques (polypropylène, polyamide...) qui sont moins utilisées mais en pleine progression du fait notamment d'une plus grande recyclabilité (réutilisation après broyage). Les matrices polymères renforcées par des fibres de verre, employées notamment dans les produits de grande diffusion, sont d'une grande importance industrielle. Les fibres de carbone et de kevlar sont utilisées dans une moindre mesure pour des applications de hautes performances dans l'aéronautique et l'aérospatiale. D'autres types de renforts sont employés tels que des billes (verre, élastomère ...) et des charges (fibres broyées, écailles, poudres...). Les pièces en composite à matrice polymère prennent des formes variées (coques, plaques, pièces de révolution ...) grâce aux nombreux procédés de formage mis au point (moulage, pultrusion, estompage...) [REYN, 1995]. Ces composites permettent un allègement des pièces de structure habituellement fabriquées en alliages métalliques. Les composites à matrice polymère présentent néanmoins un vieillissement sous l'action de l'eau et de la chaleur [CHAT, 1991], [CHAT, 1992], [CHAT, 1994], [CHAT, 1995], [VAUT, 1996]. L'utilisation des C.M.P. reste limitée au domaine de température inférieure à 200°C.

Les matériaux composites à matrice polymère se substituent de plus en plus aux matériaux métalliques pour la réalisation de pièces de structure. Les bonnes propriétés mécaniques spécifiques de ces composites permettent en effet un allègement des structures, partiellement recherché dans des secteurs d'activités comme l'aéronautique et l'automobile [VAUT, 1996].

Les composites constitués d'une résine époxyde renforcée par des fibres de verre en particulier, présentent un bon compromis entre propriétés mécaniques et propriétés physico-chimiques. Leur bonne tenue au choc dynamique a été un argument déterminant pour envisager

le remplacement de l'acier par ces composites, notamment dans certains organes des structures aéronautiques [THEV, 1997]. L'emploi de ces composites verres- époxy engendre toutefois de nombreuses difficultés relatives au dimensionnement et à la durabilité des structures, ce qui limite encore l'utilisation de ces matériaux à plus grande échelle.

Le dimensionnement des structures en matériaux composites exige une connaissance précise du comportement mécanique de ces matériaux. Le comportement généralement viscoélastique de ces matériaux peut être caractérisé complètement par les méthodes non destructives ultrasonores.

## **I.2. Comportement élastique**

Pour décrire la loi de comportement d'un matériau donné, la mécanique des milieux continus s'applique au-delà d'une certaine échelle à partir de laquelle le milieu réel est considéré comme continu [MAND, 1974], [LAND, 1987]. Les propriétés, supposées homogènes dans tout le volume considéré, sont représentées par des variables qui définissent l'état thermodynamique du milieu [LEMA, 1988], [FRAN, 1991]. Lorsqu'un tel milieu subit une déformation  $\varepsilon_{ij}$ , des contraintes  $\sigma_{ij}$  prennent naissance en son sein. Les contraintes  $\sigma_{ij}$  sont alors reliées aux déformations  $\varepsilon_{ij}$  par une loi de comportement qui en général est thermo-élasto-visco-plastique. Nous traitons ici la partie élastique qui est typiquement la partie instantanément réversible du comportement.

### **I.2.1. Loi de comportement élastique : approche thermodynamique**

La loi de comportement élastique diffère selon le type de transformation, adiabatique ou isotherme, que subit l'élément de volume considéré. Lors d'un essai de traction, les déformations sont de type isotherme. Dans le cas de la caractérisation ultrasonore, il s'agit plutôt d'une déformation adiabatique. Le passage de l'onde est en effet trop rapide pour qu'un flux de chaleur puisse s'établir entre les zones en traction et celle en compression.

#### **I.2.1.1. Transformation adiabatique**

Considérons tout d'abord le cas d'une transformation sans échange de chaleur dans l'hypothèse des petites déformations élastiques réversibles  $\varepsilon_{ij}$ . La variation d'énergie interne volumique  $dH$  résulte alors de la transformation d'un petit élément de volume représentatif. Elle s'écrit comme la différence entre la quantité de chaleur reçue et le travail fourni lors de la déformation [BRUH, 1996] :

$$dH = TdS + \sigma_{ij}d\varepsilon_{ij} \quad (I.1)$$

Dans l'hypothèse d'une déformation sans échange de chaleur ( $dS = 0$ ), on déduit de l'équation (I.1) la loi de comportement adiabatique [LAND, 1987], [FRAN, 1991] :

$$\sigma_{ij} = \left( \frac{\partial H}{\partial \varepsilon_{ij}} \right)_S \quad (I.2)$$

Nous pouvons alors utiliser, un développement limité de l'énergie interne volumique au deuxième ordre autour de l'état non déformé :

$$H = \left( \frac{\partial H}{\partial \varepsilon_{ij}} \right)_S \varepsilon_{ij} + \frac{1}{2!} \left( \frac{\partial^2 H}{\partial \varepsilon_{ij} \partial \varepsilon_{kl}} \right)_S \varepsilon_{ij} \varepsilon_{kl} \quad (I.3)$$

Ce développement limité étant effectué autour de l'état non déformé qui correspond à l'état d'équilibre thermodynamique ( $H = H_0 = 0$ ), le premier terme s'annule et l'équation (I.3) devient :

$$H = \frac{1}{2!} \left( \frac{\partial^2 H}{\partial \varepsilon_{ij} \partial \varepsilon_{kl}} \right)_S \varepsilon_{ij} \varepsilon_{kl} = \frac{1}{2!} C_{ijkl} \varepsilon_{ij} \varepsilon_{kl} \quad (I.4)$$

L'expression (I.4) définit les composantes du tenseur des constantes d'élasticité adiabatiques du 2<sup>ème</sup> ordre, comme la dérivée seconde de l'énergie interne à entropie constante par rapport aux composantes du tenseur des déformations :

$$C_{ijkl} = \left( \frac{\partial^2 H}{\partial \varepsilon_{ij} \partial \varepsilon_{kl}} \right)_S \quad (I.5)$$

Le tenseur de rang 4 des constantes d'élasticité  $C_{ijkl}$  compte 81 composantes. Dans le cas le plus général, seules 21 constantes indépendantes sont nécessaires à la description du

comportement élastique d'un matériau homogène anisotrope. Cela résulte des propriétés de symétrie des tenseurs des contraintes et des déformations [AULD, 2003], [GAY, 1991].

En substituant l'équation (I.4) dans l'équation (I.2), nous obtenons la loi de comportement du milieu continu élastique homogène :

$$\sigma_{ij} = C_{ijkl} \varepsilon_{kl} \tag{I.6}$$

L'expression tensorielle (I.6) de la loi de Hooke au 1<sup>er</sup> ordre en déformation, peut s'exprimer sous forme matricielle, en utilisant la notation contractée indiquée dans le tableau (I.1).

ij	11	22	33	23	13	12
m	1	2	3	4	5	6

**Tableau I.1.** Changement d'indices de la notation contractée [FRAN, 1991].

$$\begin{aligned} \sigma_{ij} &\Rightarrow \sigma_m \\ C_{ijkl} &\Rightarrow C_{mn} \\ \varepsilon_{ij} &\Rightarrow \begin{cases} \varepsilon_m & \text{pour } m \leq 3 \\ \varepsilon_m / 2 & \text{pour } m > 3 \end{cases} \end{aligned}$$

Sous forme matricielle, la loi de comportement (I.6) devient :

$$\sigma_I = C_{IJ} \varepsilon_J \tag{I.7}$$

Le tenseur des constantes d'élasticité adiabatiques d'ordre 2 prend alors la forme d'une matrice 6×6 qui dans le cas général s'écrit :

$$C_{ij} = \begin{pmatrix} C_{11} & C_{12} & C_{13} & C_{14} & C_{15} & C_{16} \\ & C_{22} & C_{23} & C_{24} & C_{25} & C_{26} \\ & & C_{33} & C_{34} & C_{35} & C_{36} \\ & & & C_{44} & C_{45} & C_{46} \\ & \text{Sym.} & & & C_{55} & C_{56} \\ & & & & & C_{66} \end{pmatrix}$$

### I.2.1.2. Transformation isotherme

Dans le cas d'une transformation isotherme, il faut cette fois introduire l'énergie libre par unité de volume  $F$ . Dans l'hypothèse des petites déformations élastiques réversibles  $\varepsilon_{ij}$ , la variation d'énergie libre volumique  $dF$  qui résulte d'une transformation d'un petit élément de volume représentatif, s'écrit sous la forme [BRUH, 1996] :

$$dF = -SdT + \sigma_{ij}d\varepsilon_{ij} \quad (\text{I.8})$$

Dans l'hypothèse d'une déformation à température constante ( $dT = 0$ ), on déduit de l'équation (I.8) la loi de comportement isotherme [LEMA, 1988], [FRAN, 1991] :

$$\sigma_{ij} = \left( \frac{\partial F}{\partial \varepsilon_{ij}} \right)_T \quad (\text{I.9})$$

Le calcul peut être mené de la même manière que dans le cas d'une transformation adiabatique (chap. I.2.1.1). Il conduit cette fois à définir les constantes d'élasticité isothermes du 2<sup>ème</sup> ordre comme la dérivée seconde de l'énergie libre à température constante :

$$C_{ijkl}^{is} = \left( \frac{\partial^2 F}{\partial \varepsilon_{ij} \partial \varepsilon_{kl}} \right)_T \quad (\text{I.10})$$

Le tenseur des constantes d'élasticité isothermes d'ordre 2 peut être représenté dans les mêmes conditions que précédemment par une matrice  $6 \times 6$  (chap. I.2.1.1).

### I.2.1.3. Comparaison entre une transformation isotherme et une transformation adiabatique

La relation entre les constantes d'élasticité isothermes et adiabatiques n'est pas simple à établir dans le cas général des matériaux anisotropes. Celle-ci fait en effet intervenir des paramètres difficilement mesurables. Le tenseur de dilatation thermique du second ordre en est un exemple.

Dans le cas des matériaux isotropes ou très faiblement anisotropes, des considérations thermodynamiques [BRUH, 1996] permettent d'établir les relations suivantes [DUBU, 1996] :

$$E_{ad} = \frac{E}{1 - E \frac{T\alpha^2}{9C_p}} \quad (\text{I.11})$$

$$\nu_{ad} = \frac{\nu + E \frac{T\alpha^2}{9C_p}}{1 - E \frac{T\alpha^2}{9C_p}} \quad (\text{I.12})$$

$E_{ad}$  et  $E$  représentent les modules d'Young respectivement adiabatique et isotherme.  $\nu_{ad}$  et  $\nu$  sont les coefficients de Poisson respectivement adiabatique et isotherme.  $T$  est la température,  $C_p$  est la chaleur spécifique à pression constante rapportée à l'unité de volume et  $\alpha$  est le coefficient de dilatation thermique.

Dans le cas d'alliages d'aluminiums faiblement anisotropes, il a été montré que les écarts entre les valeurs adiabatiques et isothermes ne dépassent pas 0,05% pour les modules d'Young et 0,2% pour les coefficients de Poisson. Ces écarts restent bien inférieurs aux précisions que les mesures ultrasonores ou mécaniques permettent d'atteindre [DUBU, 1996].

### I.2.2. Anisotropie du comportement élastique

Les propriétés mécaniques macroscopiques des matériaux composites dépendent de leur microstructure. L'organisation microstructurale, plus ou moins régulière, conduit souvent à une anisotropie au niveau macroscopique, soit en relation à des caractéristiques d'anisotropie du protocole d'élaboration, soit en relation à la microstructure propre du matériau. Cette anisotropie se traduit mécaniquement par une dépendance de la réponse élastique vis-à-vis de la direction de sollicitation.

Dans le cas des monocristaux, l'origine de l'anisotropie vient de l'organisation des atomes au sein d'une maille élémentaire. Le tableau (I.2) reprend les sept systèmes cristallins et le nombre de constantes d'élasticité indépendantes, nécessaires à la description de leur comportement élastique.

Système	Cotés de la maille	Angles	$C_{ij}$
Triclinique	$a \neq b \neq c$	$\alpha \neq \beta \neq \gamma \neq 90^\circ$	21
Monoclinique	$a \neq b \neq c$	$\alpha = \beta = 90^\circ \neq \gamma$	13
Orthorhombique	$a \neq b \neq c$	$\alpha = \beta = \gamma = 90^\circ$	9
Rhomboédrique	$a = b = c$	$\alpha = \beta = \gamma \neq 90^\circ$	7-6
Tétragonale	$a = b \neq c$	$\alpha = \beta = \gamma = 90^\circ$	7-6
Hexagonale	$a = b \neq c$	$\alpha = \beta = 90^\circ, \gamma = 120^\circ$	5
Cubique	$a = b = c$	$\alpha = \beta = \gamma = 90^\circ$	3
Isotrope			2

*Tableau. I.2. Systèmes cristallins*

La description de l'organisation microstructurale des matériaux composites est plus délicate. Selon l'arrangement des différentes phases constituantes, le matériau composite présentera ou non une certaine anisotropie à l'échelle macroscopique [FRAN, 1991]. On distinguera les anisotropies volontairement introduites des anisotropies résultant de manière incontrôlée de l'élaboration d'un matériau.

Dans le cas particulier des composites unidirectionnels, la matrice est renforcée par des fibres longues, alignées suivant un même axe. Selon l'arrangement de ces fibres, orientées généralement selon l'axe 1, les composites unidirectionnels présentent différents degrés de symétrie (figure I.1).

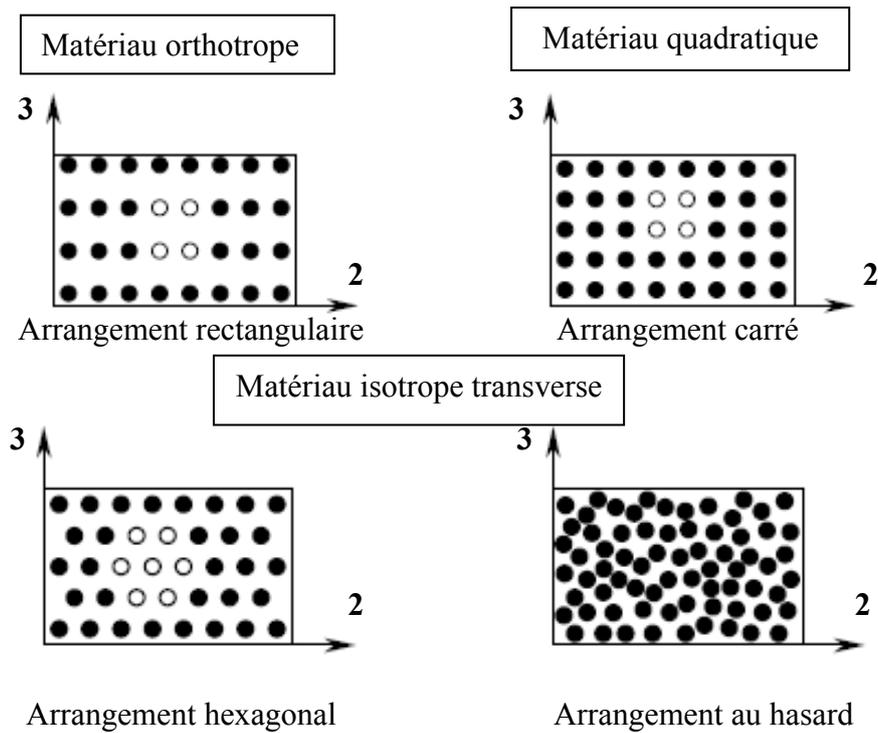


Figure I.1. Effet de l'arrangement des fibres sur la symétrie

L'hypothèse d'orthotropie du comportement correspond à celui d'un milieu homogène équivalent de symétrie orthorhombique. Ces matériaux dits orthotropes présentent trois plans de symétrie orthogonaux dont les intersections définissent les axes principaux d'orthotropie [LEMA, 1988], [FRAN, 1991], [GAY, 1991]. On montre alors que neuf constantes d'élasticité indépendantes sont nécessaires à la description du comportement élastique de ce type de matériau. Dans les axes principaux d'orthotropie, la matrice d'élasticité prend la forme suivante :

$$C_{ij} = \begin{pmatrix} C_{11} & C_{12} & C_{13} & 0 & 0 & 0 \\ & C_{22} & C_{23} & 0 & 0 & 0 \\ & & C_{33} & 0 & 0 & 0 \\ & & & C_{44} & 0 & 0 \\ Sym. & & & & C_{55} & 0 \\ & & & & & C_{66} \end{pmatrix}$$

Les constantes dites de l'ingénieur –modules d'Young  $E_i$ , modules de cisaillement  $G_{ij}$  et coefficient de Poisson  $\nu_{ij}$  - sont exprimés en fonction de la matrice des souplesses  $S_{ij}$  soit

l'inverse de la matrice des constantes d'élasticité  $C_{ij}$ . Dans le repère principal d'orthotropie, la matrice symétrique des souplesses  $S_{ij}$  s'écrit, en fonction des constantes de l'ingénieur, de la manière suivante [LEMA, 1988], [GAY, 1991] :

$$S_{ij} = \begin{pmatrix} \frac{1}{E_1} & -\frac{\nu_{12}}{E_1} & -\frac{\nu_{13}}{E_1} & 0 & 0 & 0 \\ -\frac{\nu_{21}}{E_2} & \frac{1}{E_2} & -\frac{\nu_{23}}{E_2} & 0 & 0 & 0 \\ -\frac{\nu_{31}}{E_3} & -\frac{\nu_{32}}{E_3} & \frac{1}{E_3} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & \frac{1}{G_{23}} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & \frac{1}{G_{13}} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & \frac{1}{G_{12}} \end{pmatrix}$$

Les matériaux composites isotropes transverses admettent quant à eux, les mêmes symétries qu'un milieu homogène équivalent de symétrie hexagonale [LEMA, 1988], [FRAN, 1991], [GAY, 1991]. L'axe des fibres est assimilé à un axe de symétrie d'ordre six. Tous les plans passant par cet axe principal sont équivalents. Les deux autres axes principaux orthogonaux sont identiques et se situent dans le plan isotrope perpendiculaire à l'axe sénéaire.

Le nombre de constantes d'élasticité indépendantes, nécessaires à la description du comportement élastique de ce type de matériau, est alors réduit à cinq. Dans les axes principaux d'isotropie transverse, en prenant l'axe 1 comme axe sénéaire, la matrice d'élasticité prend la forme suivante :

$$C_{ij} = \begin{pmatrix} C_{11} & C_{12} & C_{12} & 0 & 0 & 0 \\ & C_{22} & C_{23} & 0 & 0 & 0 \\ & & C_{22} & 0 & 0 & 0 \\ & & & \frac{C_{22} - C_{23}}{2} & 0 & 0 \\ & Sym. & & & C_{66} & 0 \\ & & & & & C_{66} \end{pmatrix}$$

Les constantes dites de l'ingénieur se déduisent de la matrice symétrique des souplesses  $S_{ij}$ . Celle-ci s'exprime dans le repère principal d'isotropie transverse de la même manière que dans le cas orthotrope, en tenant compte des égalités suivantes [LEMA, 1988], [GAY, 1991] :

$$\begin{aligned}
 E_2 &= E_3 \\
 G_{12} &= G_{13} \\
 G_{23} &= \frac{E_2}{2(1+\nu_{23})} \\
 \nu_{12} &= \nu_{13} \\
 \nu_{21} &= \nu_{31} \\
 \nu_{23} &= \nu_{32}
 \end{aligned} \tag{I.13}$$

Enfin, lorsque la réponse d'un matériau est indépendante de la direction de sollicitation, le matériau est dit isotrope [LEMA, 1988], [FRAN, 1991], [GAY, 1991]. Le nombre de constantes d'élasticité indépendantes est alors réduit à deux et la matrice d'élasticité s'écrit :

$$C_{ij} = \begin{pmatrix} C_{11} & C_{12} & C_{12} & 0 & 0 & 0 \\ & C_{11} & C_{12} & 0 & 0 & 0 \\ & & C_{11} & 0 & 0 & 0 \\ & & & \frac{C_{11}-C_{12}}{2} & 0 & 0 \\ & Sym. & & & \frac{C_{11}-C_{12}}{2} & 0 \\ & & & & & \frac{C_{11}-C_{12}}{2} \end{pmatrix}$$

Compte tenu du nombre réduit de constantes d'élasticité dans cette représentation matricielle, il est préférable d'utiliser soit les coefficients de Lamé  $\lambda$  et  $\mu$ , soit les constantes dites de l'ingénieur  $E$ ,  $G$  et  $\nu$ . Il existe d'ailleurs des relations simples entre ces différentes constantes [LEMA, 1988] :

$$\lambda = \frac{\nu E}{(1+\nu)(1-2\nu)} = C_{12} \quad (\text{I.14})$$

$$\mu = \frac{E}{2(1+\nu)} = C_{44} = G \quad (\text{I.15})$$

$$E = \mu \frac{3\lambda + 2\mu}{\lambda + \mu} \quad (\text{I.16})$$

$$\nu = \frac{\lambda}{2(\lambda + \mu)} \quad (\text{I.17})$$

### I.2.3. Viscoélasticité

Lorsqu'ils ne subissent que des petites déformations à température ambiante, la plupart des matériaux de structure ont un comportement essentiellement élastique. Le comportement élastique linéaire de ces matériaux est décrit par la loi de Hooke (équation I.6) indépendante des vitesses de déformation. Les fluides ont quant à eux un comportement essentiellement visqueux aux faibles vitesses de déformation. Lorsqu'il y a proportionnalité entre les contraintes et les vitesses de déformation, ces fluides sont dits Newtoniens.

Le comportement des matériaux réels s'écarte généralement de ces deux modèles pour adopter un comportement mixte, appelé viscoélastique. C'est le cas notamment des matériaux polymères, qui interviennent dans la fabrication des composites à matrice polymère.

#### I.2.3.1. Rhéologie des polymères

Lorsqu'on applique une contrainte à un matériau polymère, la réponse se compose généralement d'une déformation élastique instantanée et réversible, et d'une déformation non élastique qui dépend du temps. Cette dernière peut être décomposée en une déformation viscoélastique (ou anélastique) recouvrable et en une déformation viscoplastique permanente.

Il est possible d'étudier le comportement mécanique des polymères par des essais statiques et des essais dynamiques. Les essais statiques de fluage ou de relaxation de contrainte, fournissent le module relaxé en extension  $E(t)$  (ou en cisaillement  $G(t)$ ) comme une fonction du temps.

Les essais de viscoélasticité dynamique, consistent à appliquer à un échantillon une contrainte harmonique de faible amplitude et de pulsation  $\omega$ . Cette sollicitation conduit, dans le cas d'un comportement linéaire, à une déformation sinusoïdale de même pulsation  $\omega$ , mais déphasée par rapport à l'excitation. On définit le module dynamique en cisaillement  $G^*$ , par exemple, sous la forme complexe suivante :

$$G^* = G' + iG'' \quad (\text{I.18})$$

Le module de conservation  $G'$  représente les propriétés d'élasticité du matériau tandis que le module de perte  $G''$  caractérise la partie purement visqueuse du comportement. Le module dynamique  $G^*$  peut être aussi représenté sous la forme d'un module  $|G|$  et d'un coefficient d'amortissement  $\tan \delta$  :

$$|G| = \sqrt{G'^2 + G''^2} \quad (\text{I.19})$$

$$\tan \delta = \frac{G''}{G'} \quad (\text{I.20})$$

La déformation d'un matériau viscoélastique met en jeu des mécanismes de relaxation mécanique thermiquement activés [PERE, 1992]. Le module dynamique  $G^*(\nu, T)$  est donc fonction de la fréquence de sollicitation  $\nu$  et de température  $T$ . Les appareils classiques de mesure de ces propriétés viscoélastiques travaillant en oscillations forcées, à des fréquences relativement basses de l'ordre de 1Hz. L'évolution du module dynamique en cisaillement  $G^*$  (pendule de torsion) peut être étudiée en fonction de la température à fréquence constante (Courbes isochrones) ou en fonction de la fréquence à température constante (courbes isothermes). Cependant, il est difficile dans la pratique, de déterminer le comportement viscoélastique d'un matériau composite sur un large domaine de températures ou de fréquences. La durée du Phénomène de relaxation à basse température est par exemple incompatible avec la durée des expériences et les gammes de fréquences disponibles restent limitées. Le recours au principe d'équivalence Temps-Température permet de connaître le comportement viscoélastique d'un matériau sur toute une gamme de température et de fréquence à partir d'un nombre limité d'expériences. Cette équivalence est établie par l'équation empirique de Williams-Landel-Ferry [PERE, 1992].

### I.2.3.2. Matériaux viscoélastiques anisotropes

Les méthodes classiques (statiques ou dynamiques) fournissent une mesure des propriétés de viscoélasticité en termes de module d'Young ou de cisaillement complexes (équation I.18), uniquement selon les directions de chargement. Elles ne permettent donc pas une mesure simultanée, selon différentes directions, des quantités nécessaires à la caractérisation des propriétés dans les matériaux viscoélastiques anisotropes. L'évaluation non destructive ultrasonore, qui utilise des ondes élastiques de faible amplitude dans un domaine de fréquences plus élevées ( $f > 200 \text{ kHz}$ ), permet la caractérisation de tels matériaux [HOST, 1991], [HOST, 1997]. Les propriétés d'élasticité et de viscosité sont alors représentées par la matrice de viscoélasticité complexe  $C_{ij}^*$  :

$$C_{ij}^* = C_{ij}' + iC_{ij}'' \quad (\text{I.21})$$

Les parties réelles  $C_{ij}'$  sont les constantes d'élasticité et les parties imaginaires  $C_{ij}''$  sont les constantes de viscosité. L'expression du coefficient d'amortissement  $\tan \delta_{ij}$  permet cette fois d'apprécier l'évolution relative entre les propriétés de viscosité et les propriétés d'élasticité des matériaux viscoélastiques anisotropes :

$$\tan \delta_{ij} = \frac{C_{ij}''}{C_{ij}'} \quad (\text{I.22})$$

L'évaluation non destructive ultrasonore permet par exemple, d'étudier le comportement viscoélastique anisotrope des matériaux composites à matrice polymère, en fonction de la température [BAUD, 1997].

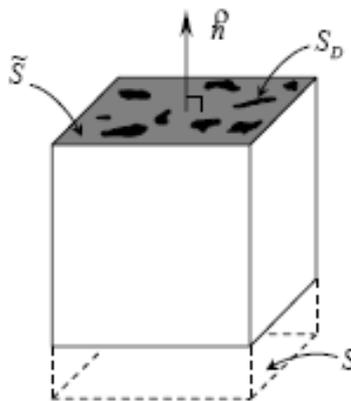
### I.3. Endommagement

L'étude du comportement mécanique d'un matériau composite conduit souvent à prendre en compte la détérioration progressive qui mène à sa rupture macroscopique. Cet endommagement peut trouver son origine dans le développement de défauts, présents dès l'étape d'élaboration ou induits par des sollicitations mécaniques diverses lors de son utilisation. L'évolution des propriétés mécaniques d'un matériau composite, depuis son état initial jusqu'à sa rupture, est décrite par la théorie de l'endommagement [LEMA, 1988], [CHAB, 1988], [FRAN, 1993], [LEMA, 1996].

Après avoir rappelé la définition de l'endommagement, issue de l'approche phénoménologique initiée par Lemaitre et Chaboche [LEMA, 1988], on expliquera dans quelle mesure l'évolution des constantes d'élasticité constitue un bon indicateur de l'endommagement.

#### I.3.1 Définition de l'endommagement

Considérons un élément de volume d'un matériau endommagé, c'est-à-dire au sein duquel on trouve des microfissures et des cavités dans des proportions notables alors que dans l'état initial du même matériau non endommagé ces microfissures et cavités sont imperceptibles [LEMA, 1988]. Soit une section d'aire  $S$  de cet élément de volume repérée par sa normale  $n$  (figure I.2). Dans cette section, il apparaît des discontinuités de formes diverses d'aire totale  $S_D$ .



**Figure I.2.** *Elément de volume endommagé*

L'aire de résistance effective  $\tilde{S}$  s'écrit alors comme la différence entre l'aire  $S$  de la section et  $S_D$  l'aire totale de l'ensemble des défauts présents dans la surface  $S$  :

$$\tilde{S} = S - S_D \quad (\text{I.23})$$

L'endommagement dans la direction  $n$  notée  $D_n$  est alors défini comme le rapport entre  $S_D$  et  $S$  [LEMA, 1988], [CHAB, 1988] :

$$D_n = \frac{S_D}{S} = \frac{S - \tilde{S}}{S} \quad (\text{I.24})$$

Ainsi, la variable d'endommagement  $D_n$  représente l'aire relative des microfissures et des cavités coupées par le plan défini par sa normale  $n$ . Mathématiquement, lorsque  $S$  tend vers 1,  $D_n$  représente la densité surfacique des discontinuités de la matière dans le plan de la normale  $n$ .  $D_n$  Varie de 0 à 1 entre l'état initial non endommagé et la rupture de l'élément de volume considéré selon un plan normal à  $n$  :

$$\tilde{S} = S \Rightarrow D_n = 0 \quad (\text{I.25})$$

$$\tilde{S} = 0 \Rightarrow D_n = 1 \quad (\text{I.26})$$

Dans le cas d'un endommagement anisotrope, constitué de microfissures et de cavités orientées, la valeur de  $D_n$  dépend de la direction de la normale  $n$  [CHAB, 1990]. Un endommagement isotrope présente au contraire, une distribution uniforme des microfissures et des cavités. Dans ce cas, la variable  $D_n$  est indépendante de la direction  $n$  et le scalaire  $D$  décrit complètement l'état d'endommagement. Une des limites d'utilisation de cette variable d'endommagement, vient de la difficulté expérimentale à connaître avec précision la morphologie des défauts pour calculer  $S_D$  ou  $\tilde{S}$  [LEMA, 1988].

### I.3.2. Variable d'endommagement

La définition d'une variable d'endommagement représentative de l'état de dégradation d'un matériau composite, peut être reliée à la mesure des propriétés mécaniques globales (d'élasticité) grâce à la notion de contrainte effective introduite par Kachanov et Rabotnov [LEMA, 1978]. Ainsi, dans le cas d'un chargement uniaxial, la force  $F$  s'applique sur la section  $S$ .  $\sigma = F/S$  représente alors la contrainte usuelle. En présence d'un endommagement isotrope de mesure  $D$ , la section de résistance effective  $\tilde{S}$  est :

$$\tilde{S} = S - S_D = S(1 - D) \quad (I.27)$$

La contrainte effective  $\tilde{\sigma}$  est alors définie comme la force rapportée à la section de résistance effective  $\tilde{S}$  :

$$\tilde{\sigma} = \frac{F}{\tilde{S}} \quad (I.28)$$

$\tilde{\sigma}$  peut alors s'exprimer en fonction de la contrainte usuelle  $\sigma$  et de la variable d'endommagement  $D$  [CHAB, 1988] :

$$\tilde{\sigma} = \frac{F}{\tilde{S}} = \frac{F S}{S \tilde{S}} = \sigma \frac{S}{\tilde{S}} = \frac{\sigma}{(1 - D)} \quad (I.29)$$

L'hypothèse supplémentaire d'équivalence en déformation suppose que le comportement à la déformation du matériau n'est affecté par l'endommagement que sous la seule forme de la contrainte effective. Cette hypothèse simplificatrice, permet d'obtenir la loi de comportement du matériau endommagé, en remplaçant la contrainte usuelle par la contrainte effective dans la loi de comportement du matériau non endommagé (état initial) [LEMA, 1988].

Dans le cas d'un endommagement isotrope, l'utilisation de l'hypothèse d'équivalence en déformation, permet d'exprimer  $D$  en fonction de  $E_0$ , qui désigne le module d'Young du matériau dans son état initial non endommagé, et de  $E$ , module d'Young du matériau après endommagement :

$$D = 1 - \frac{E}{E_0} \quad (\text{I.30})$$

Parmi les différentes approches proposées dans le cas d'un endommagement anisotrope [CHAB, 1990], on adoptera le modèle original initié par El Guerjouma et Baste [EL GU, 1989] et formalisé par Baste et Audoin [BAST, 1991], qui considère la matrice d'élasticité  $C_{ij}$  comme la variable interne d'endommagement. L'état d'endommagement est alors déterminé par la mesure des différences  $\omega_{ij}$  entre les constantes d'élasticité  $C_{ij}^0$  du matériau dans son état initial non endommagé et les constantes d'élasticité  $C_{ij}$  au cours de l'endommagement :

$$\omega_{ij} = C_{ij}^0 - C_{ij} \quad (\text{I.31})$$

Ainsi, la variation  $\omega_{ij}$  de la matrice d'élasticité, normée par les constantes d'élasticité  $C_{ij}^0$ , décrit l'évolution des variables d'endommagement grâce aux relations [BAST, 1991] :

$$D_{ii} = 1 - \frac{C_{ii}}{C_{ii}^0} \quad i = 1, \dots, 6 \quad (\text{I.32})$$

$$D_{ij} = \frac{C_{ij}^0 - C_{ij}}{C_{ij}^0 + \text{Sign}(C_{ij}^0 - C_{ij}) \sqrt{C_{ii}^0(1 - D_{ii})C_{jj}^0(1 - D_{jj})}} \quad (\text{I.33})$$

$$i, j = 1, \dots, 6 \quad i \neq j$$

Dans le cas d'un matériau orthotrope (Chap.I.2.2),  $D_{11}, D_{22}$  et  $D_{33}$  quantifient respectivement l'endommagement suivant les axes principaux 1, 2 et 3 tandis que  $D_{44}, D_{55}$  et  $D_{66}$  caractérisent respectivement l'endommagement des plans principaux de cisaillement (2,3), (1,3) et (1,2). Enfin,  $D_{23}, D_{13}$  et  $D_{12}$  précisent respectivement la variation du couplage entre les directions 2 et 3, 1 et 3, 1 et 2 au cours de l'endommagement.

Cette approche est particulièrement intéressante lorsqu'on considère un matériau composite anisotrope qui, pris dans son état brut d'élaboration, subit au cours de son cycle de

vie des sollicitations de différentes natures (mécanique [BAST, 1992], environnementales [HOST, 1992], ...). La détérioration d'un matériau est souvent à l'origine d'une anisotropie induite. Le matériau endommagé perd alors sa symétrie initiale. Aristégui et Baste [ARIS, 1997a] proposent, dans ce cas, de rechercher le repère de plus grande symétrie du matériau endommagé, à partir de mesures de vitesses de propagation d'ondes de volume ultrasonores (transversales et longitudinales).

### **Conclusion**

Ce premier chapitre a tout d'abord permis de présenter les matériaux composites. On a ensuite défini la notion des constantes d'élasticité, en explicitant la forme de la matrice d'élasticité pour différents types de symétries, abordés par la suite. Enfin, on a montré que l'évolution des constantes d'élasticité permet de définir un indicateur macroscopique de l'endommagement des matériaux composites sollicités par les chocs dynamiques.

Pour mieux comprendre la méthode d'évaluation acoustique ultrasonore des propriétés d'élasticité des matériaux composites, on propose le chapitre II.

## Chapitre II

### Détermination ultrasonore des constantes mécaniques des composites

#### Introduction

En sciences des matériaux, les propriétés d'élasticité des solides anisotropes sont des grandeurs physiques très importantes. Dans le cadre de la métallurgie physique, elles décrivent le potentiel interatomique et l'anharmonicité de ce dernier. Elles peuvent représenter une source d'informations considérables sur la plupart des processus métallurgiques ayant lieu au sein d'un matériau (transitions de phase, précipitation...). Pour le mécanicien, la connaissance des propriétés mécaniques est indispensable pour le dimensionnement et le calcul des structures, ainsi que pour la validation des modèles prédictifs. Enfin, la mesure de ces propriétés peut constituer un moyen non destructif performant de caractérisation des matériaux, notamment de leur endommagement anisotrope.

Les constantes d'élasticité peuvent être mesurées par des méthodes mécaniques classiques basées, par exemple, sur des mesures d'extensomètre. Dans le cas des matériaux anisotropes élaborés sous forme de plaques minces, comme dans le cas général des matériaux composites [DUCR, 2005], ces méthodes destructives donnent des résultats imprécis et incomplets. Parmi les différentes méthodes de mesure des constantes d'élasticité développées à ce jour [EVER, 1994], [ACHE, 2006], l'évaluation acoustique ultrasonore de ces propriétés permet de s'affranchir de ces inconvénients. Les ondes élastiques utilisées en caractérisation des matériaux sont des ondes ultrasonores de faible amplitude et de fréquence supérieur à 200 kHz. Les contraintes locales engendrées lors du passage de l'onde ultrasonore sont bien inférieures à la limite d'élasticité du milieu de propagation. Ainsi, l'étude de la propagation des ondes ultrasonores dans les matériaux composites stratifiés montre que la vitesse de propagation est directement liée aux propriétés d'élasticité et d'inertie du matériau étudié [AULD, 2003], [ROYE, 1996]. L'étude de base, commune à tous les dispositifs, consiste à générer une onde ultrasonore de structure spatiale connue et à mesurer sa vitesse de propagation pour déterminer les propriétés d'élasticité des matériaux composites.

Pour les matériaux faiblement dispersifs, la mesure des vitesses de propagation s'effectue soit par contact direct [PAPA, 1991], soit en immersion [MARK, 1998], [HOST, 1993], [ROUX, 1985], [HOST, 1997], [HOST, 1999], [ROKH, 1989], [ROKH, 1992], [CHU, 1992], [DUBU, 1996]. Les méthodes ultrasonores à contact direct nécessitent, pour la caractérisation des matériaux anisotropes, plusieurs éprouvettes découpées dans différentes directions [PAPA, 1991]. Ceci est en contradiction avec l'aspect non destructif recherché et limite l'utilisation de ces méthodes lorsque le but est de suivre l'évolution des propriétés mécaniques lors d'un endommagement des matériaux stratifiés sollicités par les chocs dynamiques (impacts basse vitesse). Les méthodes en immersion, basées sur l'étude de la transmission ultrasonore au travers d'une lame à faces parallèles immergée dans de l'eau, présentent l'avantage majeur de permettre de nombreuses mesures de vitesses pour un nombre réduit de coupes orientées (une seule pour les matériaux orthotropes) [MARK, 1998]. En effet, l'interface liquide-solide permet en incidence variable la génération d'au moins deux modes de propagation et autorise un grand nombre de mesures de vitesse [AULD, 2003], [ROYE, 1996]. Cette configuration convient particulièrement aux matériaux anisotropes et permet par exemple la caractérisation sous charge mécanique des propriétés d'élasticité, [BAST, 1989], [EL GU, 1989], [AUDO, 1991], [BAST, 1992], [EL GU, 1992b], [EL GU, 1992c], [EL BO, 1994].

Depuis les travaux de Markham [MARK, 1998], les méthodes en immersion connaissent un développement soutenu tant au niveau métrologique, en terme de mesure de vitesse, qu'au niveau de la résolution du problème inverse. En immersion, le nombre de vitesse de phase des ondes ultrasonores mesurées dans différents plans, est généralement supérieur au nombre de constantes d'élasticité à déterminer. Ce problème surdéterminé, est généralement résolu par optimisation. La première procédure d'optimisation, développée par Hosten et Castagnède pour les matériaux isotropes transverses [HOST, 1993], puis étendue successivement par Baste et Hosten [BAST, 1990] et Aristégui et Baste [ARIS, 1997], [ARIS, 1997a], à l'étude des matériaux orthotropes et de symétrie moins élevée, consiste à déterminer les constantes d'élasticité en minimisant la somme des carrés de l'équation de Christoffel.

Une autre approche, utilisée notamment par Rokhlin et Wang [ROKH, 1989], [ROKH, 1992] et Dubuget [DUBU, 1996], minimise la somme des carrés des écarts entre les vitesses théoriques et expérimentales. Enfin, la mesure de la vitesse et de l'atténuation de modes hétérogènes dans les milieux anisotropes viscoélastiques, proposée par Hosten et al [HOST, 1997]. Par le cas des matériaux isotropes transverses, puis étendue à l'orthotropie par Hosten

[HOST, 1991], [HOST, 1998] permet de déterminer les constantes d'élasticité viscoélastiques et de suivre leur évolution avec les charges dynamiques [BAUD, 1997].

L'objectif de ce chapitre est de présenter la méthode d'évaluation acoustique ultrasonore des propriétés d'élasticité des matériaux composites, développée initialement par Mouchtachi [MOUC, 1996] et Dubuget [DUBU, 1996]. Le problème direct, abordé dans un premier temps, consiste à calculer les vitesses de propagation des ondes ultrasonores, les constantes d'élasticité du milieu étant connues. Dans un deuxième temps, nous présentons la méthode de résolution du problème inverse qui consiste à déterminer les constantes d'élasticité à partir de mesures de vitesses. Enfin, nous présentons le dispositif de mesure des vitesses de propagation.

## **II.1. Ondes ultrasonores dans un milieu anisotrope**

L'étude de la propagation des ondes ultrasonores dans les solides nécessite la connaissance de la structure de l'onde et des propriétés du milieu de propagation [AULD, 2003], [ROYE, 1996]. Dans la suite de cette étude, l'onde supposée plane, progressive et monochromatique, se propage dans un milieu élastique, anisotrope et homogène par rapport aux longueurs d'ondes considérées.

### **II.1.1. Equation de propagation**

Lors du passage de l'onde ultrasonore, le tenseur des déformations  $\varepsilon_{kl}$ , correspondant à la déformation élastique ultrasonore, s'écrit en fonction des petits déplacements  $u$  :

$$\varepsilon_{kl} = \frac{1}{2} \left( \frac{\partial u_k}{\partial x_l} + \frac{\partial u_l}{\partial x_k} \right) \quad (\text{II.1})$$

Ce tenseur des déformations  $\varepsilon_{kl}$  est lié au tenseur des contraintes  $\sigma_{ij}$  par la loi de comportement élastique (Chap.I.3.1) du milieu de propagation :

$$\sigma_{ij} = C_{ijkl} \varepsilon_{kl} \quad (\text{II.2})$$

$C_{ijkl}$  est le tenseur des contraintes d'élasticité d'ordre 2.

Compte tenu des relations (II.1) et (II.2) et des propriétés de symétrie du tenseur  $C_{ijkl}$ , la loi de Hooke peut aussi s'écrire :

$$\sigma_{ij} = C_{ijkl} \frac{\partial u_l}{\partial x_k} \quad (\text{II.3})$$

L'action de la pesanteur étant négligée, la relation fondamentale de la dynamique, appliquée à un petit élément de volume de masse  $\rho$ , s'écrit :

$$\rho \frac{\partial^2 u_i}{\partial t^2} = \frac{\partial \sigma_{ij}}{\partial x_j} \quad (\text{II.4})$$

La substitution de l'expression (II.3) dans la relation fondamentale de la dynamique (II.4) permet d'obtenir l'équation de propagation pour les petits déplacements  $u$  [AULD, 2003] :

$$\rho \frac{\partial^2 u_i}{\partial t^2} = C_{ijkl} \frac{\partial^2 u_l}{\partial x_j \partial x_k} \quad (\text{II.5})$$

L'équation (II.5) est appelée l'équation dynamique de l'acoustique.

### **II.1.2. Solution de l'équation de propagation**

Une solution de l'équation de propagation (II.5) est recherchée sous la forme d'une onde plane, progressive et monochromatique. Cette onde, de vecteur polarisation  $u^0$ , se propage à la vitesse de phase  $V$  dans la direction,  $n$  perpendiculaire au plan d'onde d'équation  $n \cdot x = C^{te}$  [ROYE, 1996] :

$$u_i = u_i^0 F\left(t - \frac{n \cdot x}{V}\right) \quad (\text{II.6})$$

La substitution de l'expression (II.6) dans l'équation de propagation (II.5) conduit à l'équation de Christoffel :

$$\rho V^2 u_i^0 = C_{ijkl} n_j n_k u_l^0 \quad (\text{II.7})$$

En introduisant le tenseur de Christoffel du second ordre :

$$\Gamma_{il} = C_{ijkl} n_j n_k \quad (\text{II.8})$$

L'équation (II.7) devient :

$$\Gamma_{il} u_l^0 = \rho V^2 u_i^0 \quad (\text{II.9})$$

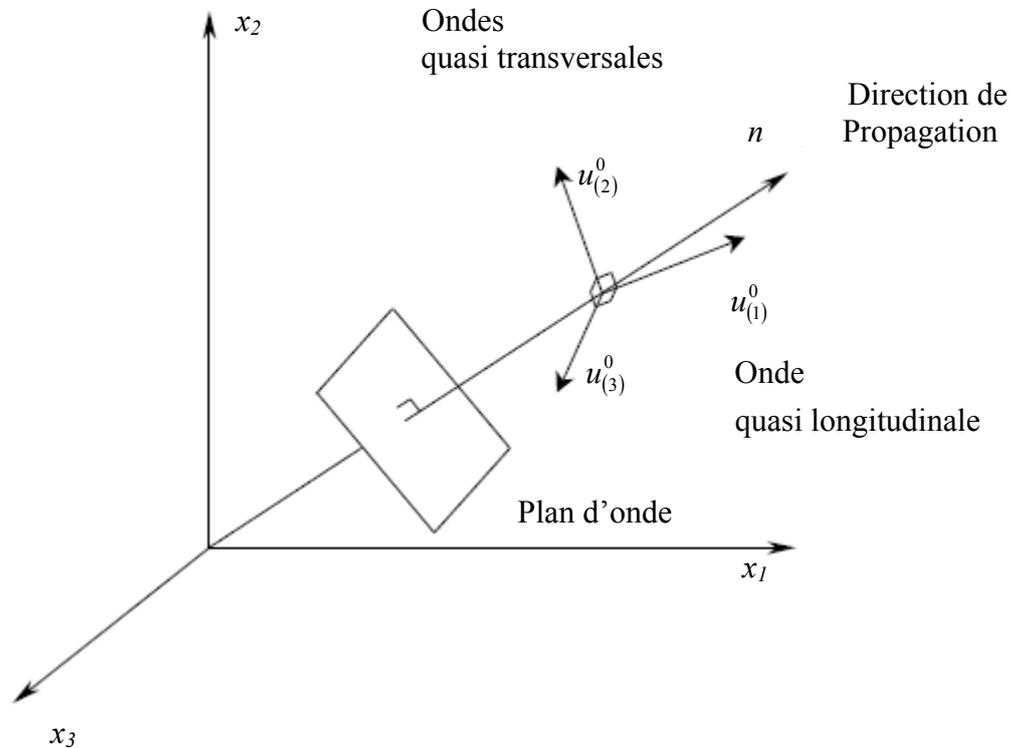
Les vitesses de phase  $V$  et les polarisations des ondes planes, qui se propagent dans la direction  $n$ , s'obtiennent alors en calculant respectivement les valeurs propres et les vecteurs propres du tenseur de Christoffel  $\Gamma_{il}$ .

Les valeurs propres sont les racines de l'équation suivante :

$$|\Gamma_{il} - \rho V^2 \delta_{il}| = 0 \quad (\text{II.10})$$

$\delta_{il}$  : est le symbole de Kronecker.

Le tenseur du second ordre  $\Gamma_{il}$  étant symétrique, l'équation de Christoffel admet trois valeurs propres réelles positives qui correspondent aux trois vitesses de propagation  $V$  des trois modes susceptibles de se propager dans la direction  $n$ . Les trois vecteurs propres orthogonaux associés sont, quant à eux, les polarisations  $u^0$  des modes correspondants. Ainsi, il existe dans le cas général trois ondes planes se propageant dans une même direction avec des vitesses différentes et de polarisations orthogonales [ROYE, 1996]. Le vecteur polarisation n'est généralement pas colinéaire ou orthogonale à la direction de propagation  $n$  et les trois modes générés ne sont pas purs. L'onde dont le vecteur polarisation est le plus proche de la direction de propagation est appelée quasi longitudinale. La vitesse de l'onde quasi longitudinale est généralement supérieure à celle des deux autres appelées quasi transversales figure (II.1).



**Figure II.1.** Ondes planes susceptibles de se propager dans la direction  $n$

Dans le cas général où l'on s'intéresse à la propagation d'une onde ultrasonore dans une direction quelconque d'un matériau composite, l'équation (II.10) conduit à un polynôme caractéristique du 3<sup>ème</sup> degré en  $\rho V^2$ .

### II.1.3. Propagation suivant des directions particulières

Nous nous limitons à présent aux matériaux composites de symétrie orthotrope (I.3.2). Cette symétrie est en effet suffisamment générale pour décrire l'ensemble des matériaux composites envisagés par la suite. Dans l'hypothèse où les axes principaux sont connus, l'étude de la propagation dans des directions liées aux éléments de symétrie, conduit à des expressions analytiques des vitesses notablement simplifiées [ROYE, 1996].

II.1.3.1. Propagations dans les directions principales

La propagation des ondes ultrasonores dans les directions principales met en jeu les constantes d'élasticité diagonales  $C_{ii}$ . Le tenseur de Christoffel  $\Gamma_{ij}$  prend une forme simple dans chacune des directions principales :

$$\Gamma_{ij}^{[100]} \begin{pmatrix} C_{11} & 0 & 0 \\ 0 & C_{66} & 0 \\ 0 & 0 & C_{55} \end{pmatrix} \quad \Gamma_{ij}^{[010]} \begin{pmatrix} C_{66} & 0 & 0 \\ 0 & C_{22} & 0 \\ 0 & 0 & C_{44} \end{pmatrix} \quad \Gamma_{ij}^{[001]} \begin{pmatrix} C_{55} & 0 & 0 \\ 0 & C_{44} & 0 \\ 0 & 0 & C_{33} \end{pmatrix}$$

On en déduit alors facilement les expressions des vitesses de propagation  $V_{ij}$  en fonction des constantes d'élasticité  $C_{ii}$  et de la masse volumique  $\rho$  figure (II.2).

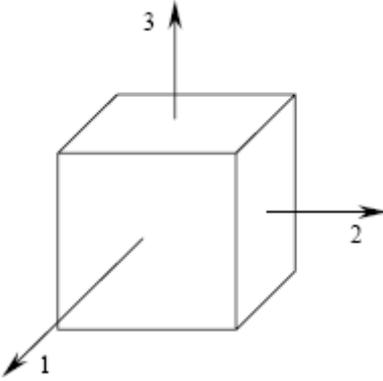
$$\begin{aligned} V_{33} &= \sqrt{C_{33}/\rho} \\ V_{31} &= \sqrt{C_{55}/\rho} \\ V_{32} &= \sqrt{C_{44}/\rho} \\ V_{11} &= \sqrt{C_{11}/\rho} \\ V_{12} &= \sqrt{C_{66}/\rho} \\ V_{13} &= \sqrt{C_{55}/\rho} \\ V_{22} &= \sqrt{C_{22}/\rho} \\ V_{21} &= \sqrt{C_{66}/\rho} \\ V_{23} &= \sqrt{C_{44}/\rho} \end{aligned}$$


Figure II.2. Expression des vitesses dans les directions principales d'un matériau orthotrope

$V_{ij}$  Désigne la vitesse de propagation dans la direction principale  $i$  de l'onde polarisée selon  $j$ . Dans le cas de la propagation dans les directions principales, les ondes longitudinales et transversales sont de modes purs (II.1.2).

### II.1.3.2. Propagations dans les plans principaux

Le tenseur de Christoffel prend une forme relativement simple dans chacun des plans principaux [BAST, 1990]. Dans le plan principal (001) par exemple, le tenseur  $\Gamma_{il}$  s'écrit :

$$\Gamma_{(001)}^{il} = \begin{pmatrix} C_{11}n_1^2 + C_{66}n_2^2 & (C_{12} + C_{66})n_1n_2 & 0 \\ (C_{12} + C_{66})n_1n_2 & C_{66}n_1^2 + C_{22}n_2^2 & 0 \\ 0 & 0 & C_{55}n_1^2 + C_{44}n_2^2 \end{pmatrix}$$

Dans ce cas, l'équation caractéristique se réduit à un polynôme du 3<sup>ème</sup> degré en  $\rho V^2$  :

$$(\Gamma_{33} - \rho V^2) \left[ (\rho V^2)^2 - (\Gamma_{11} + \Gamma_{22}) \rho V^2 + \Gamma_{11}\Gamma_{22} - \Gamma_{12}^2 \right] = 0 \quad (\text{II.11})$$

L'expression (II.11) permet d'obtenir aisément les vitesses de propagation des ondes ultrasonores dans le plan(001). La propagation d'une onde dans la direction [110] du plan (001) donne par exemple, pour la vitesse quasi longitudinale, l'expression suivante :

$$V_{[110]}^{QL} = \frac{1}{\sqrt{2\rho}} \sqrt{C_{11} + C_{22} + 2C_{66} + \sqrt{C_{11}^2 + 4C_{12}^2 - 2C_{11}C_{22} + C_{22}^2 + 8C_{12}C_{66} + 4C_{66}^2}} \quad (\text{II.12})$$

Dans ce cas, la propagation dans une direction non principale met en jeu à la fois les constantes d'élasticité diagonales  $C_{11}$ ,  $C_{22}$   $C_{66}$  et la constante d'élasticité non diagonale  $C_{12}$ . Les équations dans les deux autres plans principaux sont obtenues par permutation circulaire des indices.

### II.1.4. Résolution numérique du problème direct

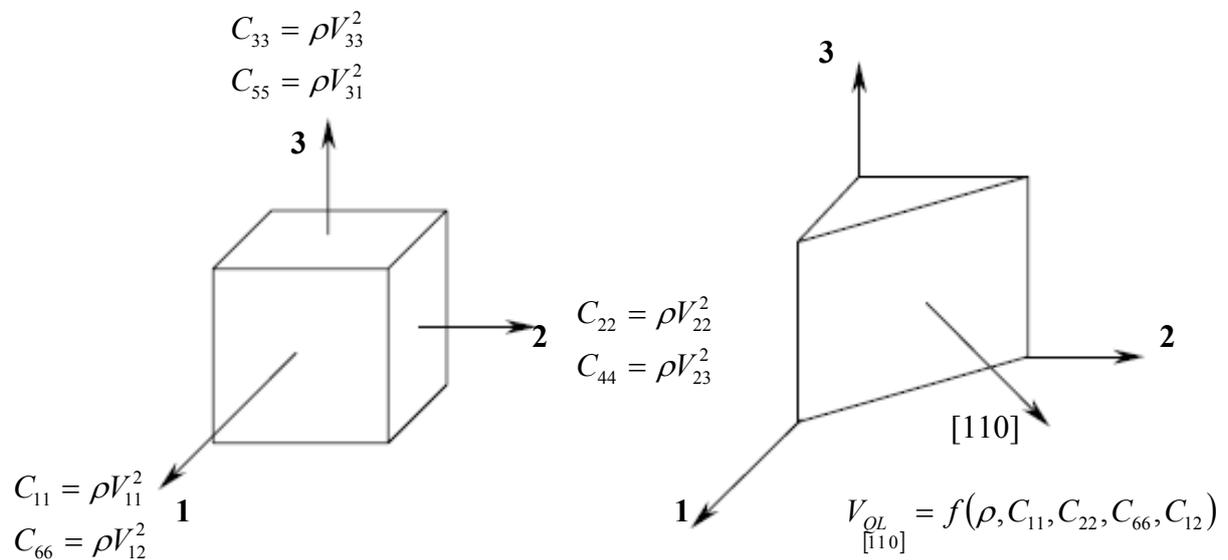
Au lieu d'utiliser une solution analytique pour obtenir les racines réelles positives de l'équation (II.10) [MOUC, 1996], il existe une méthode numérique dite de Jacobi [PRES, 1992] qui permet d'obtenir simultanément les vitesses de phase et les polarisations associées [DUBU, 1996]. Dans une direction de propagation  $n$  donnée, les valeurs propres du tenseur de Christoffel (II.1.2) sont obtenues en diagonalisant  $\Gamma_{il}$  par approximations successives. L'algorithme construit simultanément la matrice de changement de repère, constituée par les trois vecteurs propres associés [CIAR, 1988].

**II.2. Détermination des constantes d'élasticité : résolution du problème inverse**

On présente maintenant la résolution du problème inverse, qui consiste à déterminer les constantes d'élasticité d'un matériau donné à partir de vitesses de propagation d'ondes ultrasonores mesurées. Dans un premier temps, on peut simplifier le problème en effectuant ces mesures de vitesses selon des directions de propagation particulières, liées aux éléments de symétrie du matériau. Cependant, cette méthode n'a pas été envisagée car elle nécessite plusieurs coupes orientées de l'échantillon. L'utilisation d'une procédure d'optimisation, permet quant à elle de caractériser l'ensemble des constantes d'élasticité des matériaux orthotropes, sur une seule éprouvette élaborée sous forme de plaque mince.

**II.2.1. Détermination par mesure de vitesses particulières**

Une manière simple de déterminer les propriétés d'élasticité d'un matériau composite, consiste à considérer des directions particulières, pour lesquelles les expressions des vitesses ne font intervenir qu'un nombre limité de constantes d'élasticité [PAPA, 1991]. Comme il a été montré lors de la résolution du problème direct (Chap.II.2.3.1), six mesures de vitesses dans les trois directions principales suffisent pour déterminer les six constantes d'élasticités diagonales  $C_{ii}$  figure (II.3).



**Figure II.3.** Détermination des constantes d'élasticité d'un matériau orthotrope par mesure de vitesses dans des directions particulières

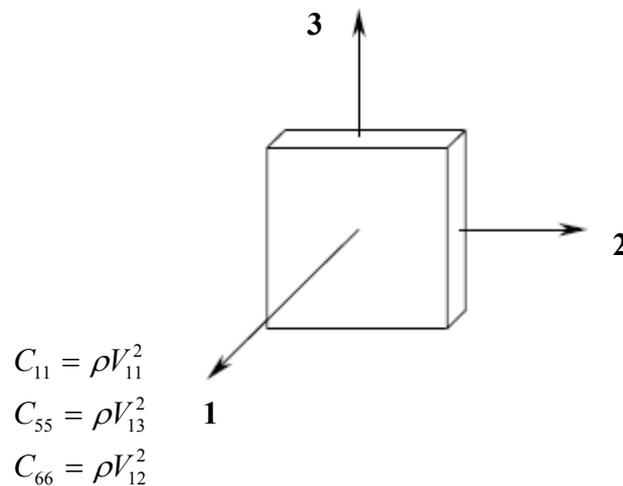
La détermination des constantes non diagonales  $C_{12}$ ,  $C_{13}$  et  $C_{23}$  peut se faire à partir de la mesure de vitesse quasi longitudinale selon les trois directions respectives [110], [101] et [011] appartenant aux plans principaux [BASTE, 1990]. Dans le plan principal (001) par exemple, la constante  $C_{12}$  est obtenue à partir de la mesure de vitesse quasi longitudinale dans la direction [110] figure (II.3). Connaissant les constantes diagonales  $C_{11}$ ,  $C_{22}$  et  $C_{66}$  déterminées précédemment, la constante  $C_{12}$  est alors déduite de l'équation (II.12). Il suffit donc théoriquement de neuf mesures de vitesses dans six directions particulières tableau (II.1), pour évaluer l'ensemble des neuf constantes indépendantes de la matrice d'élasticité d'un matériau composite orthotrope.

Echantillon	Direction de propagation	Polarisation	Vitesse	Constante d'élasticité
1	[100]	[100]	$V_{11}$	$C_{11}$
		[010]	$V_{12}$	$C_{66}$
	[010]	[010]	$V_{22}$	$C_{22}$
		[001]	$V_{23}$	$C_{44}$
[001]	[001]	$V_{33}$	$C_{33}$	
	[100]	$V_{31}$	$C_{55}$	
2	[110]	[110]	$V_{QL}$ [110]	$C_{12}$
3	[011]	[011]	$V_{QL}$ [011]	$C_{23}$
4	[101]	[101]	$V_{QL}$ [101]	$C_{13}$

**Tableau II.1.** *Détermination des constantes d'élasticité d'un matériau composite orthotrope par mesure de vitesses dans des directions particulières*

### II.2.1.1. Méthode de mesure par contact

Ces mesures de vitesses particulières peuvent être envisagées par l'utilisation d'une méthode par contact [PAPA, 1991]. Cependant, les problèmes liés aux conditions de couplage entre le palpeur ultrasonore et l'échantillon étudié, rendent cette méthode peu précise et difficilement reproductible [VINC, 1987]. De plus, la détermination de l'ensemble des constantes d'élasticité nécessite de tailler quatre éprouvettes d'orientation différente tableau (II.1), ce qui exclut tout suivi des propriétés d'élasticité sur le même échantillon. Enfin, dans le cas d'un échantillon de faible épaisseur figure (II.4), comme les matériaux composites élaborés sous forme de plaque mince, seules deux faces opposées de l'éprouvette sont accessibles à la mesure.

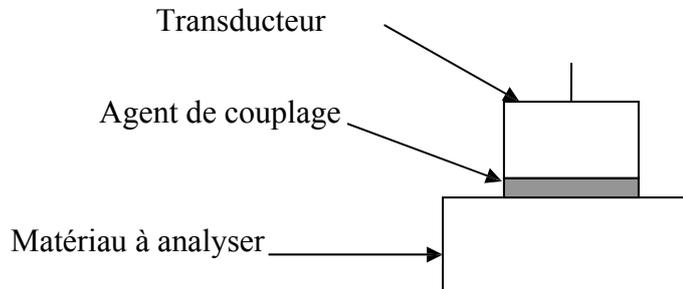


**Figure II.4.** Matériau orthotrope de faible épaisseur : détermination partielle des constantes d'élasticité par mesure au contact

Cette géométrie ne permet plus alors d'envisager la taille d'éprouvettes selon des orientations particulières, ce qui réduit notablement le nombre de constantes identifiables par cette méthode. Ainsi, cette technique est habituellement réservée pour la caractérisation des matériaux anisotropes d'épaisseur importante supérieure à 1 cm [PAPA, 1991].

Dans cette configuration de contrôle figure (II.5), l'opérateur pose les transducteurs directement sur la pièce à contrôler. En général, on ajoute un agent de couplage entre les transducteurs et la pièce. Cette technique est utilisée généralement pour détecter les défauts à

l'intérieur des matériaux. Elle présente deux inconvénients majeurs qui sont l'impossibilité de réaliser des mesures obliques (à différents angles d'incidence), et la sensibilité des mesures.



*Figure II.5. Méthode de contrôle par contact*

### II.2.1.2. Méthode de mesure en immersion

L'utilisation d'une méthode de mesure des vitesses de propagation ultrasonore dans les matériaux composites en immersion figure (II.6) résout le problème du couplage des méthodes au contact et permet d'acquérir un grand nombre de vitesses en incidence variable au sein de matériaux composite de faible épaisseur [MARK, 1998]. Cependant, les conditions aux limites à l'interface liquide de couplage/matériau composite [ROYE, 1996], ne permettent pas de déterminer les propriétés d'élasticité d'une manière aussi directe que l'on pouvait l'envisager par une méthode au contact. Tout d'abord, les ondes quasi transversales polarisées perpendiculairement au plan d'incidence ne sont pas générées dans les plans principaux. De plus, lors du balayage angulaire d'un plan, le coefficient de transmission de chaque mode dépend de l'incidence de l'onde. Certains modes sont alors générés sur des plages angulaires de faible ouverture et il arrive que deux modes se mélangent [AUDO, 1990], [CAST, 1989].

Enfin, il est difficile de choisir une direction de propagation par avance, car cette dernière dépend justement de la vitesse que l'on cherche à mesurer. Aussi, nous avons vu au chapitre II, qu'il suffirait théoriquement de neuf mesures de vitesses pour caractériser complètement un matériau orthotrope Tableau (II.1), mais ces différentes limitations rendent cette méthode difficilement exploitable.

Pour résoudre ce problème, il se trouve une méthode qui est développée par Hosten et Castagnède [HOST, 1993]. Cette méthode, qui tient compte de l'ensemble des vitesses expérimentales mesurées en immersion, effectue une optimisation sur les constantes d'élasticités plutôt que de considérer des directions de propagation particulières.

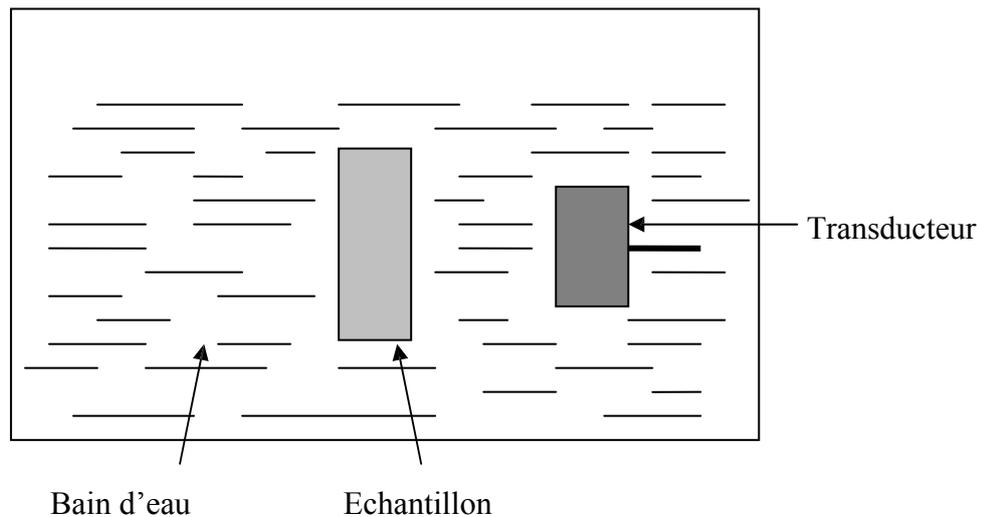


Figure II.6. Méthode de contrôle en immersion

### II.3 Techniques expérimentales d'évaluation ultrasonore des propriétés mécaniques des matériaux composites

La détermination ultrasonore des propriétés d'élasticité d'un matériau composite donné, repose avant tout sur la qualité des mesures de vitesses de propagation. Nous présentons à présent le principe de la mesure des vitesses de propagation des ondes ultrasonore en incidence oblique et l'appareillage dont nous disposons pour réaliser ces mesures.

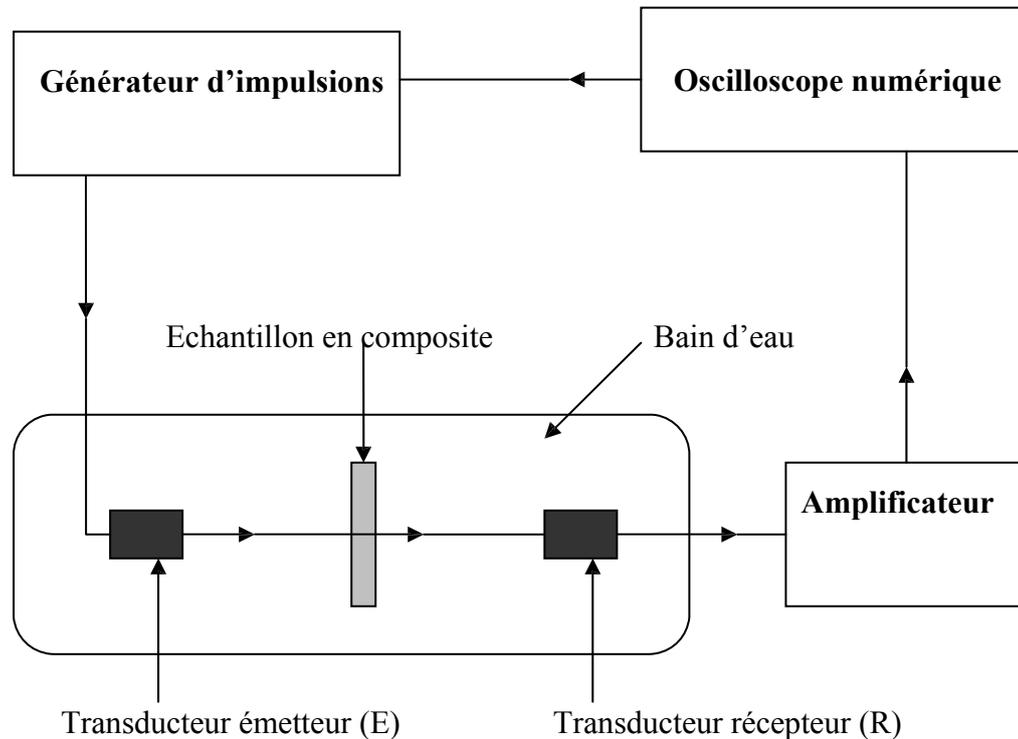
#### II.3.1 Principe de la mesure de vitesses ultrasonores en incidence oblique

##### II.3.1.1 Méthode de mesure en simple transmission

La technique expérimentale, utilisée pour la mesure des vitesses de propagation des ondes ultrasonores de volume (longitudinales et transversales) en incidence oblique, est une technique impulsionnelle en immersion. La première mise en œuvre de cette méthode réalisée par Markham [MARK, 1998] a été, depuis, largement utilisée et améliorée par différentes équipes [HOST, 1993], [ROUX, 1985], [HOST, 1997], [HOST, 1999], [ROKH, 1989], [ROKH, 1992], [CHU, 1992], [DUBU, 1996].

On considère un banc de mesure ultrasonore en immersion figure (II.7). Il est constitué de deux transducteurs ultrasonores, l'un travaille en émission, l'autre en réception, on place l'échantillon à analyser entre ces deux transducteurs. Le transducteur émetteur est excité par un générateur d'impulsion, et il transmet l'énergie ultrasonore à l'échantillon à travers l'eau. Le

transducteur récepteur reçoit le signal et le transmet à l'oscilloscope numérique après un pré amplification [SENAN, 2003], [VINH, 1986].



**Figure II.7.** *Banc d'analyse par ultrasons en immersion*

L'éprouvette, sous forme de lame à faces parallèles de surfaces régulières et d'épaisseur  $e$ , est placée dans un liquide de couplage (dans notre cas de l'eau) entre un émetteur  $E$  et un récepteur  $R$  dont les faces sont planes et parallèles. Cette configuration permet de faire varier l'angle d'incidence  $i$  de l'onde plane générée par l'émetteur  $E$ , par rapport à la normale à la face de l'échantillon en composite. Dans le cas le plus général, trois ondes de volume peuvent être générées au sein du matériau par conversion de mode à l'interface eau/matériau : une onde quasi longitudinale et deux ondes quasi transversales [ROYE, 1996]. La figure (II.8) présente les différents parcours ultrasonores considérés par la suite.

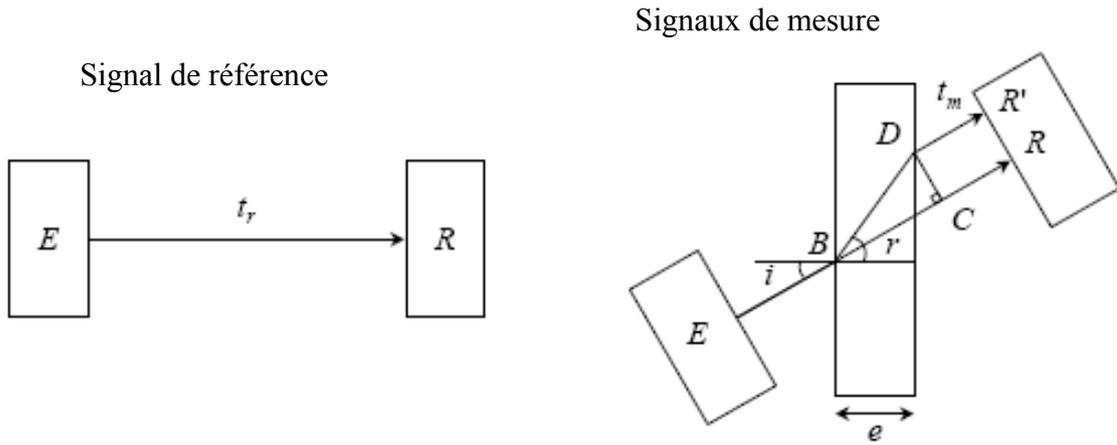


Figure II.8. Principe de la mesure de vitesses en incidence oblique

La mesure de vitesses commence par l'acquisition d'un signal dit de référence qui correspond au trajet (ER) d'une impulsion ultrasonore entre l'émetteur E et le récepteur R dans l'eau. Une fois l'éprouvette placée entre l'émetteur E et le récepteur R, le signal dit de mesure, correspondant au trajet (EBDR') d'une impulsion ultrasonore, est à son tour enregistré. La vitesse de propagation, correspondant au trajet (BD) dans l'éprouvette, est alors déduite de l'écart  $\tau_1 = t_m - t_r$ , des temps de propagation des signaux de mesure et de référence :

$$\tau_1 = t_m - t_r = \left( \frac{EB + DR'}{V_{eau}} + \frac{BD}{V} \right) - \frac{ER}{V_{eau}} = \frac{BD}{V} - \frac{BC}{V_{eau}} \quad (II.13)$$

$V$  et  $V_{eau}$  sont respectivement la vitesse recherchée au sein du matériau composite et la vitesse dans l'eau. A partir de considérations géométriques simples, l'expression de  $\tau_1$  devient :

$$\tau_1 = \frac{e}{V \cos r} - \frac{e \cos(r - i)}{V_{eau} \cos r} \quad (II.14)$$

L'angle de réfraction  $r$  est déduit de la loi de Snell-Descartes à l'interface eau /échantillon :

$$r = \arcsin\left(\frac{V}{V_{eau}} \sin i\right) \quad (II.15)$$

La substitution de l'expression (II.15) dans l'équation (II.14) conduit après simplification à la vitesse de propagation  $V$  de l'onde ultrasonore dans le matériau composite :

$$V = \frac{eV_{eau}}{\sqrt{e^2 + \tau_1^2 V_{eau}^2 + 2e\tau_1 V_{eau} \cos i}} \quad (II.16)$$

Où :

- $V_{eau}$  est la vitesse de propagation dans l'eau,
- $\tau$  est temps de retard,
- $i$  est l'angle d'incidence,
- $e$  est l'épaisseur de l'échantillon.

Ainsi, la mesure de vitesse de propagation  $V$  d'une onde ultrasonore en incidence variable dans un matériau composite donné, fait intervenir la vitesse de propagation dans l'eau  $V_{eau}$ , l'épaisseur  $e$  de l'éprouvette, l'angle d'incidence  $i$  du faisceau ultrasonore et la différence de temps de vol  $\tau_1$  obtenue, dans notre étude, par intercorrélation des signaux de mesure et de référence.

A partir de différents temps de vol (figure II.9) et de la vitesse des ultrasons dans l'eau  $V_{eau}$ , il est possible de déterminer simultanément l'épaisseur  $e$  et la vitesse longitudinale en incidence normale  $V_{\perp}$  [HSU, 1992] :

$$e = V_{eau} \left( \frac{(t_{ar} - t_{av})}{2} + (t_r - t_{m\perp}) \right) \quad (II.17)$$

$$V_{\perp} = V_{eau} \left( 1 + 2 \frac{(t_r - t_{m\perp})}{(t_{ar} - t_{av})} \right) \quad (II.18)$$

La vitesse de propagation des ultrasons dans l'eau est déduite d'une mesure de température, à l'aide d'une relation empirique qui donne la vitesse  $V_{eau}$  en fonction de la température [DEL G, 1972].

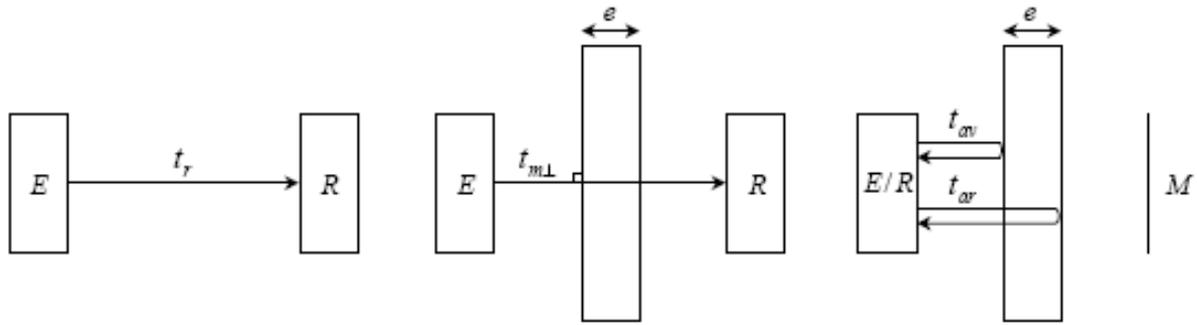


Figure II.9. Mesure de l'épaisseur  $e$  et de la vitesse longitudinale en incidence normale  $V_{\perp}$

Dans le cas d'échantillons très atténuants, le contenu spectral des signaux de mesure  $t_m$  et du signal de référence dans l'eau  $t_r$  devient très différent. Il est alors préférable de considérer le trajet en incidence normale  $t_{m\perp}$  comme signal de référence [CHU, 1992], [CHU, 1994], [CHU, 1994a].

**II.3.1.2 Méthode de mesure en double transmission**

Lors d'une mesure en double transmission, le récepteur ultrasonore  $R$  (figure II.8) est remplacé par un miroir  $M$  (figure II.10) [HOST, 1999], [ROKH, 1992]. Après un premier trajet au sein du matériau composite, l'onde ultrasonore se réfléchit sur le miroir  $M$  et effectue le trajet inverse pour revenir sur l'émetteur qui joue alors également le rôle de récepteur ( $E/R$ ). L'équation (II.16) reste donc valable à l'épaisseur  $e$  près qui doit être multipliée par deux.

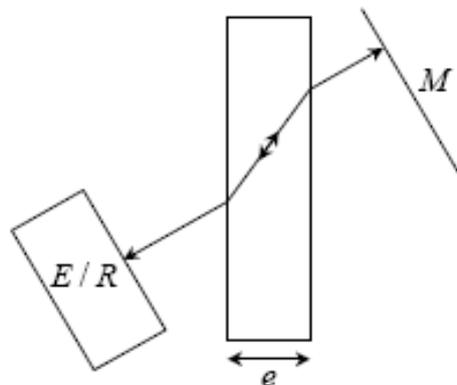


Figure II.10. Principe de mesure de vitesses en double transmission

Lorsque l'épaisseur de l'échantillon composite est voisine de la longueur d'onde utilisée, cet allongement du trajet de l'onde ultrasonore au sein du matériau est mis à profit pour mieux séparer les signaux des différents modes [HOST, 1999]. Ce même allongement de trajet devient un inconvénient lorsqu'il s'agit de matériaux atténuants d'épaisseur plus importante [ELGU, 1992].

Il est alors préférable d'utiliser la méthode de mesure en simple transmission qui limite, de plus, le nombre d'interfaces à franchir. Lorsque l'épaisseur de l'échantillon est inférieure à la longueur d'onde utilisée, la détermination des propriétés d'élasticité fait intervenir des ondes guidées [ROKH, 1993].

Enfin, l'utilisation de la méthode en double transmission permet, par rapport à la méthode en simple transmission, le retour du faisceau ultrasonore sur la zone d'émission du capteur émetteur. Dans le cas de la méthode en simple transmission, il est possible de rattraper le décalage induit par la réfraction au sein du matériau, en utilisant par exemple un capteur de grandes dimensions [CAWL, 1997] ou en translatant le récepteur [HOST, 1997], [HOST, 1991], [ROKH, 1992].

## **Conclusion**

Après avoir décrit la résolution du problème direct de la propagation des ondes ultrasonores de volume dans un milieu anisotrope, on a présenté la méthode de détermination des constantes d'élasticité par la résolution du problème inverse.

Le principe de la mesure de vitesses ultrasonores en immersion en incidence oblique a été détaillé.

Pour mieux comprendre la méthode d'élaboration utilisée, et certains éléments essentiels de caractérisations ultrasonores du matériau composite, on propose le chapitre III.

## **Chapitre III**

### **Elaboration de matériaux d'étude et techniques expérimentales**

#### **Introduction**

Ce chapitre présente les matériaux composites stratifiés étudiés et les moyens mis en œuvre pour la réalisation des différents essais nécessaires aux travaux de la présente étude. On commence par la présentation des procédures expérimentales qui traitent de la réalisation des échantillons d'étude et les dispositifs permettant l'application d'impacts par chocs dynamiques et la chaîne de mesure par ultrasons. Ensuite, nous allons présenter des exemples des signaux de mesures. Le signal (1) est le signal acquis dans l'eau en absence de l'échantillon, le signal (2) est le signal acquis en présence de l'échantillon du composite saine (non endommagé) et le signal (3) est le signal acquis en présence de l'échantillon endommagé.

Nous présenterons dans les différentes parties de ce chapitre :

- Le choix des matériaux et stratifications employées,
- La procédure de mise en œuvre utilisée,
- Les moyens expérimentaux mis en place,
- Les méthodes de contrôle et d'analyse utilisées.

### III.1. Elaboration de matériaux d'étude

La première étape pour toute mesure d'évaluation acoustique des propriétés mécaniques des matériaux composites à hautes fréquences est la préparation des échantillons à caractériser.

Typiquement, l'éprouvette doit avoir une épaisseur approximative de dix longueurs d'onde à la fréquence de mesure, et dix fois l'épaisseur pour la largeur de la face latérale, la majeure partie des surfaces doivent être planes et parallèles de 1% au moins de l'épaisseur [SELF, 1985], chose qui n'est pas aisée du point de vue pratique, pour l'ensemble des faces de l'échantillon, on réduit notre étude sur uniquement la face latérale du matériau.

Afin de mener cette étude, on a confectionné des échantillons de référence sous forme de plaques stratifiées en composite de dimension  $80 \times 80 \times e$  mm<sup>3</sup> pour les plaques saines, et de même les éprouvettes endommagées proviennent des plaques bidirectionnelles du même matériau ayant subi des impacts par chocs dynamiques à basse vitesse avec différents niveaux d'énergie, de dimension  $80 \times 160$  mm<sup>2</sup> pour les plaques endommagées et d'épaisseurs de 1 à 10 mm environ.

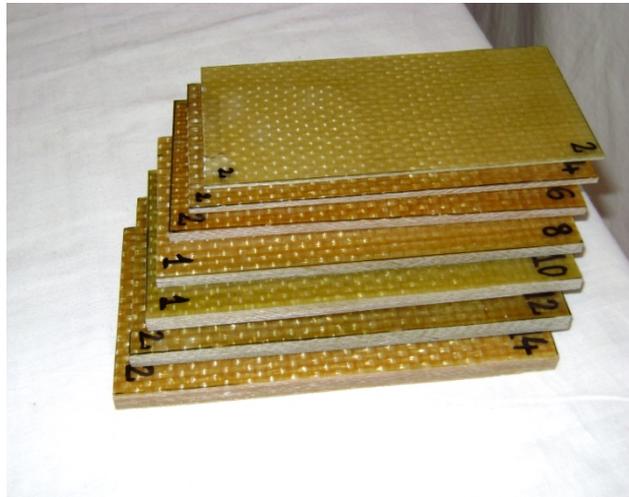
Ces échantillons sont constitués de 2 à 14 plis d'un tissage bidirectionnel de fibre de verre type E et de résine époxy.

Le tableau (III.1) donne un aperçu des éprouvettes fabriquées et de leur désignation.

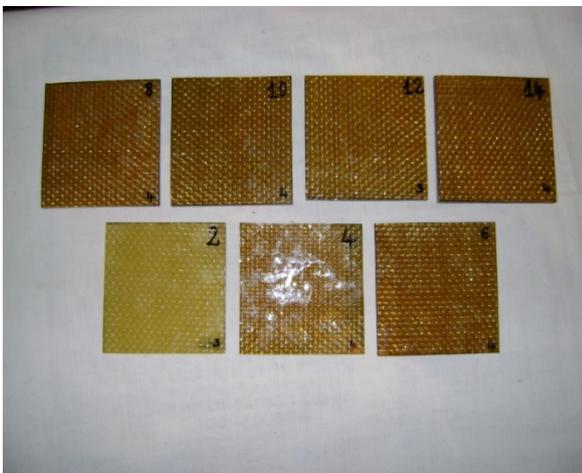
Eprouvette	Nombres de plis	Dimensions (mm <sup>3</sup> )	Désignation
Saine	2	80 x 80 x 1,50	BD 01
	4	80 x 80 x 2,98	BD 02
	6	80 x 80 x 3,71	BD 03
	8	80 x 80 x 4,78	BD 04
	10	80 x 80 x 5,93	BD 05
	12	80 x 80 x 7,27	BD 06
	14	80 x 80 x 8,56	BD 07

**Tableau III.1.** Nombre de plis, dimensions et désignations des plaques stratifiées saines

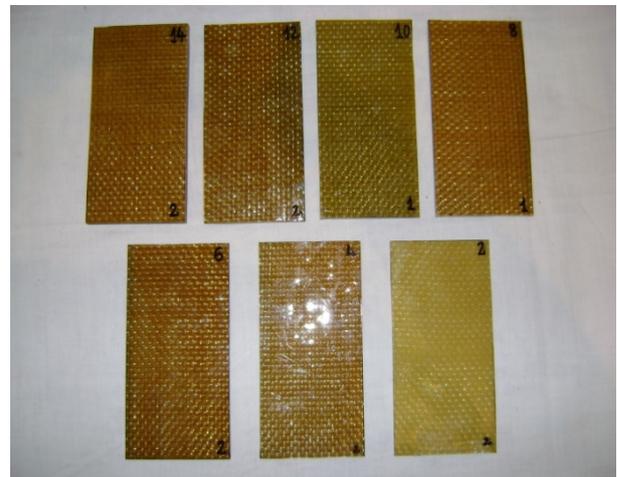
La fabrication des plaques a été réalisée au niveau du Laboratoire Dynamique des Moteurs et Vibroacoustique (L.D.M.V), de l'Université M'hamed Bougara de Boumerdès.



*Figure III.1. Plaques des composites à fibres de verre et résine époxy (2 à 14 plis)*



(a)



(b)

*Figure III.2. Eprouvettes d'essais de 2 à 14 plis, (a) pour les plaques saines, (b) ayant subi un endommagement.*

## III.2. Procédure de mise en œuvre

### III.2.1. Préparation des échantillons d'étude

Le choix de la technique de fabrication des échantillons repose sur plusieurs paramètres dont voici quelques exemples :

- La forme et la taille des pièces à élaborer, car certains procédés se limitent à l'élaboration des pièces à géométrie simple uniquement.
- La nature de la matrice du matériau composite doit être adaptée à la technique employée.
- Le nombre de pièces à élaborer, qui détermine le coût de l'outillage. Pour une production en grande série (plusieurs milliers de pièces) généralement un moule métallique pouvant supporter de très nombreux cycles est employé. Pour des dizaines de pièces, un moule peu coûteux (en plâtre par exemple) peut convenir.
- La qualité mécanique des pièces : les pièces à fort taux de fibres ne s'obtiennent qu'avec certains procédés.

L'étude comparative qui a été faite entre ces paramètres et notre objectif en tenant compte des moyens disponibles au niveau du laboratoire (L.D.M.V), nous a conduit à choisir le procédé du moulage au contact.

#### III.2.1. 1. Description du procédé Moulage au Contact

Cette méthode de mise en œuvre est la première à avoir été employée dans le moulage des résines renforcées. Elle est généralement pratiquée soit pour réaliser des pièces unitaires, soit en série, le moulage au contact peut être utilisé pour la réalisation des pièces de toutes dimensions. Mais cette méthode est généralement limitée à la fabrication des pièces de formes relativement simples et ne devant avoir qu'une seule face ayant un bel aspect.

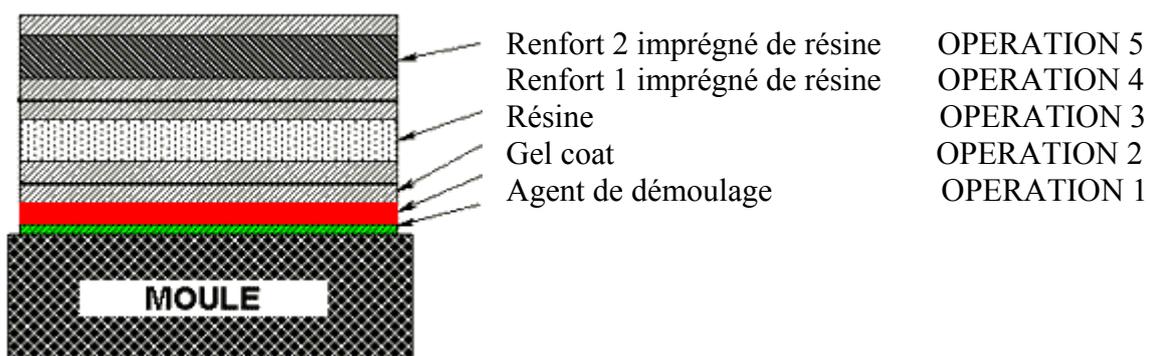
La méthode de moulage au contact consiste à disposer successivement sur un moule :

- Un agent de démoulage ou un film en plastique.
- Une couche de résine époxyde thermodurcissable liquide.
- Une couche de renfort en tissu de verre taffetas Figure III. 3 de dimension 300×300 mm<sup>2</sup>.



*Figure III.3. Renfort en tissu de verre taffetas*

Cette opération est répétée autant de fois qu'il y a de couches de renfort afin d'obtenir l'épaisseur et la structure désirée.



*Figure III.4. Moulage au contact.*

### III.2.1. 2. Matériel

Le matériel nécessaire au moulage au contact est à la fois simple et restreint, et représente donc un faible investissement.

- Balance de pesée ;
- Des instruments de dosage (récipients gradués) ;
- Des récipients pour contenir la résine ;
- une tronçonneuse à disque diamanté pour découpage des renforts ;
- Le matériel de débullage ;

### III.2.1.3 Elaboration du composite de cette étude

La procédure suivie pour l'élaboration du stratifié, consiste à étaler une première couche de résine accélérée et catalysée sur le moule en bois (plaque lisse) enveloppée par un film en plastique. On pose la première couche du tissu de fibre de verre sec sur cette couche de résine en lui faisant épouser la forme du moule. On réalise l'imprégnation du renfort par une opération manuelle à l'aide d'un rouleau à roues dentées en acier ou d'une brosse (débullage et roulage) afin d'éliminer les plus grosses bulles.

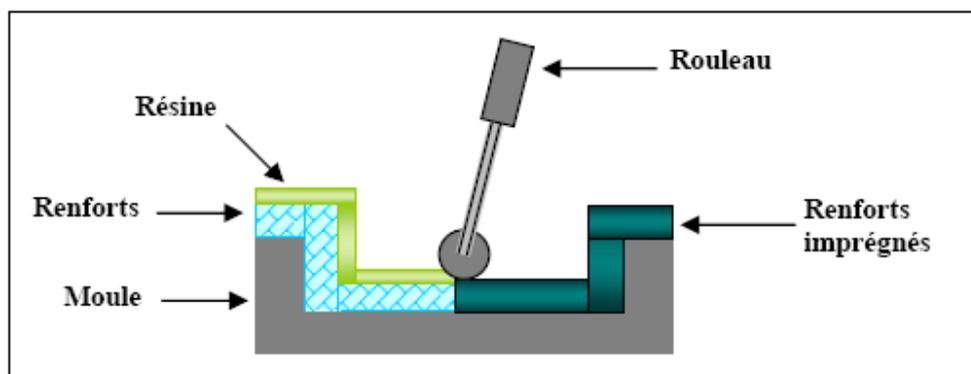
La qualité de cette imprégnation, par le soin qui est apporté déterminera la qualité de la pièce réalisée.

Après la première couche, on déposera une seconde, puis une troisième, etc., Cette opération est répétée autant de fois qu'il y a de couches de renfort afin d'obtenir l'épaisseur de la plaque désirée. Dans cette étude, 2, 4, 6, 8, 10, 12 et 14 plis ont été ainsi superposés.

La teneur en renfort du stratifié obtenu a été choisie selon les recommandations de la norme **ISO1268-2** [NED, 1992]. Pour les tissus rovings le pourcentage en masse recommandé est de  $(50 \pm 3) \%$ , après conditionnement pendant 24 heures, les plaques sont démoulées.

Cette opération de démoulage ne peut s'effectuer qu'après durcissement du matériau, c'est à dire lorsque on abouti à une polymérisation de la résine. Cette polymérisation dure une dizaine d'heures et se fait à l'air libre, à température ambiante, et après démoulage, on laisse la plaque pendant 20 jours avant découpage pour durcissement et au même temps la polymérisation de la résine.

La découpe des plaques a été réalisée ensuite avec une tronçonneuse à disque diamanté.

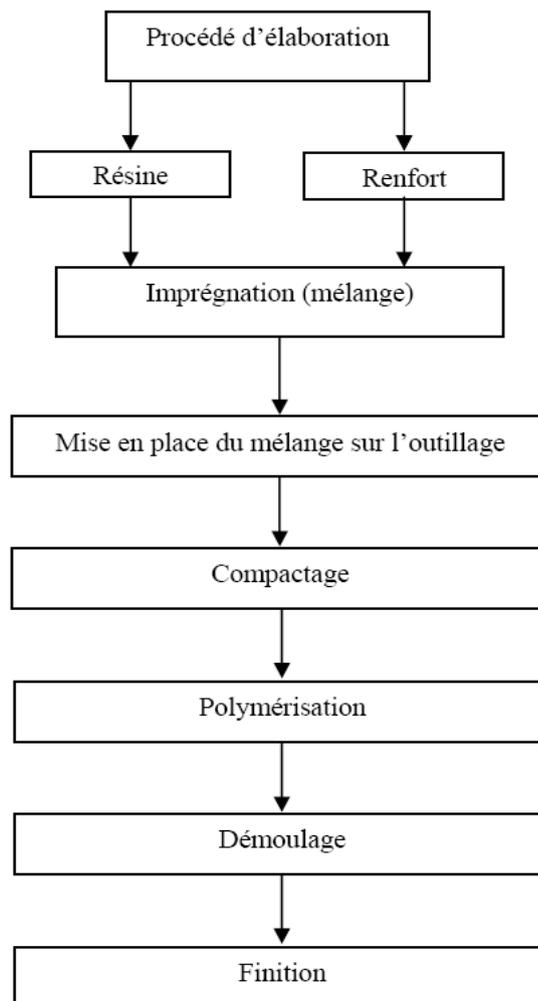


*Figure III.5. Principe du moulage au contact*



*Figure III.6. Plaque en composite de 4 plis élaborée par moulage au contact*

Les principales opérations d'une mise en forme par moulage au contact sont rappelées dans la figure (III.7).



*Figure III.7. Schéma des principales opérations de mise en forme par moulage au contact*

### III.2.2. Les constituants de base des matériaux composites

#### III.2.2. 1. La résine époxyde

Les résines les plus utilisées après les résines polyesters sont les résines époxydes. Elles ne représentent cependant que l'ordre de 5% du marché.

Le terme époxyde désigne une grande variété de pré polymères comportant un plusieurs motifs époxydiques qui après polycondensation avec un durcisseur, conduisant à des produits thermodurcissables dont les principales applications concernant le collage et les matériaux composites (matrice époxyde avec des renforts en fibre de verre, carbone ou d'autre).

Du fait de leurs bonnes caractéristiques mécaniques, les résines époxydes généralement utilisées sans charges, sont les matrices des composites à hautes performances (constructions automobile, aéronautique, navale).

La résine époxyde utilisée pour l'élaboration des stratifiés faisant l'objet de cette étude, est le **MEDAPOXY STR**, commercialisée en Algérie par la société **GRTANITEX**, et livrée sous forme de kit pré dosé à deux composants :

-Elément A : Résine.

-Elément B : Durcisseur.



La résine



Le durcisseur

*Figure III.8. La résine époxyde utilisée pour l'élaboration des stratifiés*

Les principales caractéristiques physiques et mécaniques des résines époxydes de la présente étude sont indiquées dans le tableau (III.2).

Propriétés	Résine époxy
<ul style="list-style-type: none"> <li>• Masse volumique</li> <li>• Densité</li> <li>• Viscosité à 25 °C</li> <li>• Température de fléchissement sous charge</li> <li>• Module d'élasticité en traction</li> <li>• Contrainte à la rupture en traction</li> <li>• Contrainte à la rupture en flexion</li> <li>• Allongement à la rupture</li> <li>• Résistance au cisaillement</li> <li>• Température de fléchissement sous charge</li> <li>• Résistance à la compression</li> <li>• Rapport du mélange</li> </ul>	<ul style="list-style-type: none"> <li>• 1100 à 1500 Kg.m<sup>-3</sup></li> <li>• 1.1 ± 0.05</li> <li>• 800 MPa.s</li> <li>• 290 °C</li> <li>• 3 à 5 GPa</li> <li>• 60 à 80 MPa</li> <li>• 100 à 150 MPa</li> <li>• 2 à 5 %</li> <li>• 30 à 50 MPa</li> <li>• 290 °C</li> <li>• 70 MPa</li> <li>• 1kg (A) avec 0.66 (B)</li> </ul>

*Tableau III.2. Caractéristiques mécaniques et physiques de la résine époxyde*

#### ✚ Réactivité de la résine époxy

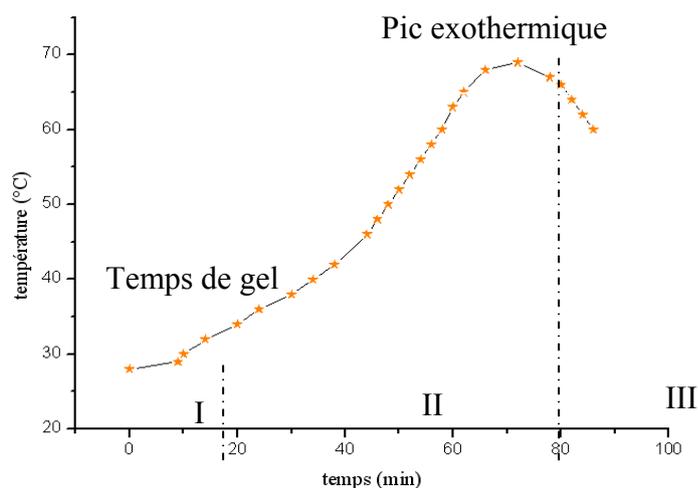
La mesure de température en fonction du temps après l'ajout du durcisseur à la résine époxy donne les valeurs classées dans le tableau suivant :

Le temps (min)	0	9	10	14	20	24	30	34	38	44	46	48	50	52
La température (°C)	28	29	30	32	34	36	38	40	42	46	48	50	52	54

54	56	58	60	62	66	72	78	80	82	84	86
56	58	60	63	65	68	69	67	66	64	62	60

*Tableau III.3. L'évolution de la température en fonction du temps*

Cette évolution peut être schématisée par la figure (III.9).



**Figure III.9.** Courbe de réactivité de résine époxy

L'ajout du durcisseur à la résine époxy, conduit à une réaction exothermique en passant successivement de l'état liquide visqueux à l'état solide infusible par un état intermédiaire de gel, le thermogramme résultant des tests de la réactivité peut être subdivisé en trois zones. La zone I représente la phase de mise en œuvre et débullage, elle traduit la phase induction. La zone II correspond à la phase du passage de la résine de l'état liquide à l'état vitreux, elle traduit l'apparition progressive du phénomène de gélification. Elle est représentée par la partie croissante linéaire de la courbe du thermogramme. Pendant cette phase, la manipulation de la résine ne doit plus être permise. Quant à la zone III, elle correspond au temps pour atteindre le maximum d'exotherme qui est le temps de fin de réaction, après quoi, le démoulage de la pièce peut s'effectuer.

### III.2.2. 2. Mélange MEDAPOXY STR

Dans cette méthode, il est très important de bien remuer les 2 éléments constituant le MEDAPOXY STR pour obtenir un mélange homogène, et de vider complètement les récipients afin de respecter le rapport de mélange : 665 g d'élément B pour 1kg d'élément A. Il est recommandé de ne pas mélanger manuellement, de remuer pendant 3 à 5 min avec un agitateur électrique à faible vitesse de rotation et de racler plusieurs fois les parois du récipient afin d'assurer une dispersion totale.

### III.2.2. 3. La fibre de verre (tissu roving)

Le renfort utilisé pour l'élaboration des stratifiés faisant l'objet de cette étude, est un tissu à fibres de verre continues type E « taffetas » (un tissu comporte des fils de chaîne et des fils de

trame disposés perpendiculairement). De masse surfacique égale  $500 \text{ g/m}^2$ , d'épaisseur de 0.45 mm, sous forme de rouleaux de longueur 45.70 m, de largeur 610 mm et sa couleur est Blanc figure III.9.

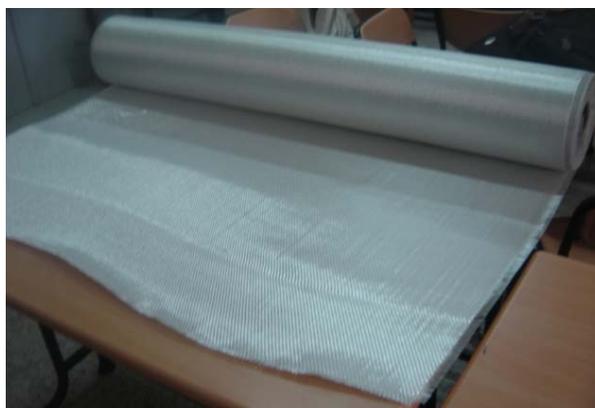


Figure III.10. Rouleau de la fibre de verre tissu

La fiche technique du renfort est présentée en annexe II. Quant à leurs caractéristiques, elles sont résumées dans les tableaux ci-dessous :

- **Propriétés physiques**

- Etat physique : Solide.
- Forme : tissu constitué de fibres continues d'épaisseur 0.22 mm (ISO 4603).
- Poids surfacique :  $500 \text{ g/m}^2$ .

- **Propriétés chimiques**

La composition chimique de fibre de verre est donnée par le tableau III.3.

Composants		(%)
Oxyde de Silicium	$\text{SiO}_2$	53-54
Oxyde d'Aluminium	$\text{Al}_2\text{O}_3$	14-15.5
Chaux	$\text{CaO}$	20-24
Oxyde de Magnésium	$\text{MgO}$	
Oxyde de boron	$\text{B}_2\text{O}_3$	6.5-9
Fluor	F	0-0.7
Oxyde de fer	$\text{Fe}_2\text{O}_3$	<1
Oxyde de titane	$\text{TiO}_2$	
Oxyde de sodium	$\text{Na}_2\text{O}$	<1
Oxyde de potassium	$\text{K}_2\text{O}$	

**Tableau III.4.** Composition de la fibre de verre (% du poids)

- **Propriétés mécaniques**

Les caractéristiques mécaniques du tissu de fibres de verre sont résumées dans le tableau III.4.

Contrainte de rupture à la traction (MPa)	2500
Module d'élasticité en traction (GPa)	74
Allongement à la rupture en traction (%)	4.5

**Tableau III.5.** Caractéristiques mécaniques des fibres de verre**III.3. Techniques expérimentales****III.3.1. Essais d'impact: caractérisation de l'endommagement des composites lors d'un choc dynamique****III.3.1.1. Déroulement de l'essai**

Dans cette partie, on décrit l'objectif de l'essai d'impact et leur synoptique. Les plaques instrumentées ont subi des endommagements réalisés par impacts mécanique à basse vitesse. Les matériaux stratifiés sont particulièrement vulnérables à ce type d'incident car un impact même de faible énergie produit généralement des délaminages internes sans laisser de traces décelables par l'inspection visuelle de la surface. On a par exemple souvent incriminé la chute d'objet lors de la maintenance de structures aéronautiques.

Ces impacts ont des vitesses typiquement inférieures à quelques dizaines de mètres par seconde [GROS, 1999]. Expérimentalement, on a introduit des impacts à l'aide d'un dispositif représenté dans la figure III.11. Le système permet l'enregistrement des historiques de la force restituée par l'échantillon à l'impacteur. Les échantillons sont placés sur un support en bois. L'énergie des impacts étant contrôlée de manière reproductible, on s'est attaché à la détermination des seuils d'endommagement, pour différents composites étudiés. On entend par seuil d'endommagement, l'énergie minimale à déposer lors de l'impact pour induire un défaut macroscopique à l'intérieur de l'échantillon.

Les éprouvettes ont subi 10 impacts d'énergie croissante.

Les éprouvettes sont contrôlées aux ultrasons avant impact pour avoir un signal initial de référence afin de comparer l'état des échantillons après endommagement.

La figure III.11 représente le dispositif expérimental mis en œuvre.

### III.3.1.2. Choix des marteaux d'impact

On a utilisé un marteau d'excitation, type 8202 de marque Bruel & Kær, dont les caractéristiques physiques sont connues.

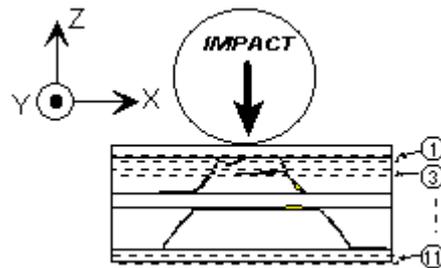


Figure III.11. Exemple de schématisation d'un impact pour un stratifié



Figure III.12. Dispositif expérimental permettant l'application d'impact : (1) Structure rigide maintenant le montage expérimental, (2) Générateur (3) Amplificateur de charge du capteur de force.

Dix impacts d'énergie croissante ont été effectués sur des échantillons identiques de ce composite.

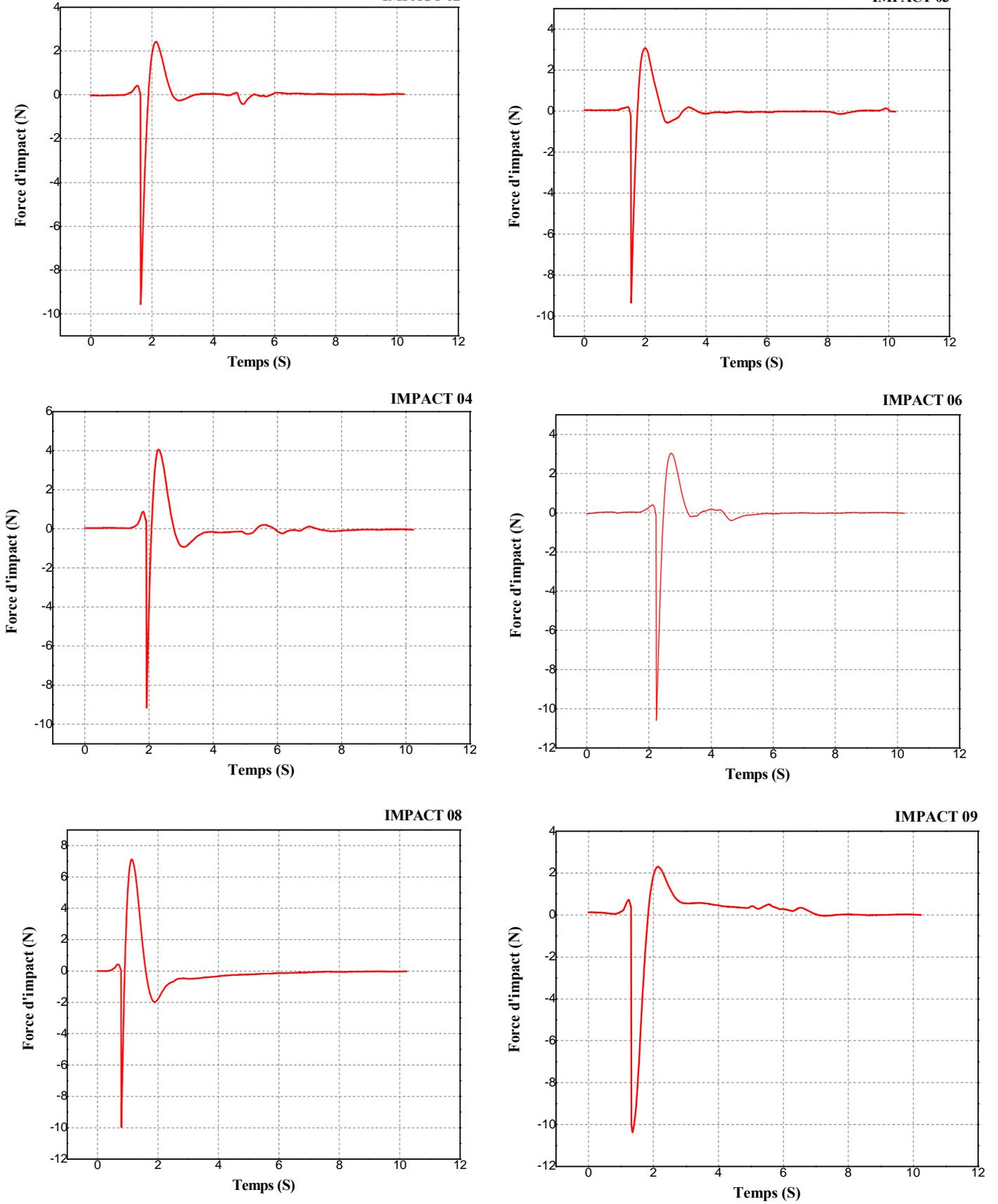


Figure III.13. Evolution de la force sur l'impacteur pendant les impacts pour l'éprouvette

BD03

Les historiques de la force lors des dix impacts ne présentent pas de discontinuité sévère tout au long de l'impact. A partir d'une certaine valeur de l'énergie d'impact, une partie de l'énergie incidente n'est pas restituée car elle est dissipée par divers processus d'endommagement à l'intérieur du composite. Il est communément admis dans la littérature que les impacts basse-vitesse produisent des fissurations matricielles, des ruptures de fibres et des délaminations [BERT, 1997]. De nombreux paramètres tels que l'épaisseur globale du matériau ou celle des plis, ainsi que la séquence d'empilement des couches imposent la valeur du seuil d'endommagement recherché.

Les essais de chocs dynamiques ont pour objectif d'endommager localement par impact des éprouvettes de stratifications différentes en fibre de verre et résine époxy et de dimensions 160x80xe figure (III.2.b) à différents niveaux d'énergie. Les conditions prédéfinies pour ces essais sont les suivantes :

- Les essais d'impact sont réalisés à basse vitesse par un marteau d'impact (Impact Hammer),
  - Les éprouvettes choisies sont de type rectangulaire à différentes épaisseurs,
- Le dispositif expérimental pour essai est celui indiqué dans la figure III.11.

### **III.3.1.3. Le dispositif logiciel**

#### **III.3.1.3.1. L'acquisition**

L'acquisition des signaux de force se fait avec le logiciel Physcope sur un PC doté de carte d'acquisition, qui dispose de convertisseurs analogique/numérique 32 bits fonctionnant à des fréquences d'échantillonnage allant de 44,1 Hz à 25,6 kHz.

### **III.3.2. Caractérisation ultrasonore du matériau**

#### **III.3.2.1 Equipements et procédures d'analyse des signaux ultrasonores**

Le matériel composant le banc d'essais doit répondre à certains impératifs. Les différents critères qui doivent être respectés lors de la préparation du banc sont :

- Emission et réception des signaux ultrasonores (le choix de la fréquence de travail),
- Numérisation du signal : traitements informatiques, filtrage, corrélation, etc.
- Mouvement de translation et de rotation du dispositif pour assurer des mesures sous différentes angles incidences,
- Calculs et traitement des signaux pour l'obtention des résultats d'analyse,

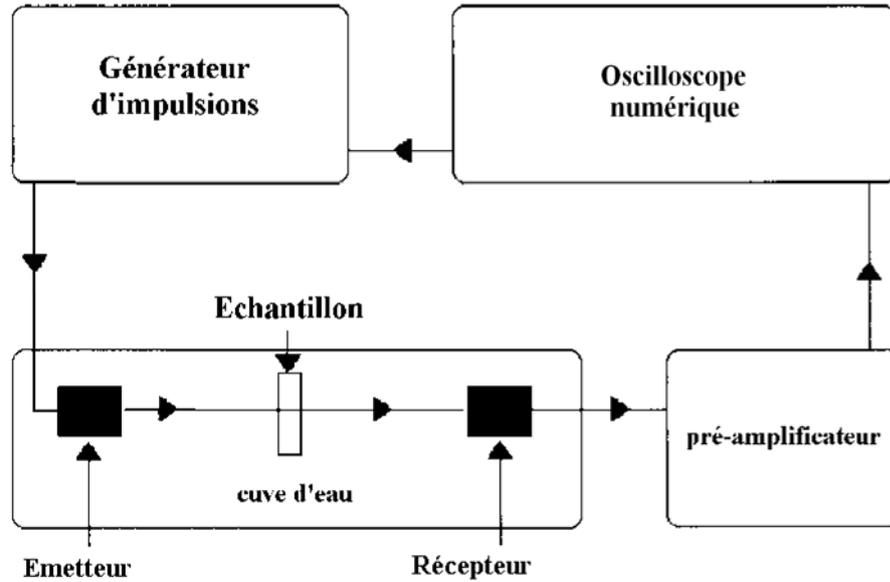
### III.3.2.2 Description du banc de mesures par ultrasons

Les mesures des signaux ont été effectuées à l'aide d'un banc ultrasonore, au sein du laboratoire de Physique des Matériaux dans l'équipe « Physique des Ultrasons », Faculté Physique de l'Université des Sciences et de la Technologie Houari Boumediene (U.S.T.H.B). Le banc de mesures par ultrasons emploie d'abord, un dispositif à transmission en immersion ultrasonore des ondes transversales et longitudinales, comme montré schématiquement sur la figure III.13. Le montage expérimental dans son ensemble est présenté à la figure III.14.

Deux transducteurs à immersion de diamètre de 20 mm et de fréquence centrale égale à 2 MHz, répondant aux critères cités ci-dessous, sont placés et bien ajustés sur les deux côtés opposés de l'échantillon. Ce sont des unités piézoélectriques conventionnelles l'un d'eux est utilisé comme transducteur émetteur et l'autre, comme transducteur récepteur, ou uniquement, un seul, jouant le double rôle dans le cas notamment, de la transmission par écho.

Ces deux dispositifs se différencient uniquement par la chaîne d'acquisition du signal de sortie et la précision de la mesure peut être améliorée par l'utilisation de grands transducteurs [CHEV, 2002], ils sont excités par un générateur d'impulsions émetteur-récepteur large bande de marque (SOFRANEL, Modèle 5073Pr), qui est utilisé pour fournir une énergie, qui est convertie en signal ultrasonore dans le matériau piézoélectrique du transducteur émetteur. Le transducteur récepteur est relié à l'entrée du récepteur de générateur ou un préamplificateur séparé. Ce dernier, est utilisé pour améliorer l'isolation du signal qui est nécessaire à l'abaissement du taux de bruit - signal. Le préamplificateur utilisé, a des positions de gain variables de 0 à 40 dB.

Les signaux enregistrés à ce propos, sont amplifiés en utilisant des gains appropriés pour chaque matériau, de manière à éviter la saturation des signaux. Le signal ultrasonore, reçu et amplifié, est acheminé vers l'oscilloscope numérique (Tektronix TDS, modèle 2012) permettant leur échantillonnage. Le réglage du temps d'oscilloscope est nécessaire pour le traitement ultérieur des signaux et permet la visualisation du signal reçu. L'ensemble est piloté par un micro-ordinateur via une interface GPIB, rend l'acquisition et le stockage des différents signaux de mesures possible sous format d'un fichier Excel (Temps, Amplitude).

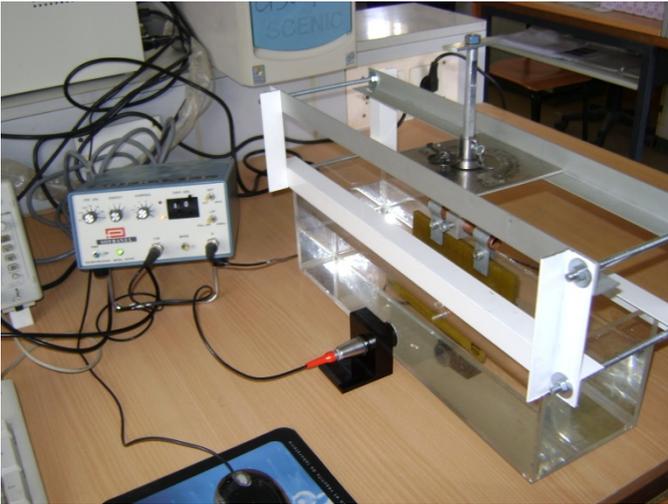


*Figure III.14. Schématisation du système expérimental*

Le moyennage du signal est placé à 128 pour améliorer le rapport signal / bruit. La période dépend de l'épaisseur de l'échantillon. Les réglages de l'amplitude sont ajustés pour maximiser la résolution verticale du signal reçu, afin d'obtenir la pleine résolution verticale (8 bits), le signal doit remplir seulement les 10 graduations verticales de la fenêtre dont, 8 sont affichés sur l'écran.



(a) Vue d'ensemble du montage expérimental (b) Dispositif de fixation de l'éprouvette utilisé pour les mesures ultrasonore



(c) Mode de mesure en transmission



(d) Oscilloscope numérique, générateur d'impulsion

*Figure III.15. Chaîne de mesures par ultrasons*

### III.3.2.3 Techniques de mesures par ultrasons

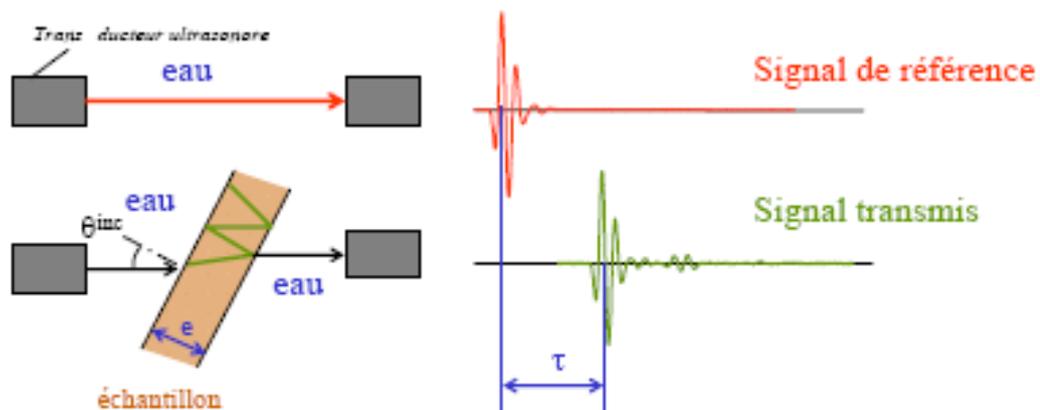
La méthode classique C-Scan est généralement utilisée pour visualiser les zones endommagées de la structure. Parmi les paramètres sensibles à ces zones, la vitesse et l'atténuation ultrasonore où, l'épaisseur doit être connue et la densité est ainsi nécessaire pour le calcul des propriétés élastiques du milieu.

Les techniques ultrasonores en CND, pour mesurer ces propriétés, sont développées par de nombreux auteurs, pour notamment, des plaques minces et épaisses. La plaque est considérée épaisse si seulement, deux échos internes et successifs sont séparés dans le domaine temporel [GRAC, 1994]. Il est relativement simple de mesurer la vitesse et l'épaisseur simultanément sur des plaques épaisses [HSU, 1992] et [DAYA, 1992]. Sur des plaques minces, quand les échos se chevauchent, seulement un ou deux des quatre paramètres, sont mesurables simultanément [KINR, 1988] et [PIAL, 1989]. D'autre part, la mesure de l'atténuation dans les matériaux absorbants impose le choix d'un intervalle de fréquence approprié où, la limite maximale permet de considérer que la plaque est homogène. Cependant, si la fréquence est importante, le signal est autant atténué, et si la fréquence est basse, la sensibilité est quasiment nulle, et dans ces deux cas, toute mesure est pratiquement impossible [GRAC, 1994].

Dans ce contexte, la vitesse d'onde et l'épaisseur de l'éprouvette peuvent être mesurées par la méthode du temps de vol parcouru entre deux échos successifs. Comme ces derniers sont

séparés dans le domaine temporel, le rapport de leurs transformées de Fourier permet l'acquisition de l'atténuation, cette méthode est valable pour des ondes planes, basée sur l'étude du coefficient de réflexion de la plaque.

La méthode de mesure ultrasonore consiste tout d'abord à mettre dans une cuve à immersion en plexiglas un échantillon de référence (sain) de même type que le composite à étudier (endommagé), sur un porte-échantillon muni d'un dispositif de rotation manuel confectionné pour la circonstance, permettant de faire varier l'angle d'incidence figure III.14.b entre un transducteur piézoélectrique ultrasonore (émetteur) excité par un générateur d'impulsions et un autre transducteur piézoélectrique (récepteur) pour avoir un signal de référence. Ensuite pour les matériaux endommagés, afin d'avoir le signal dans les zones d'impact. Le signal obtenu est de la même forme temporelle que le signal de référence mais il est décalé de  $\tau$  qu'on appelle temps de transit ou de vol. Cet écart temporel est calculé directement par un programme développé sous Matlab. La méthode de mesure est représentée au chapitre II. Ainsi, connaissant le temps de transit et l'épaisseur de notre échantillon, il est possible de calculer la vitesse de propagation et de remonter aux propriétés mécaniques qui sont liées aux propriétés élastiques du matériau  $C_{ij}$  et donc aux paramètres d'endommagement  $D_{ij}$ .

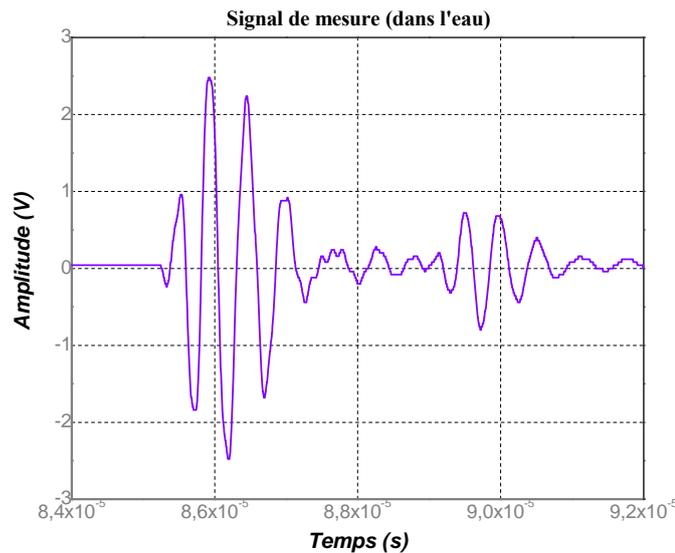


**Figure III.16.** Représentation schématique de mesures ultrasonores par la méthode d'immersion

L'avantage de travailler par immersion, réside dans la facilité de faire varier l'angle d'incidence de l'onde par rapport à la normale à la surface de l'échantillon. Ce procédé permet de générer, selon le besoin, l'onde longitudinale ou l'onde transversale.

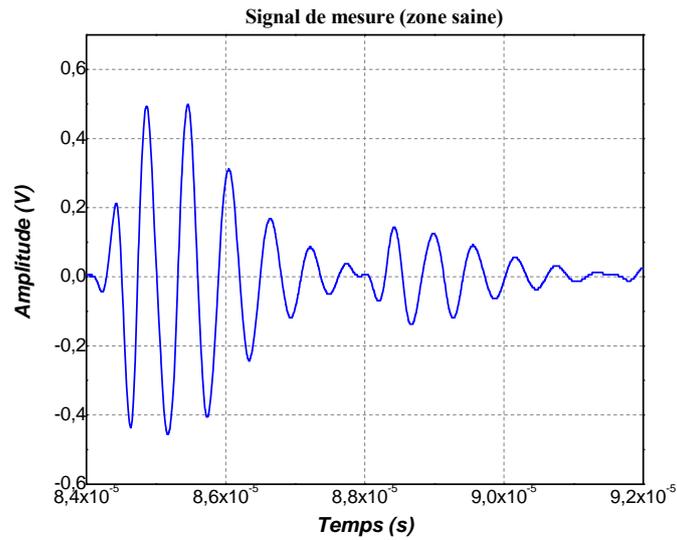
Pour une bonne précision, nous devons aligner de façon parfaite les deux transducteurs. L'alignement est parfait lorsque l'amplitude du signal reçu est maximale. Les surfaces des échantillons doivent être parallèles. Cette étape est vérifiée par mesure des épaisseurs des échantillons en différents points de leur surface avec un instrument de métrologie dont la précision est de 0,01 mm.

Les figures III.17, III.18 et III.19 montrent des signaux acquis expérimentalement. La figure (1) montre le signal acquis dans l'eau en absence de l'échantillon, la figure (2) montre le signal acquis en présence de l'échantillon du composite saine (non endommagé) et la figure (3) est le signal acquis en présence de l'échantillon endommagé.



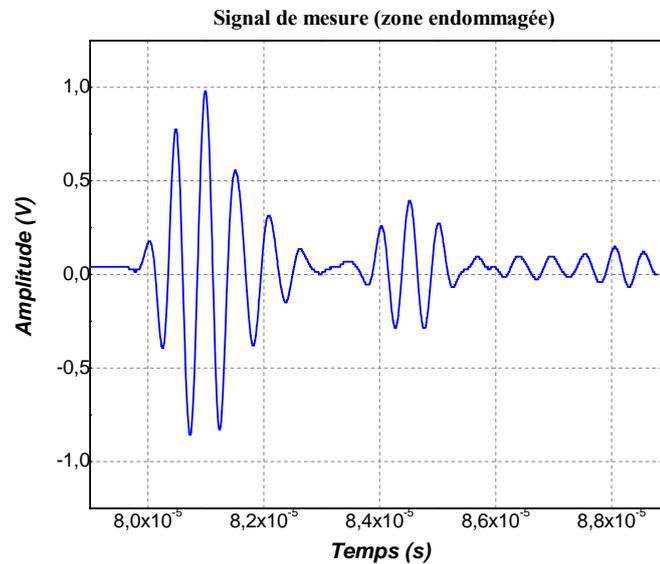
**Figure III.17.** Exemple d'un signal de mesure de référence (dans l'eau)

L'analyse par ultrasons de la zone saine de l'éprouvette BD4, en mode par émission-réflexion permet d'avoir le signal représenté dans la figure III.17.



*Figure III.18. Exemple d'un signal de mesure enregistré sur l'éprouvette saine (BD4)*

L'analyse par ultrasons d'une zone endommagée de l'éprouvette BD4, en mode par émission-réflexion permet d'avoir le signal représenté dans la figure III.18.



*Figure III.19. Exemple d'un signal de mesure enregistré sur une zone endommagée de l'éprouvette (BD4)*

### III.3.2.4 Mesure des vitesses de propagation ultrasonores et évaluation des constantes élastiques

Le signal ultrasonore est produit par un générateur d'impulsions / récepteur électronique (SOFRANEL, Modèle 5073Pr), qui excite un capteur piézoélectrique de caractéristiques citées ci-dessus. L'onde plane est normalement incidente sur la surface de chaque plaque et transmise à travers la plaque, avec une conversion de mode selon, les angles de rotation de la plaque.

Le signal est reçu par un capteur piézoélectrique puis, amplifié. Le signal reçu est moyenné et digitalisé par un oscilloscope numérique (Tektronix TDS, modèle 2012). Les signaux sont transférés à l'ordinateur. Toutes les mesures ont été réalisées dans une cuve d'eau en plexiglas où, la température est ajustée à  $21^{\circ}\text{C}$ , dont la vitesse ultrasonore dans l'eau est de  $1485.968\text{ m/s}$  [HEPI, 2000].

Dans la technique en transmission par immersion, les mesures s'effectuent généralement selon, la normale à la face de la plaque (saine ou endommagée), et transversale ou oblique, suivant un angle  $\theta$ , compris entre l'angle critique de réflexion totale de l'onde longitudinale et l'angle critique de réflexion totale de l'onde transversale. A chaque angle de rotation, la période relative est mesurée à partir des signaux reçus. Seulement, le mode d'amplitude le plus élevé, qui contient une énergie plus élevée, est mesuré. Par conséquent, l'évaluation acoustique des propriétés mécaniques, est plus confiante que le nombre de signaux est multiple.

Pour déterminer la vitesse de phase du signal reçu à travers l'échantillon, on emploie la technique de l'intercorrélation des signaux de référence et ceux à travers le matériau sain et endommagé, une méthode de traitement du signal, intéressante pour l'interprétation de l'intervalle temporel pour tout signal acoustique, permettant une meilleure estimation et une bonne précision du temps de vol. Le signal de référence est obtenu en alignant et en ajustant parallèlement les deux transducteurs à une certaine distance, permettant à l'échantillon d'être placé entre eux, de sorte à avoir le temps de propagation entre le transducteur et l'échantillon quatre ou cinq fois de celui à travers le spécimen [SELF, 1985]. Le signal de référence est obtenu en mesurant le pas dans l'eau sans l'interposition de l'échantillon entre eux.

La caractérisation ultrasonore est basée sur l'exploitation des propriétés des ondes (vitesses de propagation et atténuation) liées par l'équation de propagation aux propriétés mécaniques du milieu étudié. Ainsi les mesures de la vitesse de propagation dans différentes directions permettent de déterminer toutes les composantes de la rigidité, et ainsi de suivre l'endommagement de la pièce étudiée.

Dans cette partie, nous allons décrire la technique utilisée pour déterminer les constantes élastiques des matériaux d'étude considérés. Elle consiste en première étape à déterminer les vitesses de propagation des ultrasons pour quatre angles d'incidence de l'onde émise. Ensuite, on utilisera la relation de Snell-Descartes pour déterminer les angles de réfraction correspondants. Enfin, on construit un système de quatre équations non linéaires avec quatre inconnues qui présentent les constantes élastiques dans le plan considéré [ENDE, 1998].

On peut résumer cette technique dans les points suivants :

- Choisir un signal de référence (un signal sans échantillon) ;
- Choisir un plan de référence sur l'échantillon selon l'orientation des fibres ;
- Analyser l'échantillon sur quatre angles d'incidence ( $0^\circ$ ,  $5^\circ$ ,  $10^\circ$ ,  $15^\circ$ ) pour avoir quatre signaux ;
- Faire l'intercorrélation entre le signal de référence (signal dans l'eau sans l'échantillon) et chacun de ces signaux pour avoir quatre temps de retard ;
- Déterminer les vitesses correspondantes en utilisant la relation suivante :

$$V_i(x_L, \varphi) = \frac{V_0}{\sqrt{1 + \frac{V_0 \tau_i}{d} \left[ \frac{V_0 \tau_i}{d} - 2 \cos \theta_i \right]}} \quad \text{(III.1)}$$

Où :  $V_0$  est la vitesse de propagation dans l'eau,  $\tau_i$  est le temps de vol et  $\theta_i$  est l'angle d'incidence, selon la direction  $i$ , et  $\varphi$  est l'angle azimutale, ( $\varphi = 0^\circ$  dans notre cas),  $e$  est l'épaisseur de l'échantillon.

- Déterminer les angles de réfraction correspondants en utilisant la loi de Snell-Descartes.
- Résoudre le système d'équations pour avoir les constantes élastiques en utilisant la relation :

$$V_l^2 = \frac{B_1 + B_2 + [(B_2 - B_1)^2 + 4B_3^2]^{0.5}}{2\rho} \quad (\text{III.2})$$

$$\begin{aligned} B_1 &= C_{11} \cos^2 r + C_{55} \sin^2 r \\ \text{Avec : } B_2 &= C_{55} \cos^2 r + C_{33} \sin^2 r \\ B_3 &= (C_{55} + C_{13}) \cos r \sin r \end{aligned} \quad (\text{III.3})$$

Où :  $r$  est l'angle de réfraction et  $\rho$  est la densité du matériau.

- Tourner l'échantillon sur son deuxième axe et refaire les étapes précédentes en remplaçant  $C_{11}, C_{33}, C_{55}, C_{13}$  par  $C_{22}, C_{33}, C_{44}, C_{23}$
- Tourner l'échantillon sur son troisième axe et refaire les étapes précédentes en remplaçant  $C_{11}, C_{33}, C_{55}, C_{13}$  par  $C_{22}, C_{11}, C_{66}, C_{12}$

Pour appliquer la technique précédente, il faut travailler avec des échantillons ayant des épaisseurs suffisamment grandes pour pouvoir émettre et recevoir les ondes ultrasonores. Cette condition posée sur les épaisseurs est conditionnée par le phénomène de l'atténuation des ondes ultrasonores. Ces deux paramètres exigent de travailler avec des échantillons à épaisseurs minces (de 2 à 10 mm), ce qui limite la caractérisation à la troisième rotation qui correspond au calcul de quatre constantes suivantes  $C_{22}, C_{11}, C_{66}, C_{12}$  de chaque échantillon d'étude.

### Conclusion

Ce chapitre a été consacré à l'élaboration de matériaux d'étude, description des techniques expérimentales utilisées pour mener à terminer ce travail, la première partie a tout d'abord permis de présenter le procédé d'élaboration de matériaux étudiés (de mise en forme et de moulage sont décrits) et leurs caractéristiques physiques, mécaniques.

Ensuite, on a présenté dans la deuxième partie les techniques et les moyens expérimentaux mis en œuvre pour la réalisation des différents essais,

Une analyse des résultats des mesures sera sur la base des signaux obtenus.

Les résultats obtenus pour les deux cas, seront présentés dans le chapitre (IV) suivant.

## **Chapitre IV**

### **Résultats expérimentaux et interprétation**

#### **Introduction**

Après une présentation des composites bidirectionnels verre-époxy dans le chapitre III, on détermine les constantes d'élasticité de ces composites dans leur état initial (sain), à partir des vitesses de propagation ultrasonore longitudinale et transversale. Ensuite, on suit l'évaluation des propriétés mécanique de ces composites en terme d'évolution des constantes d'élasticité et d'une variable d'endommagement, en relation avec l'évolution de leur microstructure. Ces résultats de mesures sont répartis en deux volets principaux : Evaluation des propriétés mécanique des matériaux d'essais (sains, endommagés par choc) et Caractérisation acoustique de l'endommagement de ces matériaux après impacts par chocs dynamiques.

En premier lieu, il est nécessaire de faire une caractérisation des matériaux par le biais du calcul des vitesses de propagation des ondes ultrasonores dans les matériaux d'étude en question. Pour cela, on réalise des essais de contrôle par ultrasons en mode par transmission.

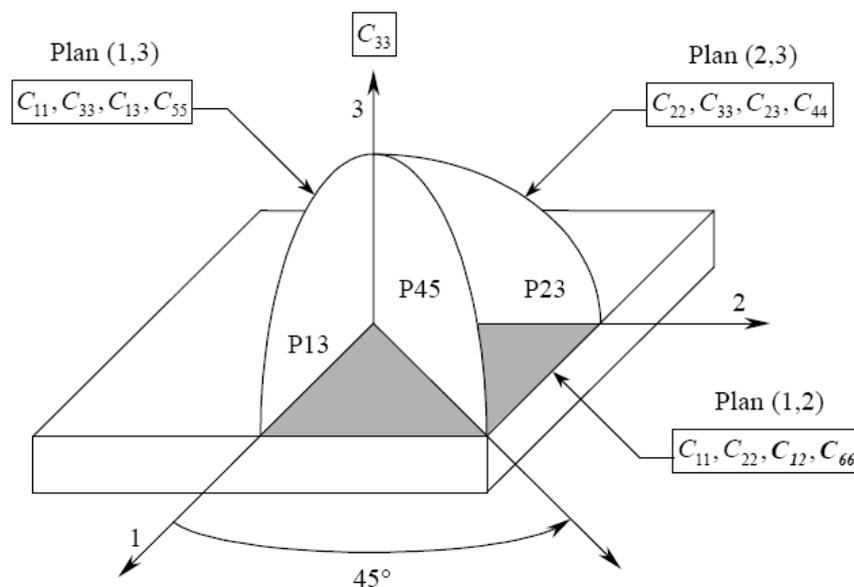
En se basant sur la technique de l'inter corrélation des signaux de référence et du matériau considéré dans le cas sain et endommagé, on détermine la vitesse de propagation dans l'eau, les vitesses de propagation à une incidence quelconque dans les matériaux d'étude. La mesure des vitesses permet alors d'évaluer les propriétés mécaniques à savoir, les constantes d'élasticité et les constantes dites de l'ingénieur dans les directions de propagation proposées en utilisant les relations théoriques. Ensuite, on passera au second volet de cette étude pour la caractérisation acoustique de l'endommagement à travers un variable d'endommagement ultrasonore  $D_{ij}$ .

## IV.1. Caractérisation ultrasonore de l'état initial (Matériau sain)

Ce paragraphe est consacré à la caractérisation ultrasonore des composites stratifiés bidirectionnels verre-époxy présenté au Chapitre III, dans leur état initial non endommagé (sain) avant l'introduction des impacts par chocs dynamiques. Ces vitesses de propagations nous conduit à l'évaluation des propriétés mécanique à savoir, les constantes d'élasticité et les constantes dites de l'ingénieur de l'ensemble des composites bidirectionnels verre-époxy.

### IV.1.1. Mesure des vitesses de propagation

On dispose pour les mesures ultrasonores des éprouvettes parallélépipédiques de dimension (80x80xe mm<sup>3</sup>), prélevées sur les différentes plaques. La Figure IV.1 présente les axes et les plans de référence considérés par la suite. Les axes 1 et 2 désignent les axes des fibres tandis que l'axe orthogonal 3 forme le plan P23 avec l'axe 2. Le plan P45 se situe alors à 45° des plans P23 et P12.



**Figure IV.1.** Orientation d'un échantillon bidirectionnel verre-époxy

La méthode expérimentale, utilisée pour la mesure des vitesses de propagation ultrasonore, est la technique impulsionnelle en simple transmission décrite précédemment (II.3.1). Pour cela, on a fait une série de mesures en variant l'angle d'incidence de 0 à 15 ° avec un pas de 5°, les signaux de mesure enregistrés sur l'ensemble des éprouvettes dans le cas sain sont présentés dans les figures suivantes.

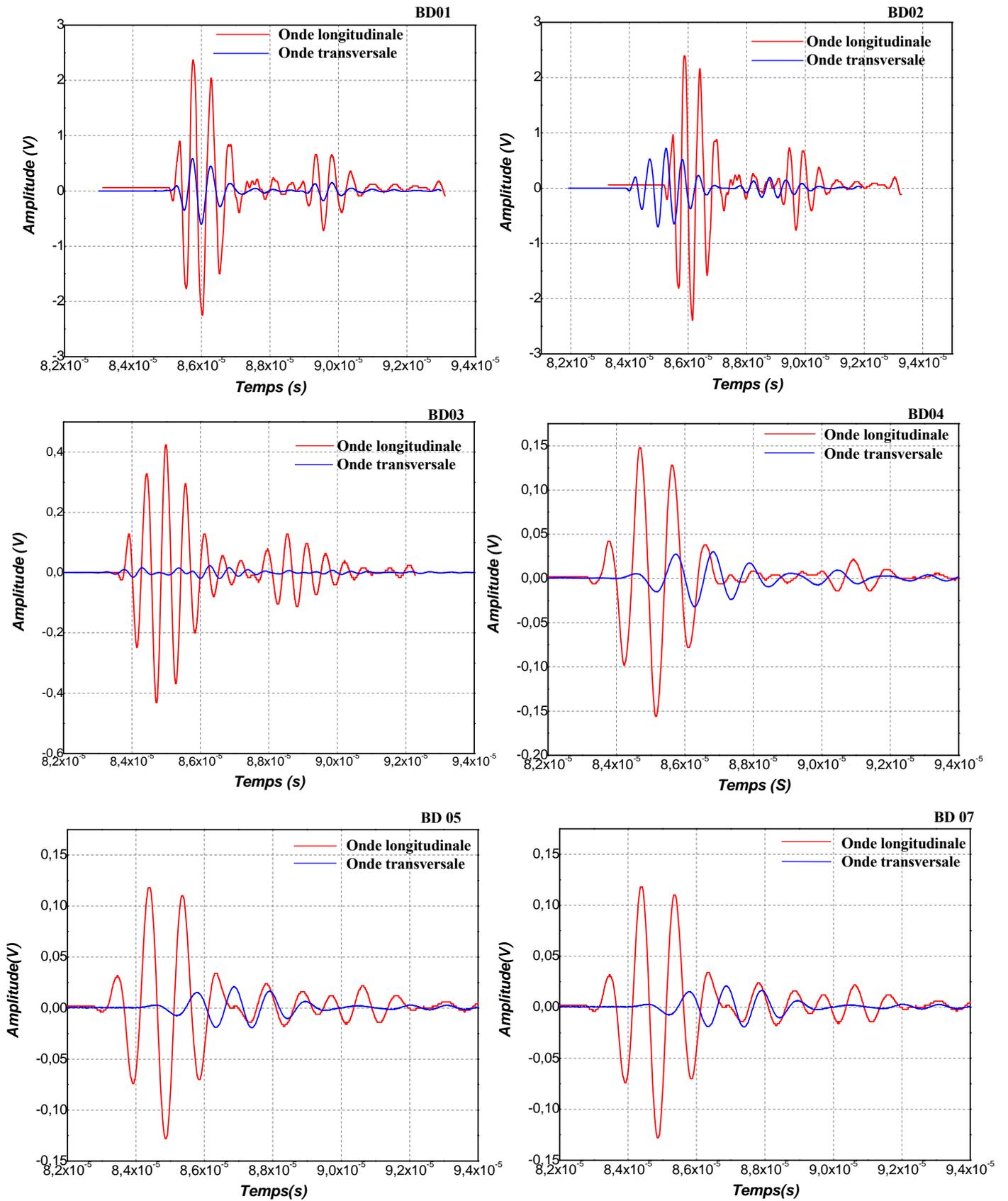
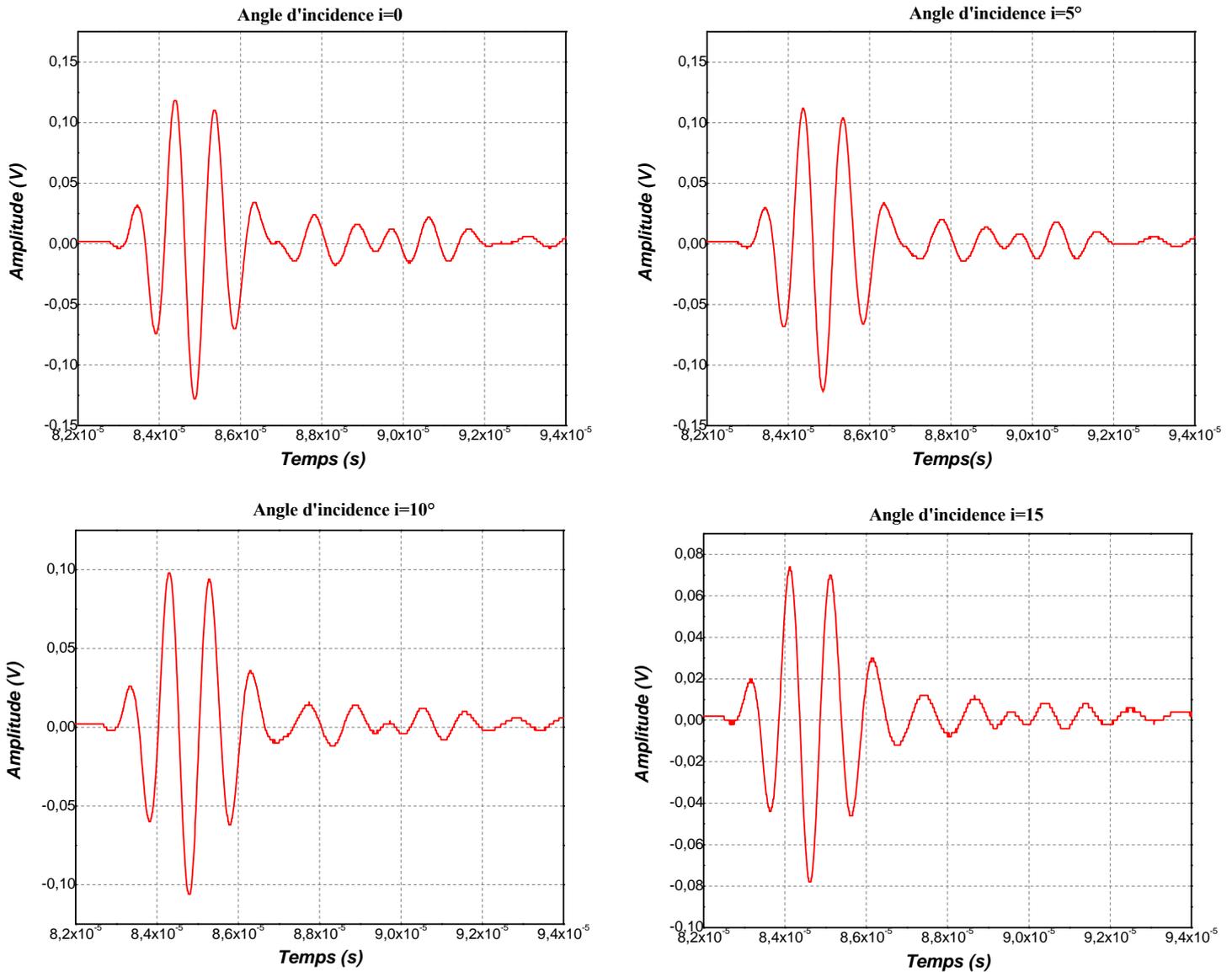


Figure IV.2. Signaux de mesure enregistrés sur l'ensemble des éprouvettes dans le cas sain (BD1, BD2, BD3, BD4, BD5, BD7)

Pour un diamètre moyen des fibres de 20  $\mu\text{m}$  et pour une épaisseur d'échantillon minimum égale à 1,50 mm, l'encadrement de la longueur d'onde pour respecter l'hypothèse de milieu homogène semi -infini, conduit à celui de la fréquence de travail (chapitre III.3). Pour des vitesses de propagation mesurées comprises entre 3029,4 m/s et 1306,2 m/s, cette fréquence de travail doit être comprise entre 1 MHz et 4MHz.



*Figure IV.3. Signaux de mesure fournis par l'éprouvette BD2 avec différentes angles d'incidence ( $0^\circ, 5^\circ, 10^\circ, 15^\circ$ )*

Les résultats concernant l'échantillon BD02 sont donnés dans le tableau (IV.1)

Angle d'incidence $i$ (°)	Vitesse correspondante (m/s)	Angle de réfraction $r$ (°)
0	2927,9±62.4	/
5	2814,8 ±58.3	9,50
10	2581,1±34.5	17,56
15	2374,9±23.5	24,43

**Tableau IV.1.** Vitesses de propagation dans l'échantillon BD02

On a mesuré les vitesses ultrasonores dans le plan P12. Le tableau IV.2 présente les vitesses longitudinale et transversale obtenues pour l'ensemble des composites non endommagés (sains), les vitesses mesurées, représentées dans le tableau IV.2 sont tracées en fonction de l'angle de propagation dans l'échantillon. L'allure de ces courbes de vitesses est représentative de l'ensemble des composites bidirectionnels verre-époxy étudiés. Les échantillons BD7 et BD6 sont cependant les seuls composites qui présentent une épaisseur suffisante pour pouvoir séparer les signaux correspondants aux deux modes générés dans le plan P12. Les temps d'arrivée des impulsions lorsque l'épaisseur de l'échantillon devient trop faible, il n'est plus possible de mesurer précisément les vitesses transversales dans le même plan.

On récapitule dans le tableau suivant, les vitesses obtenues pour l'ensemble des éprouvettes saines utilisés.

Epreuve N°	Masse volumique $\rho$ (Kg/m <sup>3</sup> )	Epaisseur (mm)	Fréquence (MHz)	Onde longitudinale		Onde transversale	
				$\tau$ ( $\mu$ s)	$V_L$ (m/s)	$\tau$ ( $\mu$ s)	$V_T$ (m/s)
BD 1	1642.3±5.0	1,50±0.01	2	0,49±0.01	3029,4±69.1	0,19±0.01	1503,5±34.1
BD 2	1642.3±5.0	2,98±0.01	2	0,98±0.01	2927,9±62.4	0,45±0.01	1501,9±20.0
BD 3	1642.3±5.0	3,71±0.01	2	1,28±0.01	2869,1±58.3	0,48±0.01	1499,2±30.9
BD 4	1642.3±5.0	4,78±0.01	2	1,62±0.01	2792,7±51.1	0,5±0.01	1442,4±35.8
BD 5	1642.3±5.0	5,93±0.01	1	1,78±0.01	2696,9±44.9	0,76±0.01	1428,9±33.8
BD 6	1642.3±5.0	7,27±0.01	1	1,69±0.01	2610,7±40.3	0,96±0.01	1359,7±32.6
BD 7	1642.3±5.0	8,56±0.01	1	2,24±0.01	2580,9±34.5	2,31±0.01	1306,2±26.3

**Tableau IV.2.** Vitesses des ondes longitudinales et transversales mesurées pour différentes éprouvettes saines

## IV.1.2. Evaluation des propriétés mécaniques des matériaux sains

### IV.1.2.1. Détermination des constantes d'élasticité

A partir des vitesses ultrasonores mesurées, on peut déterminer partiellement les constantes d'élasticité du composite dans l'hypothèse d'orthotropie. L'épaisseur du composite permet en effet la mesure des vitesses longitudinale et transversale dans le plan P12 nécessaires à la détermination de l'ensemble des constantes d'élasticité.

Les constantes élastiques correspondantes à ces mesures sont calculées par la résolution du système de quatre équations non linéaires (IV.1). Ces équations lient les vitesses de propagations aux constantes élastiques. La résolution du système est obtenue à l'aide d'un calcul analytique sous « **Maple 10** ».

$$2\rho V^2 = C_{22} \cos^2 r + C_{66} + C_{11} \sin^2 r + \left\{ \left[ C_{66} \cos(2r) + C_{11} \sin^2 r - C_{22} \cos^2 r \right]^2 + 4(C_{66} + C_{12})^2 \sin^2 r \cos^2 r \right\}^{1/2} \quad (\text{IV.1})$$

Cette équation permet de calculer les quatre constantes  $C_{22}$ ,  $C_{11}$ ,  $C_{66}$ ,  $C_{12}$  en se basant sur les quatre mesures de la vitesse présentées dans le tableau IV.1.

Le comportement élastique de ce type de matériau est alors décrit par quatre constantes d'élasticité indépendantes. Le tableau IV.3 regroupe les constantes d'élasticité et les incertitudes associées, déterminées à partir des vitesses mesurées dans le plan P12.

Eprouvette	$\rho$ (kg/m <sup>3</sup> )	$C_{11}$ (GPa)	$C_{22}$ (GPa)	$C_{12}$ (GPa)	$C_{66}$ (GPa)
BD 1	1642.3±5.0	50.73±0.25	16.15±0.12	7.12±0.02	5.71±0.01
BD 2	1642.3±5.0	52.12±1.01	17.7±0.12	7.9±0.02	5.8±0.01
BD 3	1642.3±5.0	52.34±1.21	19.0±0.11	8.1±0.01	6.1±0.01
BD 4	1642.3±5.0	52.43±1.04	21.2±0.12	8.8±0.02	6.8±0.01
BD 5	1642.3±5.0	53.33±0.19	21.6±0.12	9.3±0.02	6.9±0.01
BD 6	1642.3±5.0	56.06±1.13	23.6±0.22	12.1±0.02	7.6±0.02
BD 7	1642.3±5.0	72.51±1.33	30.1±0.23	15.0±0.02	8.5±0.03

**Tableau IV.3.** Constantes d'élasticité  $C_{ij}$  des différentes éprouvettes saines

#### IV.1.2.2. Détermination des constantes dites de l'ingénieur

Le tableau IV.4 regroupe les constantes dites de l'ingénieur déterminées à partir des constantes d'élasticité du tableau IV.3.

Eprouvette	Masse volumique $\rho$ (kg/m <sup>3</sup> )	Module d'Young E(GPa)	Module de compressibilité K(GPa)	Module de cisaillement G(GPa)	Coefficient de Poisson $\nu$
BD 1	1642.3±5.0	7.747±0.374	3.524±0.158	3.712±0.182	0.110±0.005
BD 2	1642.3±5.0	8.059±0.245	4.758±0.113	3.704±0.187	0.190±0.002
BD 3	1642.3±5.0	8.229±0.282	7.769±0.250	3.691±0.124	0.327±0.005
BD 4	1642.3±5.0	8.839±0.155	9.138±0.264	3.417±0.227	0.333±0.003
BD 5	1642.3±5.0	8.990±0.355	9.399±0.255	3.353±0.296	0.340±0.004
BD 6	1642.3±5.0	9.115±0.160	10.348±0.336	3.036±0.163	0.343±0.004
BD 7	1642.3±5.0	9.898±0.281	10.982±0.277	2.802±0.118	0.382±0.004

**Tableau IV.4.** Constantes dites de l'ingénieur déterminées pour différentes éprouvettes saines

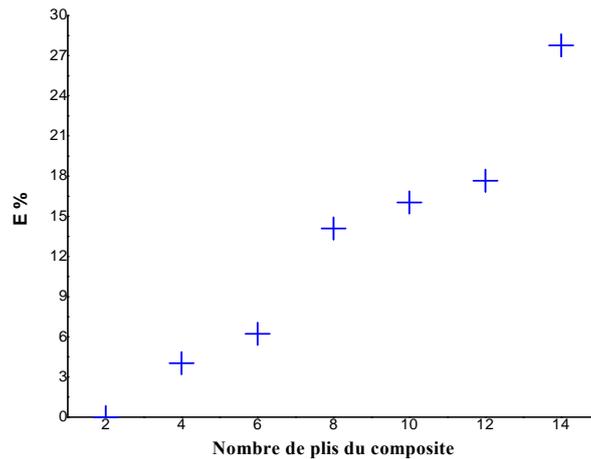
Les matériaux composites stratifiés étudiés se distinguent par leur nombre de plis (épaisseur), l'augmentation de ce nombre de plis a pour effet d'augmenter significativement la rigidité du composite.

En observant le tableau IV.3 précédent, on remarque que, dans l'ensemble des composites étudiés, les propriétés mécanique des matériaux (constantes d'élasticité, constantes dites de l'ingénieur) augmentent progressivement, en fonction de l'épaisseur de l'éprouvette.

L'amélioration, par rapport à l'échantillon BD1, est déterminée par la relation suivante :

$$E\% = 100 * \frac{(E_f - E_i)}{E_i} \quad (IV.2)$$

Où :  $E_f$  et  $E_i$  : sont respectivement les propriétés mécaniques du composite pour les éprouvettes finale et BD1, cette augmentation est comprise entre 4,027 et 27,766 % pour les modules d'Young  $E_i$  présentés dans le tableau IV.4.



*Figure IV.4. Amélioration de la rigidité des composites en fonction du nombre de plis*

### IV.1.3. Résine époxyde

On a également déterminé les constantes d'élasticité de la résine époxyde, utilisée lors de la fabrication des composites de la présente étude. Cette caractérisation permet de déterminer les propriétés d'élasticité de la phase résine.

	$\rho$ (kg/m <sup>3</sup> )	$C_{11}$ (GPa)	$C_{12}$ (GPa)	$C_{66}$ (GPa)	$E$ (GPa)	$G$ (GPa)	$\nu$
Résine	1142±4	6,9±0,1	3,7±0,1	1,6±0,1	4,3±0,1	1,6±0,1	0,352±0,003

*Tableau IV.5. Constantes d'élasticité de la résine époxyde*

## IV.2. Caractérisation ultrasonore de l'état endommagé par impact mécanique

### IV.2.1. Conditionnement des éprouvettes

La caractérisation ultrasonore des matériaux est obtenue en mettant au fond d'une cuve à immersion en plexiglas un échantillon de référence(sain) de même type que le composite à étudier (endommagés), sur un porte échantillon muni d'un système de rotation manuel, nous permettant de faire varier l'angle d'incidence figure III.14.b entre un transducteur piézoélectrique ultrasonore (émetteur) excité par un générateur d'impulsion et un autre transducteur piézoélectrique (récepteur) pour avoir un signal de référence, ensuite pour les matériaux endommagés pour avoir le signal dans les zones d'impactes.

### IV.2.2. Evolution des vitesses de propagation

On restreint à présent la représentation temporelle des signaux d'échos réfléchis pour les éprouvettes impactées au composite BD6. Dans l'optique d'un suivi en temps réel de l'état de santé de la structure composite, on a représenté six signatures acoustiques d'endommagement pour chaque éprouvette. Les figures IV.5 ci-après présentent les signatures temporelle des

vitesse de propagation respectivement pour les impacts (1, 3, 4, 6, 8, 10) du composite BD6.

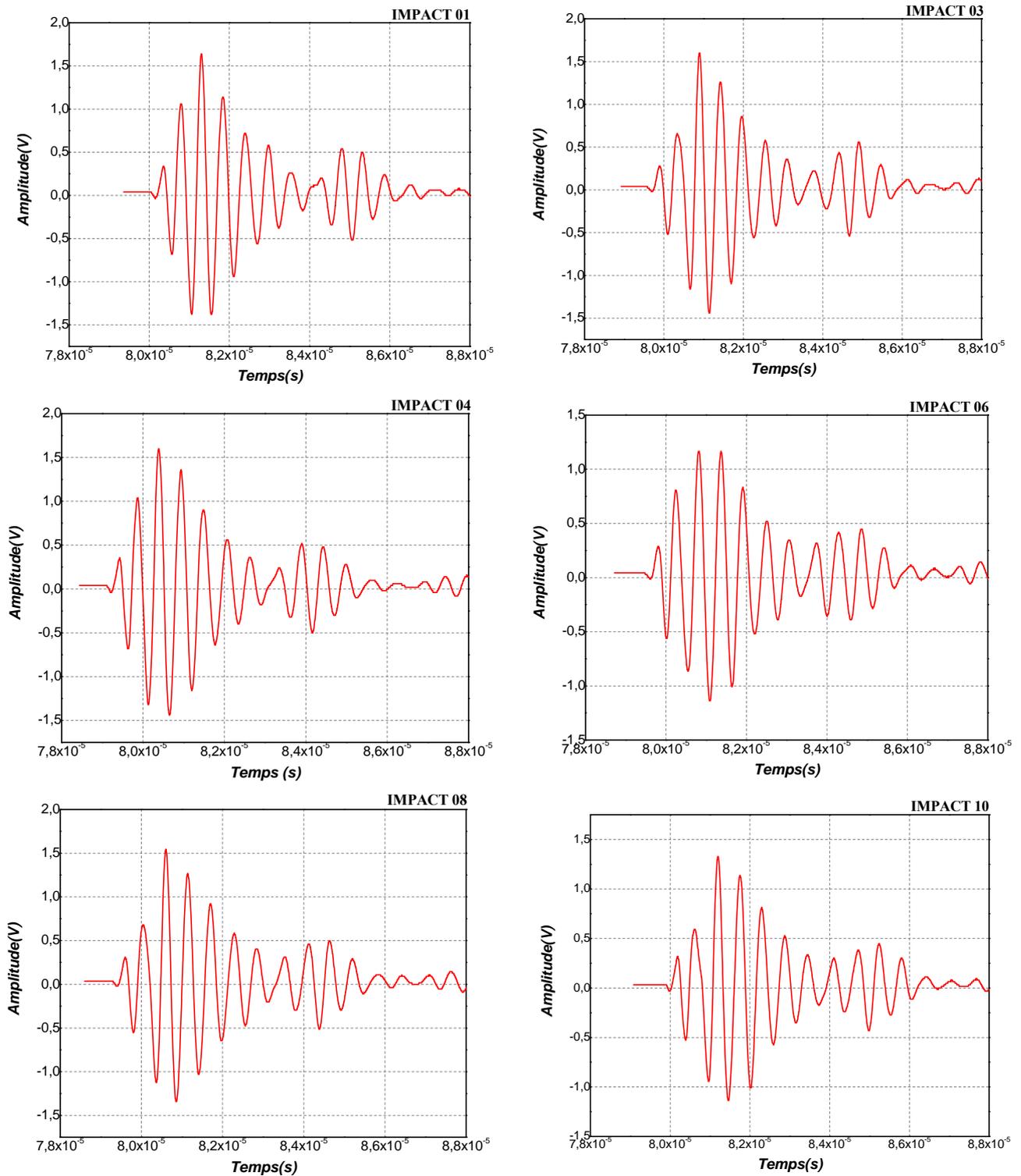


Figure IV.5. Exemple des signaux de mesures expérimentaux fourni par l'échantillon BD6 dans le cas endommagé par l'impact de (1, 3, 4, 6, 8, 10)

On restreint dans ce qui suit, la présentation des résultats uniquement à l'ensemble des composites BD3, BD5 et BD7, qui présentent une évolution significative apparente de leurs propriétés d'élasticité au cours des impacts du choc dynamique, Sachant que les résultats concernant le reste des échantillons vont être rapportés au niveau de l'annexe.

On a mesuré les vitesses ultrasonores dans le plan P12, les tableaux IV.6, IV.7 et IV.8, présentent les vitesses respectivement longitudinale et transversale obtenues pour les composites BD3, BD5 et BD7 ayant subi des impacts par chocs dynamique.

Eprouvette	Zone d'impact	Epaisseur (mm)	Fréquence (MHz)	Onde longitudinale		Onde transversale	
				$\tau$ ( $\mu$ s)	$V_L$ (m/s)	$\tau$ ( $\mu$ s)	$V_T$ (m/s)
BD03	Impact 01	3,58±0.01	2	1,90	2887,8	0,71	1509,1
	Impact 02	3,49±0.01	2	1,85	2896,2	0,69	1513,4
	Impact 03	3,46±0.01	2	1,13	3182,8	0,42	1663,2
	Impact 04	3,39±0.01	2	1,12	3242,6	0,42	1694,4
	Impact 05	3,37±0.01	2	1,12	3257,7	0,42	1702,3
	Impact 06	3,32±0.01	2	0,95	3259,8	0,36	1703,4
	Impact 07	3,17±0.01	2	0,89	3269,4	0,33	1708,5
	Impact 08	3,14±0.01	2	0,84	3272,6	0,32	1710,1
	Impact 09	3,12±0.01	2	0,81	3289,1	0,30	1718,7
	Impact 10	3,11±0.01	2	0,52	3379,5	0,20	1766,0

**Tableau IV.6.** Évolution des vitesses longitudinales et transversales pour l'éprouvette BD03 en fonction de l'énergie d'impact

Eprouvette	Zone d'impact	Epaisseur (mm)	Fréquence (MHz)	Onde longitudinale		Onde transversale	
				$\tau$ ( $\mu$ s)	$V_L$ (m/s)	$\tau$ ( $\mu$ s)	$V_T$ (m/s)
BD05	Impact 01	5,71±0.01	1	1,78	2718,3	0,76	1440,2
	Impact 02	5,70±0.01	1	1,37	2817,8	0,58	1492,9
	Impact 03	5,54±0.01	1	1,34	2892,1	0,57	1532,3
	Impact 04	5,44±0.01	1	1,34	2933,0	0,57	1554,0
	Impact 05	5,37±0.01	1	1,25	2944,1	0,53	1559,8
	Impact 06	5,28±0.01	1	0,83	3020,4	0,35	1600,2
	Impact 07	5,13±0.01	1	0,74	3029,6	0,32	1605,1
	Impact 08	5,02±0.01	1	0,76	3049,2	0,32	1615,5
	Impact 09	4,99±0.01	1	0,70	3058,6	0,30	1620,5
	Impact 10	4,90±0.01	1	0,17	3139,7	0,07	1663,4

*Tableau IV.7. Évolution des vitesses longitudinales et transversales pour l'éprouvette BD05 en fonction de l'énergie d'impact*

Eprouvette	Zone d'impact	Epaisseur (mm)	Fréquence (MHz)	Onde longitudinale		Onde transversale	
				$\tau$ ( $\mu$ s)	$V_L$ (m/s)	$\tau$ ( $\mu$ s)	$V_T$ (m/s)
BD07	Impact 01	8,47±0.01	1	2,95	2587,0	3,04	1309,3
	Impact 02	8,41±0.01	1	2,56	2598,6	2,64	1315,2
	Impact 03	8,39±0.01	1	2,39	2625,8	2,46	1329,0
	Impact 04	8,33±0.01	1	2,36	2719,2	2,43	1376,2
	Impact 05	8,27±0.01	1	2,34	2757,3	2,41	1395,5
	Impact 06	8,12±0.01	1	2,12	2772,4	2,19	1403,2
	Impact 07	8,09±0.01	1	1,98	2773,4	2,04	1403,7
	Impact 08	8,03±0.01	1	1,94	2773,5	2,00	1403,7
	Impact 09	7,99±0.01	1	1,49	2848,5	1,54	1441,7
	Impact 10	7,93±0.01	1	0,87	2947,3	0,90	1491,7

*Tableau IV.8. Évolution des vitesses longitudinales et transversales pour l'éprouvette BD07 en fonction de l'énergie d'impact*

### IV.2.3. Evaluation des propriétés mécaniques des matériaux (zones endommagées)

#### IV.2.3.1. Evaluation des constantes d'élasticité

Les constantes d'élasticité de l'ensemble des composites stratifiés après endommagement par choc dynamique sont déterminées dans les mêmes conditions que dans leur état initial. Ces composites présentent un comportement qui ne varie pas après endommagement, les tableaux IV.9, IV.10 et IV.11 présentent l'évolution des constantes d'élasticité  $C_{ij}$  pour les éprouvettes BD3, BD5 et BD7 en fonction de l'énergie d'impact.

		Ei (J)	$\rho$ (kg/m <sup>3</sup> )	C <sub>11</sub> (GPa)	C <sub>22</sub> (GPa)	C <sub>12</sub> (GPa)	C <sub>66</sub> (GPa)
BD03	Saine	–	1642.3±5.0	52,34	19,00	8,10	6,10
	Impact 01	7,56	1642.3±5.0	50,30	18,49	7,26	5,70
	Impact 02	8,93	1642.3±5.0	49,93	18,40	7,11	5,62
	Impact 03	9,20	1642.3±5.0	49,86	18,38	7,08	5,61
	Impact 04	10,00	1642.3±5.0	49,65	18,33	6,99	5,57
	Impact 05	10,18	1642.3±5.0	49,60	18,32	6,97	5,56
	Impact 06	11,44	1642.3±5.0	49,27	18,23	6,83	5,49
	Impact 07	13,36	1642.3±5.0	46,80	17,89	6,41	5,35
	Impact 08	22,56	1642.3±5.0	34,99	16,28	4,41	4,67
	Impact 09	28,12	1642.3±5.0	34,37	16,24	4,24	4,48
	Impact 10	40,54	1642.3±5.0	33,00	16,13	3,86	4,06

**Tableau IV.9.** Évolution des constantes d'élasticité  $C_{ij}$  pour l'éprouvette BD03 en fonction de l'énergie d'impact

		Ei (J)	$\rho$ (kg/m <sup>3</sup> )	C <sub>11</sub> (GPa)	C <sub>22</sub> (GPa)	C <sub>12</sub> (GPa)	C <sub>66</sub> (GPa)
BD05	Saine	–	1642.3±5.0	53,33	21,60	9,30	6,90
	Impact 01	6,37	1642.3±5.0	51,31	21,04	8,38	6,46
	Impact 02	7,11	1642.3±5.0	51,09	20,98	8,27	6,41
	Impact 03	8,65	1642.3±5.0	50,60	20,84	8,05	6,31
	Impact 04	9,37	1642.3±5.0	50,38	20,78	7,95	6,26
	Impact 05	11,37	1642.3±5.0	46,97	20,25	7,29	6,04
	Impact 06	11,67	1642.3±5.0	46,48	20,18	7,20	6,01
	Impact 07	12,74	1642.3±5.0	44,65	19,90	6,85	5,90
	Impact 08	14,69	1642.3±5.0	41,33	19,39	6,22	5,68
	Impact 09	17,31	1642.3±5.0	36,88	18,70	5,36	5,40
	Impact 10	41,13	1642.3±5.0	35,02	18,55	4,78	4,76

**Tableau IV.10.** Évolution des constantes d'élasticité  $C_{ij}$  pour l'éprouvette BD05 en fonction de l'énergie d'impact

		E <sub>i</sub> (J)	ρ (kg/m <sup>3</sup> )	C <sub>11</sub> (GPa)	C <sub>22</sub> (GPa)	C <sub>12</sub> (GPa)	C <sub>66</sub> (GPa)
BD07	Saine	–	1642.3±5.0	72,51	30,10	15,00	8,50
	Impact 01	10,47	1642.3±5.0	69,01	29,09	13,08	7,80
	Impact 02	12,22	1642.3±5.0	64,16	28,33	11,98	7,52
	Impact 03	12,22	1642.3±5.0	64,15	28,32	11,98	7,52
	Impact 04	12,25	1642.3±5.0	64,08	28,31	11,96	7,52
	Impact 05	12,60	1642.3±5.0	63,11	28,16	11,74	7,46
	Impact 06	13,49	1642.3±5.0	60,64	27,77	11,18	7,32
	Impact 07	15,66	1642.3±5.0	54,61	26,82	9,81	6,97
	Impact 08	16,29	1642.3±5.0	52,85	26,54	9,41	6,87
	Impact 09	20,59	1642.3±5.0	51,38	26,42	8,87	6,42
	Impact 10	22,86	1642.3±5.0	50,60	26,36	8,58	6,18

*Tableau IV.11. Évolution des constantes d'élasticité C<sub>ij</sub> pour l'éprouvette BD07 en fonction de l'énergie d'impact*

#### IV.2.3.2. Evaluation des constantes dites de l'ingénieur

Les tableaux ci-dessus regroupent les constantes dites de l'ingénieur déterminées à partir des constantes d'élasticité des tableaux présentés ci-dessous.

		Energie d'impact E <sub>i</sub> (J)	Masse volumique ρ (kg/m <sup>3</sup> )	Modules d'Young E(GPa)	Modules de compressibilité K(GPa)	Modules de cisaillement G(GPa)	Coefficients de Poisson ν
BD03	Saine	–	1642.3±5.0	8,229	7,769	3,691	0,327
	Impact 01	7,556	1642.3±5.0	7,378	7,471	4,572	0,318
	Impact 02	8,934	1642.3±5.0	7,223	7,417	5,406	0,317
	Impact 03	9,197	1642.3±5.0	7,193	7,407	5,565	0,316
	Impact 04	10,002	1642.3±5.0	7,102	7,375	6,052	0,315
	Impact 05	10,176	1642.3±5.0	7,083	7,368	6,157	0,315
	Impact 06	11,440	1642.3±5.0	6,940	7,318	6,922	0,314
	Impact 07	13,360	1642.3±5.0	6,516	6,952	8,084	0,308
	Impact 08	22,563	1642.3±5.0	4,481	5,198	13,652	0,280
	Impact 09	28,118	1642.3±5.0	4,309	5,106	17,014	0,279
	Impact 10	40,544	1642.3±5.0	3,925	4,902	24,533	0,278

*Tableau IV.12. Évolution des constantes dites de l'ingénieur pour l'éprouvette BD03 en fonction de l'énergie d'impact*

		Energie d'impact $E_i$ (J)	Masse volumique $\rho$ (kg/m <sup>3</sup> )	Modules d'Young $E$ (GPa)	Modules de compressibilité $K$ (GPa)	Modules de cisaillement $G$ (GPa)	Coefficients de Poisson $\nu$
BD05	Saine	–	1642.3±5.0	8,990	9,399	3,353	0,340
	Impact 01	6,371	1642.3±5.0	8,101	9,049	3,142	0,340
	Impact 02	7,105	1642.3±5.0	7,998	9,009	3,117	0,339
	Impact 03	8,650	1642.3±5.0	7,783	8,924	3,066	0,337
	Impact 04	9,372	1642.3±5.0	7,682	8,884	3,042	0,336
	Impact 05	11,374	1642.3±5.0	7,052	8,283	2,937	0,327
	Impact 06	11,666	1642.3±5.0	6,960	8,196	2,921	0,326
	Impact 07	12,740	1642.3±5.0	6,622	7,874	2,865	0,322
	Impact 08	14,691	1642.3±5.0	6,008	7,288	2,762	0,313
	Impact 09	17,305	1642.3±5.0	5,186	6,504	2,625	0,302
	Impact 10	41,131	1642.3±5.0	4,621	6,175	2,314	0,300

**Tableau IV.13.** Évolution des constantes dites de l'ingénieur pour l'éprouvette BD05 en fonction de l'énergie d'impact

		Energie d'impact $E_i$ (J)	Masse volumique $\rho$ (kg/m <sup>3</sup> )	Modules d'Young $E$ (GPa)	Modules de compressibilité $K$ (GPa)	Modules de cisaillement $G$ (GPa)	Coefficients de Poisson $\nu$
BD07	Saine	–	1642.3±5.0	9,898	10,982	2,802	0,382
	Impact 01	10,473	1642.3±5.0	8,630	10,453	2,573	0,369
	Impact 02	12,219	1642.3±5.0	7,904	9,718	2,481	0,360
	Impact 03	12,223	1642.3±5.0	7,902	9,717	2,480	0,360
	Impact 04	12,245	1642.3±5.0	7,893	9,707	2,479	0,359
	Impact 05	12,596	1642.3±5.0	7,747	9,560	2,461	0,357
	Impact 06	13,485	1642.3±5.0	7,377	9,186	2,414	0,352
	Impact 07	15,657	1642.3±5.0	6,473	8,273	2,299	0,340
	Impact 08	16,291	1642.3±5.0	6,209	8,006	2,266	0,337
	Impact 09	20,594	1642.3±5.0	5,850	7,783	2,115	0,335
	Impact 10	22,857	1642.3±5.0	5,662	7,665	2,036	0,335

**Tableau IV.14.** Évolution des constantes dites de l'ingénieur pour l'éprouvette BD07 en fonction de l'énergie d'impact

Le module d'Young  $E$  ne varie pas de façon significative après l'impact par chocs dynamiques, pour les composites stratifiés BD3, BD4, BD5. La caractérisation ultrasonore montre aussi une légère diminution des modules de compressibilité  $K$  et du modules de cisaillement  $G$  des stratifiés BD3, BD4, BD5.

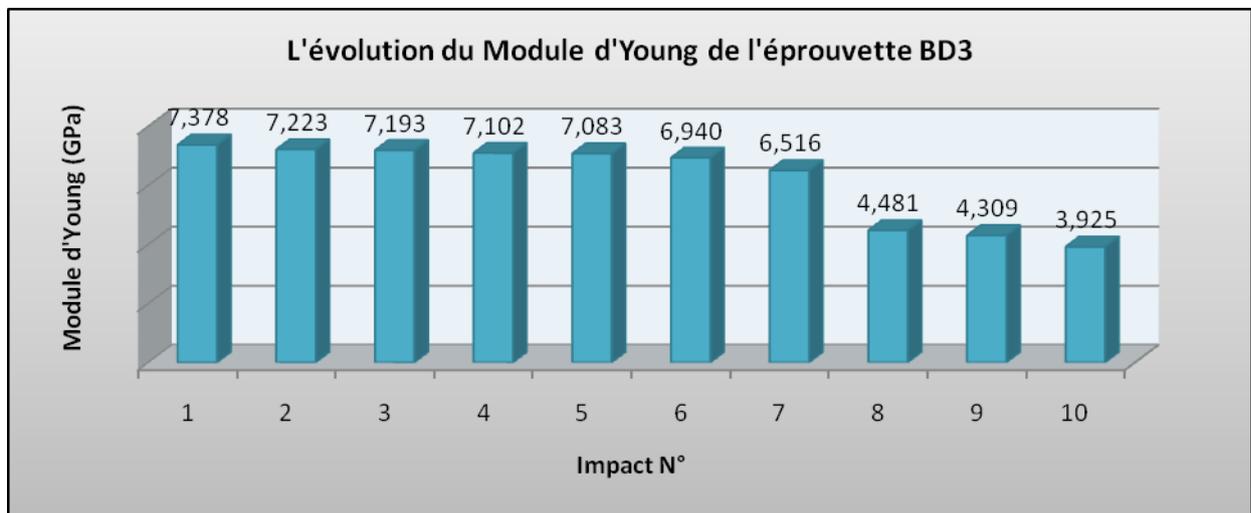
Les essais d'impact par chocs dynamique des composites stratifiés BD1, BD2 provoquent une diminution globale et importante des propriétés mécaniques (constantes dites de l'ingénieur, constantes d'élasticité). Cette diminution apparait cependant différente selon les constantes.

L'évolution anisotrope du comportement élastique de ce composite, qui vient d'être discutée qualitativement en termes d'évolution des vitesses de propagation ultrasonores, peut à présent être étudiée quantitativement à partir des constantes d'élasticité.

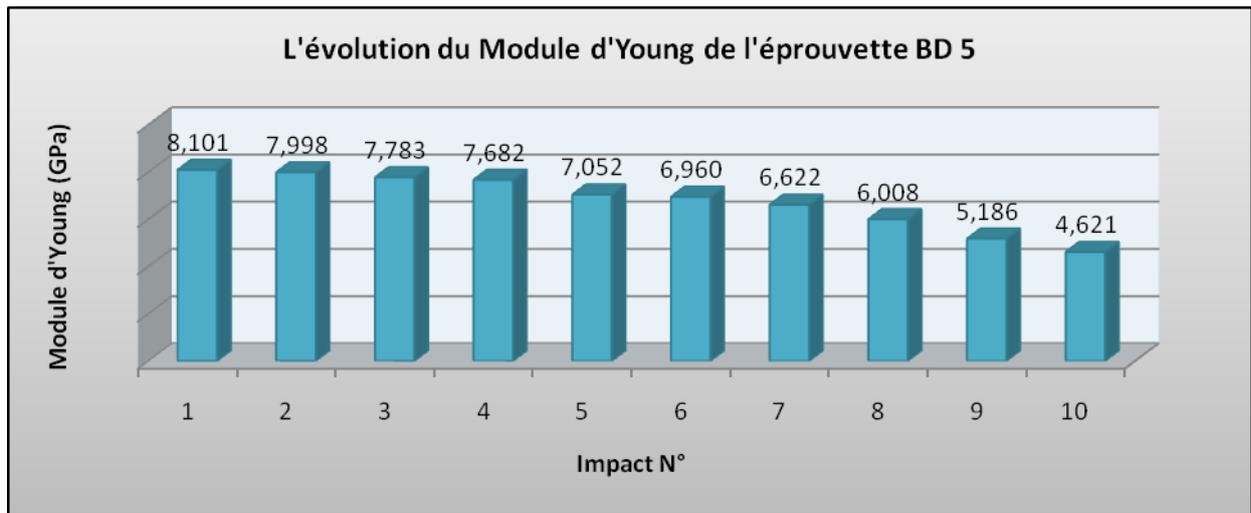
Ce phénomène de dégradation des propriétés d'élasticité pour l'ensemble des composites, a été attribué par plusieurs auteurs. [SALM, 1997], [ZINC, 1999].

#### IV.2.3.3. Evaluation du module d'Young

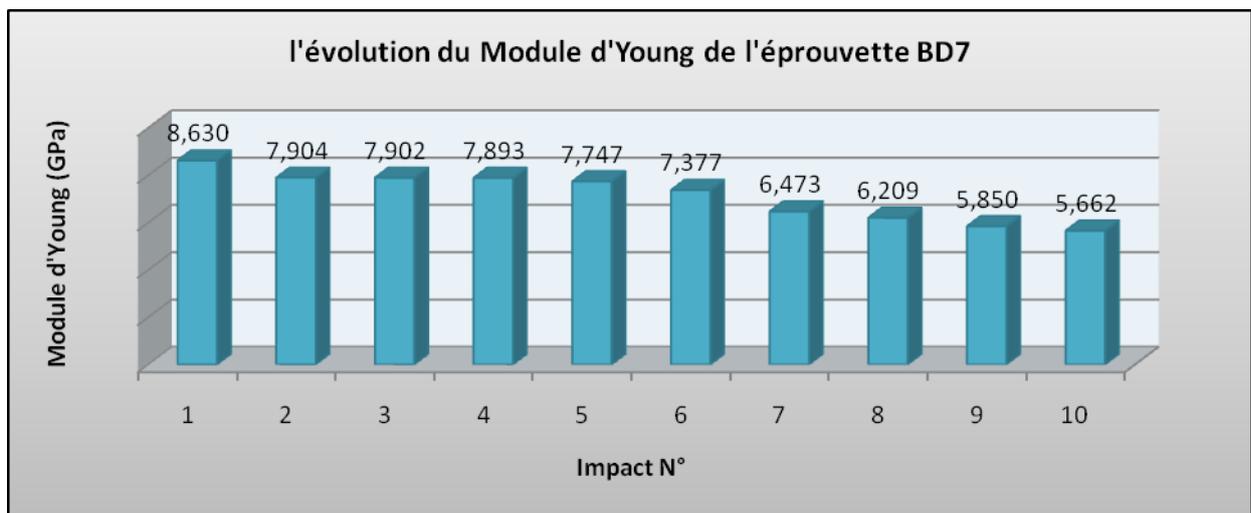
Par ailleurs, la rigidité des matériaux composites endommagés, exprimée par la valeur du module de Young, est comparée à la rigidité des matériaux dans le cas sain.



*Figure IV.6. Évolution du Module d'Young  $E$  pour l'éprouvette BD03 en fonction de l'énergie d'impact*



*Figure IV.7. Évolution du Module d'Young E pour l'éprouvette BD05 en fonction de l'énergie d'impact*



*Figure IV.8. Évolution du Module d'Young E pour l'éprouvette BD07 en fonction de l'énergie d'impact*

En observant l'histogramme précédent, on remarque que, dans l'ensemble des éprouvettes étudiées, le module d'Young diminue légèrement, en fonction de l'énergie d'impact.

### IV.3. Caractérisation ultrasonore de l'endommagement

Après la présentation de l'évolution de l'endommagement au travers d'une variable macroscopique d'endommagement en fonction de l'énergie d'impact mécanique, on propose une interprétation de cet endommagement à partir d'une observation microstructurale des composites endommagés.

#### IV.3.1. Variable d'endommagement ultrasonore

On suppose qu'à ce stade de dégradation la dimension caractéristique des défauts est encore très petite devant la longueur d'onde utilisée, la présence de fissures dont l'une des dimensions serait comparable aux dimensions de l'échantillon. La densité de défauts, répartie de façon homogène dans la zone caractérisée, apparaît toutefois suffisante, pour donner lieu à une évolution significative des propriétés d'élasticité.

Une manière plus quantitative pour étudier l'évolution de l'endommagement est d'introduire les variables d'endommagement  $D_{ij}$  définie au chapitre (I). Dans notre cas il est possible de suivre deux paramètres  $D_L$  lié à la vitesse longitudinale et  $D_T$  lié à la vitesse transversale. Leurs expressions respectives sont rappelées ci-après :

$$D_L = 1 - \frac{C_{11}}{C_{11}^0}$$

$$D_L = 1 - \frac{C_{22}}{C_{22}^0}$$

Paramètre d'endommagement ultrasonore longitudinal

$$D_T = 1 - \frac{C_{12}}{C_{12}^0}$$

$$D_T = 1 - \frac{C_{66}}{C_{66}^0}$$

Paramètre d'endommagement ultrasonore transversal

$C_{11}, C_{22}$  : Constantes d'élasticité dans le sens de propagation longitudinale à l'état endommagé,

$C_{11}^0, C_{22}^0$  : Constantes d'élasticité dans le sens de propagation longitudinale à l'état initial,

$C_{12}, C_{66}$  : Constantes d'élasticité dans le sens de propagation transversale à l'état endommagé,

$C_{12}^0, C_{66}^0$  : Constantes d'élasticité dans le sens de propagation transversale à l'état initial,

Rappelons qu'à l'état sain, les variables d'endommagement sont nulles et qu'au voisinage de la rupture elles tendent vers 1.

On utilise par la suite la variable d'endommagement  $D_{ij}$  décrivant macroscopiquement le phénomène de dégradation des propriétés mécaniques, les composants diagonales  $D_{ij}$  de ce tenseur s'expriment simplement en fonction des constantes d'élasticité  $C_{ij}$  au cours de l'endommagement et des constantes d'élasticité  $C_{ij}^0$  du matériau dans son état initial non endommagé (sain) (chapitre I).

Les tableaux IV.15, IV.16 et IV.17, présentent les valeurs des variables d'endommagement  $D_{ij}$  obtenues pour l'ensemble des composites étudiés, en fonction de l'énergie d'impact.

Eprouvette	Energie d'impact $E_i$ (J)	$D_{11}$	$D_{22}$	$D_{12}$	$D_{66}$
BD03	7,556	0,0383	0,0267	0,1034	0,0661
	8,934	0,0453	0,0316	0,1223	0,0781
	9,197	0,0466	0,0326	0,1259	0,0804
	10,002	0,0507	0,0354	0,1369	0,0874
	10,176	0,0516	0,0360	0,1393	0,0890
	11,440	0,0580	0,0405	0,1566	0,1000
	13,360	0,1051	0,0582	0,2082	0,1231
	22,563	0,3310	0,1430	0,4555	0,2339
	28,118	0,3427	0,1455	0,4764	0,2648
	40,544	0,3690	0,1510	0,5230	0,3340

*Tableau IV.15 Evolution des variables d'endommagement  $D_{ij}$  en fonction de l'énergie d'impact pour l'éprouvette BD03*

Eprouvette	Energie d'impact $E_i$ (J)	$D_{11}$	$D_{22}$	$D_{12}$	$D_{66}$
BD05	6,371	0,0373	0,0258	0,0989	0,0631
	7,105	0,0415	0,0288	0,1103	0,0704
	8,650	0,0506	0,0351	0,1343	0,0857
	9,372	0,0548	0,0380	0,1455	0,0928
	11,374	0,1187	0,0623	0,2156	0,1242
	11,666	0,1280	0,0658	0,2258	0,1287
	12,740	0,1623	0,0788	0,2634	0,1456
	14,691	0,2246	0,1025	0,3317	0,1762
	17,305	0,3080	0,1342	0,4232	0,2171
	41,131	0,3430	0,1410	0,4860	0,3100

**Tableau IV.16** Evolution des variables d'endommagement  $D_{ij}$  en fonction de l'énergie d'impact pour l'éprouvette BD05

Eprouvette	Energie d'impact $E_i$ (J)	$D_{11}$	$D_{22}$	$D_{12}$	$D_{66}$
BD07	10,473	0,0482	0,0335	0,1281	0,0819
	12,219	0,1151	0,0589	0,2015	0,1148
	12,223	0,1152	0,0590	0,2017	0,1148
	12,245	0,1161	0,0593	0,2026	0,1153
	12,596	0,1295	0,0644	0,2174	0,1218
	13,485	0,1635	0,0774	0,2547	0,1386
	15,657	0,2467	0,1091	0,3460	0,1795
	16,291	0,2710	0,1183	0,3727	0,1914
	20,594	0,2913	0,1222	0,4089	0,2451
	22,857	0,3020	0,1243	0,4280	0,2733

**Tableau IV.17** Evolution des variables d'endommagement  $D_{ij}$  en fonction de l'énergie d'impact pour l'éprouvette BD07

Les variables  $D_{11}$ ,  $D_{22}$  quantifient respectivement l'endommagement suivant les axes principaux 1,2 et 3 tandis que  $D_{12}$  et  $D_{66}$  caractérisent respectivement l'endommagement des plans principaux de cisaillement  $P_{23}$  et  $P_{13}$  figure IV.1. Ces variables d'endommagement  $D_{ij}$  peuvent varier entre 0 et 1 ; 0 correspond à l'état initial et 1 à la rupture. Sur les figures IV.9, IV.11 et IV.13, on a représenté l'évolution des variables  $D_{11}$ ,  $D_{22}$  obtenues pour l'ensemble des composites en fonction de l'énergie d'impact. Les figures IV.10, IV.12 et IV.14, présentent l'évolution des variables  $D_{12}$  et  $D_{66}$  dans les mêmes conditions.

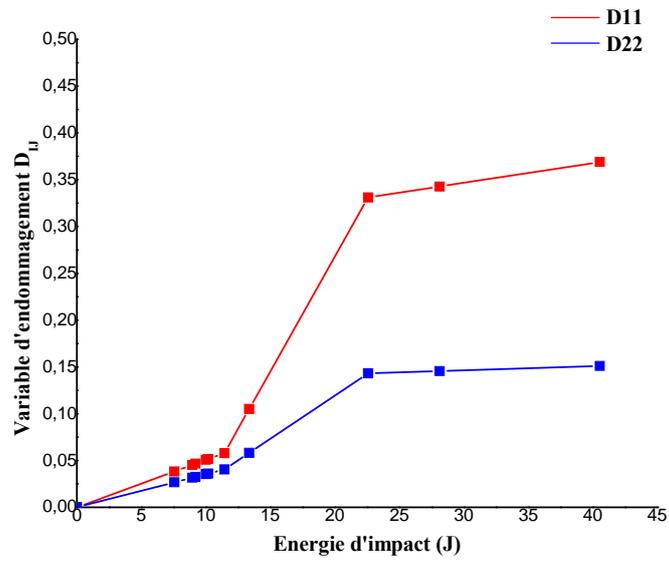


Figure IV.9. Composite BD3- Evolution des variables d'endommagement longitudinal  $D_{11}$ ,  $D_{22}$  en fonction de l'énergie d'impact

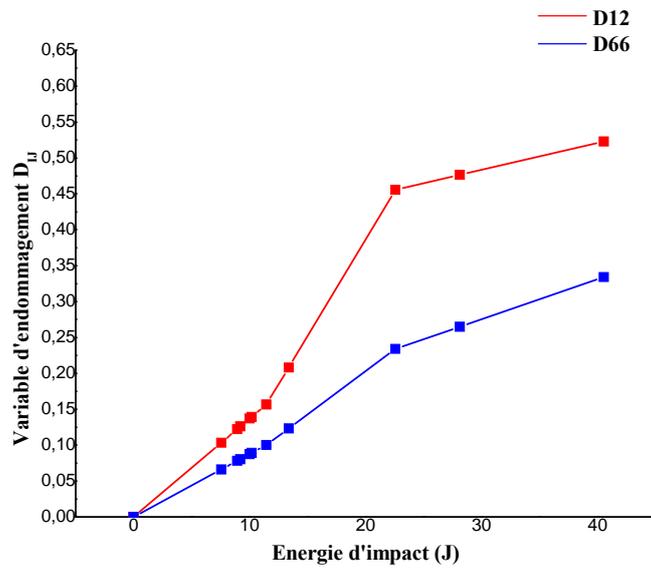


Figure IV.10. Composite BD3- Evolution des variables d'endommagement transversal  $D_{12}$ ,  $D_{66}$  en fonction de l'énergie d'impact

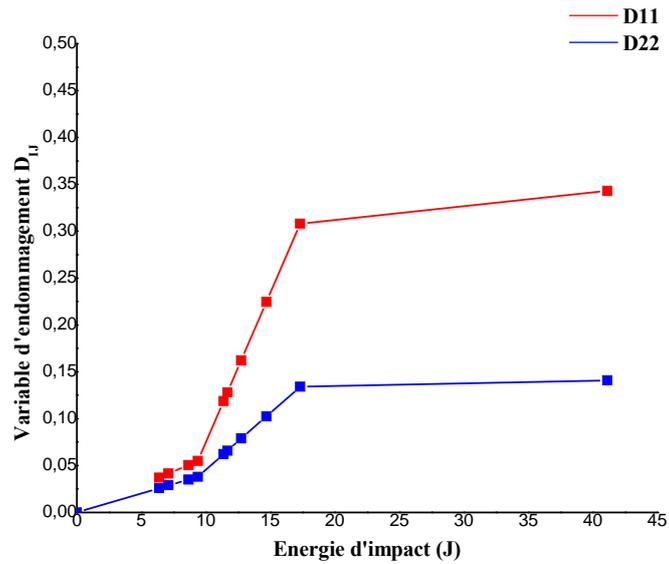


Figure IV.11. Composite BD5- Evolution des variables d'endommagement longitudinal  $D_{11}$ ,  $D_{22}$  en fonction de l'énergie d'impact

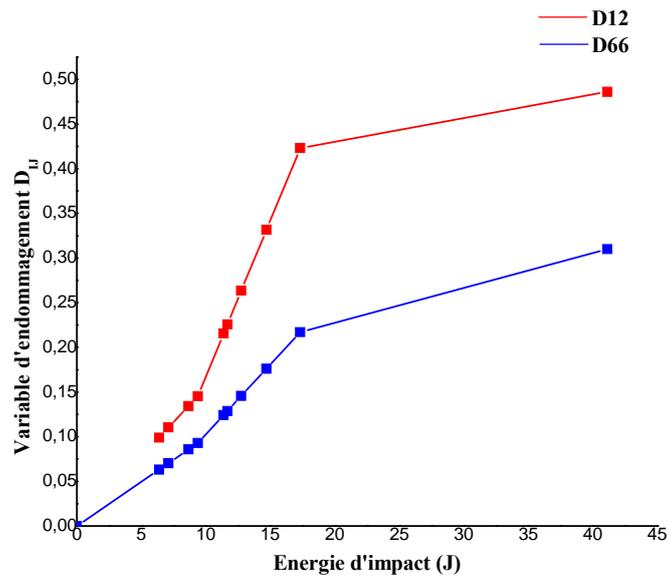


Figure IV.12. Composite BD5- Evolution des variables d'endommagement transversal  $D_{12}$ ,  $D_{66}$  en fonction de l'énergie d'impact

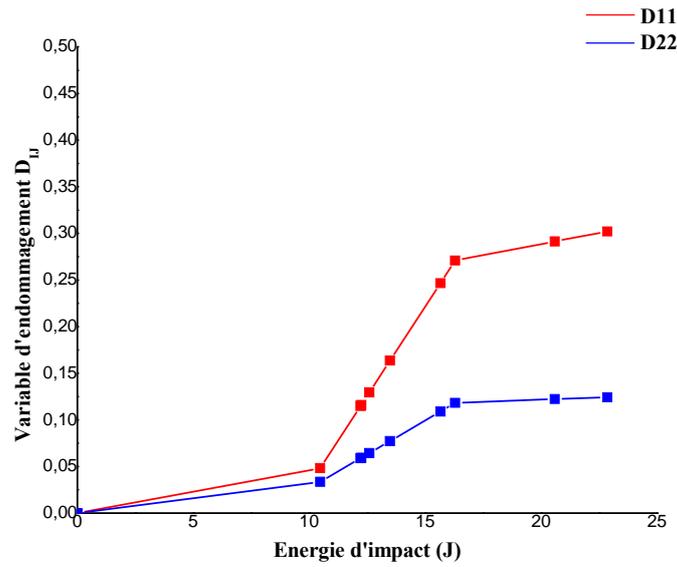


Figure IV.13. Composite BD7- Evolution des variables d'endommagement longitudinal  $D_{11}$ ,  $D_{22}$  en fonction de l'énergie d'impact

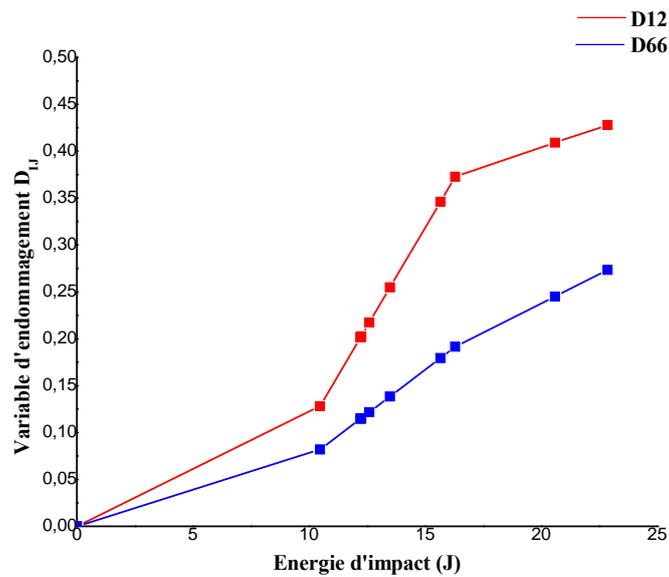
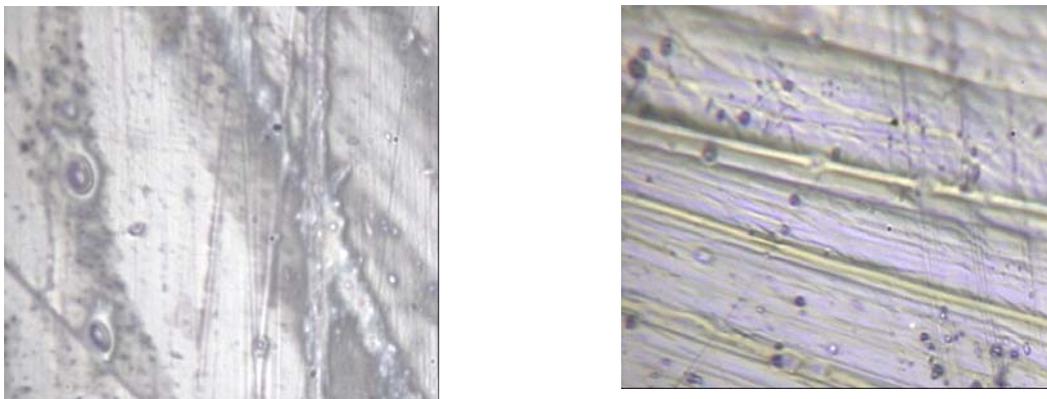


Figure IV.14. Composite BD7- Evolution des variables d'endommagement transversal  $D_{12}$ ,  $D_{66}$  en fonction de l'énergie d'impact

### IV.3.2. Identification de l'endommagement des composites

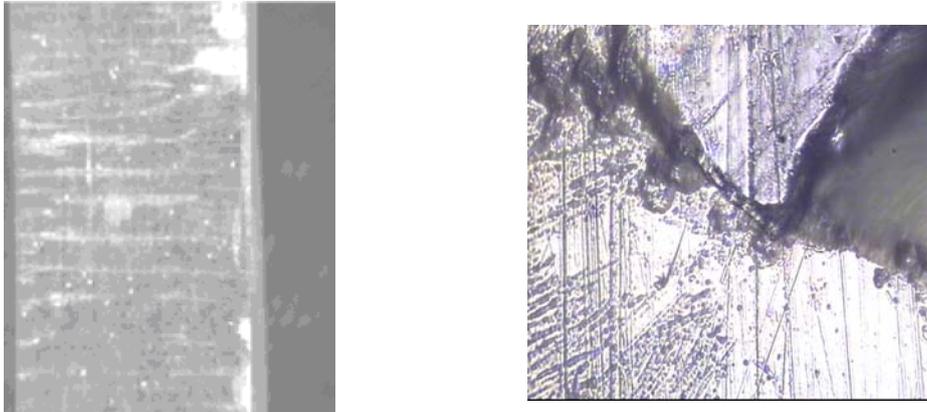
L'étude du comportement d'un matériau nécessite, en plus de sa réponse vis à vis de la sollicitation, l'identification des différents types d'endommagement et leur chronologie. La connaissance de la chronologie de l'apparition des différents phénomènes d'endommagement dans un matériau est nécessaire. Pour certaines structures, l'apparition du premier phénomène d'endommagement nous permet de prendre les dispositions nécessaires pour éviter la suite de l'endommagement. En pratique, on a plusieurs méthodes d'identification : Microscopie, Rayons X, Ultrasons, Emission acoustique, etc. Dans la présente étude, les ultrasons, la microscopie optique associée à des observations à l'œil nu ont été utilisés.

Dans le cas du matériau de la présente étude, on a procédé à l'identification des endommagements en sollicitant les éprouvettes par étapes avant d'atteindre l'énergie maximale de chocs. A la fin de chaque étape, l'éprouvette est examinée visuellement et par microscopie pour voir si un endommagement quelconques'est produit et l'identifier. La première étape consiste à arrêter l'essai dès l'apparition d'un blanchiment sur la surface de l'éprouvette. L'analyse, par observation microscopique, a révélé que le blanchiment était une microfissuration transversale de la peau (résine) de l'éprouvette figure IV.16. Ceci peut être justifié par le fait que puisque la déformation à la rupture de la résine est bien inférieure à celle des fibres, il est bien évident que les premiers endommagements s'amorcent dans la résine, qui se justifie, aussi, par l'existence de défauts sur la peau (problème d'élaboration) notamment les bulles d'air (voir figure IV.15) qui deviennent source d'amorçage d'endommagement.



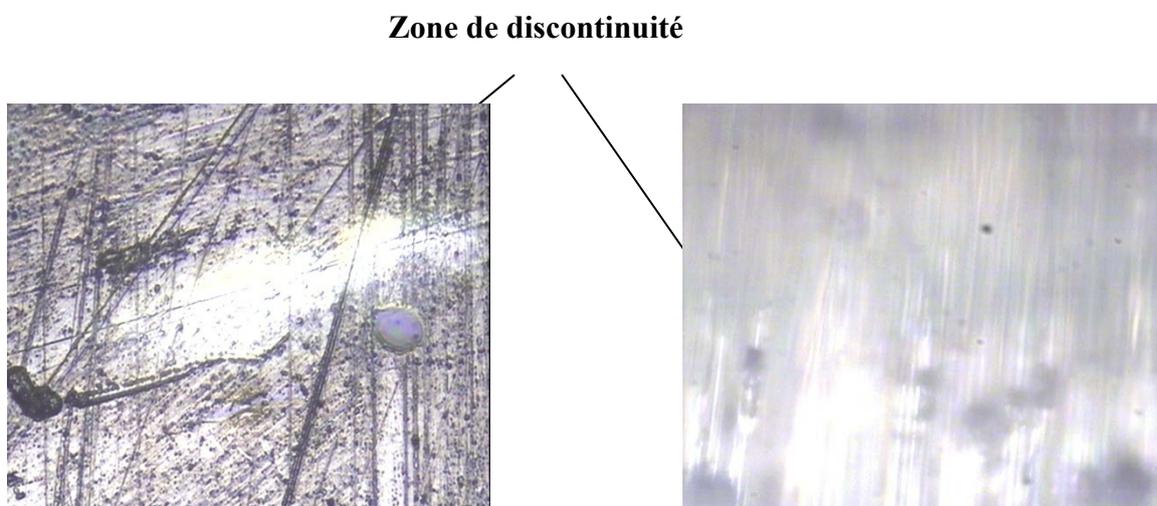
**Figure IV.15.** Les bulles d'air sur la peau de résine. (Agrandissement  $\times 400$ )

Cette méthodologie nous a permis de constater que les premiers endommagements sont des microfissures de la résine se produisant le long de fibres.



**Figure IV.16.** Formation de microfissures transversales dans la résine

Pour mieux voir la zone endommagée, on a analysé quelques éprouvettes par microscope optique. Des micrographies ont été relevés (Figure IV.17).



**Figure IV.17.** Micrographies des zones endommagées

### IV.3.2.1. Origine microstructurale de l'endommagement

L'évolution des variables d'endommagement  $D_{ij}$  illustre le caractère fortement anisotrope du phénomène d'endommagement. Ces évolutions montrent en effet une perte des propriétés d'élasticité beaucoup plus importante selon la direction 1, qui correspond à la direction de propagation des ultrasons selon l'épaisseur de l'échantillon (normale à l'échantillon), que selon les directions 2 Figure IV.1. La variable d'endommagement transversal  $D_{12}$  présente par ailleurs l'évolution la plus importante pour atteindre une valeur proche de 0,7. Cette augmentation de la variable  $D_{12}$  traduit en fait une diminution importante des propriétés de cisaillement dans le plan  $P_{23}$ . Le cisaillement du plan  $P_{23}$ , perpendiculaire à l'axe des fibres, sollicite fortement la liaison fibre / matrice, et montre clairement la présence d'une zone de décohésion interfacielle entre la fibre et la matrice, ce qui laisse supposer que l'augmentation de la variable  $D_{12}$  est directement liée à une altération de cette liaison au cours du choc dynamique.

Les observations précédentes indiqueraient, toutefois, que l'endommagement de la liaison fibre/matrice n'est pas réparti de façon régulière autour de la fibre de verre. L'augmentation de  $D_{11}$  comparée à  $D_{22}$  suggère que la dégradation de la liaison fibre/matrice soit beaucoup plus marquée au niveau des régions de la fibre dirigées selon la direction 1. Une hypothèse pour expliquer cette orientation consiste à considérer que les ondes ultrasonores, utilisées en incidence normale, sollicitent beaucoup plus le pôle des fibres orienté selon l'axe 1, là où la liaison fibre / matrice est la plus exposée au front de l'absorption de l'énergie de choc.

## Conclusion

Dans cette partie, la détermination des propriétés mécaniques des matériaux stratifiés dans leurs états sain et endommagé a été établie à l'aide de l'analyse des signaux d'ondes ultrasonores. Le mode d'analyse par transmission a permis d'évaluer que quatre constantes élastiques  $C_{22}$ ,  $C_{11}$ ,  $C_{66}$ , et  $C_{12}$ . L'évaluation de ces constantes est basée sur la mesure des vitesses de propagation pour les différents angles d'incidence proposés.

Dans ce chapitre, on a ainsi exploité la technique d'intercorrélation pour mesurer les retards que fait l'onde ultrasonore pour traverser le milieu de propagation avec et sans échantillon. Ces mesures de vitesses ont permis d'évaluer quatre constantes élastiques pour l'ensemble des éprouvettes verre/époxyde (saines, endommagées).

Les résultats obtenus montrent que le module d'Young  $E$  ne varie pas de façon significative après l'impact par chocs dynamiques, pour les composites stratifiés BD3, BD4, BD5, et une légère diminution des modules de compressibilité  $K$  et du Module de cisaillement  $G$  des stratifiés BD3, BD4, BD5.

Les essais d'impact par chocs dynamiques des composites stratifiés BD1, BD2 provoque une diminution globale et importante des propriétés mécaniques, cette diminution apparait cependant différente selon les constantes.

L'évolution des variables d'endommagement  $D_{ij}$  illustre le caractère fortement anisotrope du phénomène d'endommagement. Ces évolutions montrent en effet une perte des propriétés d'élasticité beaucoup plus importante selon la direction 1, qui correspond à la direction de propagation des ultrasons selon l'épaisseur de l'échantillon, que selon les directions 2. La variable d'endommagement transversal  $D_{12}$  présente par ailleurs l'évolution la plus importante pour atteindre une valeur proche de 0,7. Cette augmentation de la variable  $D_{12}$  traduit en fait une diminution importante des propriétés de cisaillement dans le plan  $P_{23}$ . Le cisaillement du plan  $P_{23}$ , perpendiculaire à l'axe des fibres, sollicite fortement la liaison fibre / matrice, et montre clairement la présence d'une zone de décohésion interfacielle entre la fibre et la matrice.

## **Conclusion générale et perspectives**

Devant l'utilisation croissante des matériaux composites, le développement de moyens de caractérisation structurale et mécanique fiables est devenu un enjeu important sur le plan scientifique et technologique. En effet, la connaissance précise des propriétés mécaniques des constituants, de leur morphologie et de leur arrangement ainsi que la mesure précise des propriétés effectives des matériaux composites, sont des conditions nécessaires à la résolution d'un grand nombre de problèmes reliant le comportement global à la microstructure. Par ailleurs, l'évolution des propriétés effectives en fonction des conditions d'utilisation en service peut permettre la caractérisation de l'endommagement de ces matériaux, afin d'optimiser leur utilisation et d'évaluer leur durée de vie.

L'objectif de ce travail a porté sur l'étude d'une méthode de caractérisation par ultrasons pour évaluer les propriétés mécaniques des matériaux composites stratifiés endommagés localement par des impacts de chocs dynamiques. Les échantillons étudiés verre/époxyde, ont été fabriqués au niveau du Laboratoire Dynamique des Moteurs et Vibroacoustique (L.D.M.V), de l'Université M'hamed Bougara de Boumerdès.

Des mesures ultrasonores en transmission et réflexions ont été réalisés sur différentes zones d'impact. Ces mesures ont été effectuées au sein du laboratoire de Physique des Matériaux dans l'équipe « Physique des Ultrasons », Faculté Physique de l'Université des Sciences et de la Technologie Houari Boumediene (U.S.T.H.B). Ce choix de ces matériaux est motivé par leurs applications dans des infrastructures en service dans le domaine de transport automobile, ferroviaire et aérien. Ces matériaux se distinguent par leur supériorité mécanique sur les matériaux traditionnels comme les métaux et alliages, de leur légèreté, de leur facilité de mise en forme, de leur insensibilité à la corrosion et aux nombreux produits chimiques et aussi de leur disponibilité.

Dans une première étape, on a pu déterminer les constantes d'élasticité et les constantes dites de l'ingénieur des matériaux composites stratifiés dans leurs états sains et endommagés en se basant sur l'analyse des signaux d'ondes ultrasonores. Le mode d'analyse par transmission a permis d'évaluer que quatre constantes élastiques  $C_{22}$ ,  $C_{11}$ ,  $C_{66}$ , et  $C_{12}$  pour des considérations de compromis entre l'épaisseur des échantillons d'étude et le problème d'atténuation des ondes ultrasonores dans les composites. L'évaluation de ces constantes repose sur la mesure des vitesses de propagation pour les différents angles d'incidence. Dans cette étude, la technique d'intercorrélation a été appliquée pour mesurer les retards que fait

l'onde ultrasonore pour traverser le milieu de propagation avec et sans échantillon. Ces mesures de vitesses ont permis d'évaluer quatre constantes élastiques pour l'ensemble des éprouvettes verre/époxyde (saines, endommagées) considérés dans cette étude. Les résultats obtenus confirment objectivement l'avantage des méthodes ultrasonores comme un moyen privilégié d'investigation pour la caractérisation mécanique des composites.

Dans la deuxième étape, on procède à l'évaluation des propriétés mécaniques de ces composites en terme d'évolution des constantes d'élasticité et d'une variable d'endommagement ultrasonore  $D_{ij}$ , en relation avec l'évolution de leur microstructure. Pour les matériaux caractérisés, il ressort que le module d'Young  $E$  ne varie pas de façon significative suite aux impacts par chocs dynamiques. Pour les échantillons BD3, BD4, BD5. La caractérisation ultrasonore montre aussi une légère diminution des modules de compressibilité  $K$  et du cisaillement  $G$  des stratifiés BD3, BD4, BD5. Les essais d'impact des composites stratifiés BD1, BD2 provoque une diminution globale et importante des propriétés mécaniques. Cette diminution apparait cependant différente selon les constantes.

L'évolution anisotrope du comportement élastique de ce composite, qui vient d'être discutée qualitativement en termes d'évolution des vitesses de propagation ultrasonores, peut à présent être étudiée quantitativement à partir des constantes d'élasticité.

L'évolution des variables d'endommagement  $D_{ij}$  illustre le caractère fortement anisotrope du phénomène d'endommagement. Ces évolutions montrent en effet une perte des propriétés d'élasticité beaucoup plus importante selon la direction 1, qui correspond à la direction de propagation des ultrasons selon l'épaisseur de l'échantillon (normale à l'échantillon), que selon les directions 2. La variable d'endommagement transversal ( $D_{12}$ ) présente par ailleurs une évolution plus importante pour atteindre une valeur proche de 0,7. Cette augmentation de la variable  $D_{12}$  traduit en fait une diminution importante des propriétés de cisaillement dans le plan  $P_{23}$ . Le cisaillement du plan  $P_{23}$ , perpendiculaire à l'axe des fibres, sollicite fortement la liaison fibre /matrice, et montre clairement la présence d'une zone de décohésion interfacielle entre la fibre et la matrice. Ceci laisse supposer que l'augmentation de la variable  $D_{12}$  est directement liée à une altération de cette liaison suite au choc dynamique.

Au vue des résultats encourageant de cette étude, des investigations approfondies sont à engagé en direction de la caractérisation ultrasonore de l'endommagement des matériaux composites.

**Références bibliographiques**

- [ACHE, 2006] ACHENBACH, J.D. Quantitative nondestructive evaluation. *International Journal of Solids and Structures*, 2006, Vol. 37, p. 13-27.
- [ARIS, 1997] ARISTEGUI, C. BASTE, S. Optimal recovery of the elasticity tensor of general anisotropic materials from ultrasonic velocity data. *J. Acoust. Soc. Am.*, 1997, Vol. 101, N° 2, p. 813-833.
- [ARIS, 1997a] ARISTEGUI, C. and BASTE, S. Optimal determination of the material symmetry axes and associated elasticity tensor from ultrasonic velocity data. *J. Acoust. Soc. Am.* 1997, Vol. 102, N° 3, p. 1503 -1521.
- [AUDO, 1990] AUDOIN, B. et ROUX, J. Traitement de signal ultrasonore adapté à l'évaluation non destructive de matériaux dispersifs. *Revue Phys. Appl*, 1990, Vol. 25, N° 10, p. 1011-1017.
- [AUDO, 1991] AUDOIN, B. BASTE, S. et CASTAGNEDE, B. Estimation de l'intervalle de confiance des constantes d'élasticité identifiées à partir des vitesses de propagation ultrasonores. *C. R. Acad. Sci. Paris*, 1991, t. 312, Série II, p.679-686.
- [AULD, 2003] AULD, B.A. *Acoustic fields and waves in solids*. Vol. 1. New York: Wiley Interscience, 2003.
- [BARC, 1999] BARCOHEN, Y. MAL, A., LIH, S.S., CHANG, Z. Composite materials stiffness determination and defects characterisation using enhanced leaky lamb wave dispersion data acquisition method. *Proc. Of SPIE*, 1999, Vol. 3586, p. 250-255.
- [BAST, 1989] BASTE, S, EL GUERJOUA, R. et GERARD, A. Mesure de l'endommagement anisotrope d'un composite céramique-céramique par une méthode ultrasonore. *Revue Phys. Appl.*, 1989, Vol. 24, N° 7, p. 721-731.
- [BAST, 1990] BASTE, S. et HOSTEN, B. Evaluation des matrices d'élasticité des composites orthotropes par propagation ultrasonore en dehors des plans principaux de symétrie. *Revue Phys. Appl*, 1990, Vol. 25, N°2, p. 161-168.
- [BAST, 1991] BASTE, S. and AUDOIN, B. On internal variables in anisotropic damage. *Eur. J. Mech, A/Solids*, 1991, Vol. 10, N° 6, p. 587-606.
- [BAST, 1992] BASTE, S, EL GUERJOUA, R. and AUDOIN, B. Effect of microcracking on the macroscopic behaviour of ceramic matrix composites: Ultrasonic evaluation of anisotropic damage. *Mechanics of materials*, 1992, Vol. 14, N°1, p. 15-31.
- [BAUD, 1996] BAUDOIN, S. HOSTEN, B. Immersion ultrasonic method to measure elastic constants and anisotropic attenuation in polymer matrix and fibre reinforced composite materials, *Ultrasonics*, N°34, 379- 382.
- [BAUD, 1997] BAUDOIN, S. and HOSTEN, B. Comparison between prediction and measurement of viscoelastic moduli in composite materials versus temperature using ultrasonic immersion technique with oil. *J. Acoust. Soc. Am*, 1997, Vol. 102, N°6, p. 3450-3457.
- [BENA 2007] BENANTAR, M. Contribution des ondelettes et réseaux de neurones à l'exploration acoustique des composites. Mémoire de Magister UMBB 2007.

- [BERT, 1997] BERTHELOT, H. Comportement sous sollicitations dynamiques de composites sandwichés à âme mousse : mécanismes d'endommagement. Thèse de Doctorat : Ecole Centrale de Lyon, 1997.
- [BRUH, 1996] BRUHAT, G. Thermodynamique. 6ème édition. Paris: Masson, 1996.
- [CAST, 1989] CASTAGNEDE, B. ROUX, J. and HOSTEN, B. Correlation method for normal mode tracking in anisotropic media using an ultrasonic immersion system. *Ultrasonics*, 1989, Vol. 27, p. 280-287.
- [CAWL, 1997] CAWLEY, P. and HOSTEN, B. The use of large ultrasonic transducers to improve transmission coefficient measurements on viscoelastic anisotropic plates. *J. Acoust. Soc. Am.*, 1997, Vol. 101, N° 3, 3. p1373-1379.
- [CHAB, 1988] CHABOUCHE, J.L. Continuum damage mechanics (part I et II), *Journal of Applied Mechanics*, 1998, Vol. 55, p. 59-72.
- [CHAB, 1990] CHABOUCHE, J.L. On the description of damage induced anisotropy and active/ passiv effect. ASME Winter annual meeting, 1990, p.1-14.
- [CHAT, 1991] CHATEAUMINOIS, A. Comportement viscoélastique et tenue en fatigue statique de composite verre/époxy. Influence du vieillissement hygrothermique. Thèse de Doctorat : Université Lyon I, 1991.
- [CHAT, 1992] CHATEAUMINOIS, A., CHABERT, B., SOULIER J.P. and VINCENT, L. Hygrothermal ageing effects on the static fatigue of glass/epoxy composites. *Composites*, 1992, Vol. 24, N°7, p. 547-555.
- [CHAT, 1994] CHATEAUMINOIS, A., CHABERT, B., SOULIER J.P. and VINCENT, L. Study of the interfacial degradation of a glass-epoxy composite during hygrothermal ageing using water diffusion measurements and dynamic mechanical thermal analysis. *Polymer*, 1994, Vol. 35, N° 22, p. 4766-4774.
- [CHAT, 1995] CHATEAUMINOIS, A. and VINCENT, L. Hygrothermal ageing effects on the static fatigue behaviour of a glass epoxy composite: damage mechanisms mapping. *Revue de l'Institut Français du pétrole*, 1995, Vol. 50, N° 1, p. 97-104.
- [CHEV, 2002] CHEVALIER, Y., Essais dynamiques sur composites, caractérisation aux hautes fréquences. *Technique de l'Ingénieur, Traité Plastique et Composites* (2002).
- [CHU, 1992] CHU, Y.C. and ROKHLIN, S.I. Determination of macro- and micromechanical and interfacial elastic properties of composites from Ultrasonic data. *J. Acoust. Soc. Am.*, 1992, Vol. 92, N°2, p. 920-931.
- [CHU, 1994] CHU, Y.C. and ROKHLIN, S.I. Comparative analysis of through-transmission ultrasonic bulk wave methods phase velocity measurements in anisotropic materials. *J. Acoust. Soc. Am.*, 1994, Vol. 95, N° 6, p. 3204-3212.
- [CHU, 1994a] CHU, Y.C. and ROKHLIN, S.I. A method for determination of elastic constants of a unidirectional lamina from ultrasonic bulk velocity measurements on [0/90] cross-ply composites. *J. Acoust. Soc. Am.*, 1994, Vol. 96, N° 1, p. 342-352.
- [DAVI, 1984] DAVID, D. Les matériaux composites: conception, caractéristiques et méthodes de contrôle, *Revue matériaux et techniques*, N (1-2), 1984.
- [DAYA, 1992] DAYAL, V., An automated simultaneous measurement of thickness and

- wave velocity by ultrasound. *Experimental Mechanics*, 1992 Vol.32, N°2, pp.197–202.
- [DELG, 1972] DEL CROSO, V.A. and MADER, V.A. Speed of sound in pure water. *J. Acoust. Soc. Am.*, 1972, Vol. 52, N° 5, p. 1442-1446.
- [DEVI, 2002] DEVILLERS, D. Etude de faisabilité d'un contrôle santé intégré de plaques composites sandwich utilisant des ondes de Lamb, Thèse de Doctorat de l'Université de Paris VII, 2002.
- [DOYL, 1998] DOYLE, C. FERNANDO, G. Detecting impact damage in a composite material with an optical fibre vibration sensor system. *Smart Mater. Struct.*, 1998, Vol. 7, p. 543-549.
- [DUBU, 1996] DUBUGET, M. Evaluation non destructive des matériaux par ultrasons : caractérisation de l'état initial et suivi sous charge des propriétés d'élasticité linéaire et non linéaire d'alliages d'aluminium. Thèse de Doctorat : Institut National des Sciences Appliquées de Lyon, 1996.
- [DUCR, 2005] DUCRET, D., EL GUERJOUMA, R., GUY, P., R'MILI, M., BABOUX, J.C. and MERLE, P. Characterisation of anisotropic elastic constants of continuous alumina fibre reinforced aluminium matrix composite processed by medium pressure infiltration. *Composites Part A: applied science and manufacturing*, 2005, Vol. 31, N° 1, p. 45-55.
- [EL BO, 1994] EL BOUAZZAUI, R. Caractérisation de l'endommagement anisotrope par métrologie ultrasonore. Application à un matériau composite industriel : le 2D Carbone-SiC. Thèse de Doctorat : Université Bordeaux I, 1994.
- [EL GU, 1989] EL GUERJOUMA, R. et BASTE, S. Evaluation of anisotropic damage in ceramic-ceramic (SiC-SiC) composite by ultrasonic method. *Ultrasonics International* 89. Madrid (Spain).
- [EL GU, 1992] EL GUERJOUMA, R., MOUCHTACHI, A., JAYET, Y. and BABOUX, J.C. Non destructive evaluation of graphite by ultrasonic velocity measurement using cross-correlation and Hilbert transform methods. *IEE Ultrasonics symposium*, 1992, Tucson (USA), p. 829-832.
- [EL GU, 1992a] EL GUERJOUMA, R., DESCHAMPS, M. et GERARD, A. Acoustoélasticité sous incidence variable : une détermination des constantes élastiques du troisième ordre. *Acoustica*, 1992, Vol. 77, p. 183-192.
- [EL GU, 1992b] EL GUERJOUMA, R., et BASTE, S. Comportement mécanique d'un composite SiC-SiC 2D microfissuré. Modélisation et évaluation ultrasonore. *Comptes rendus des 8<sup>e</sup> Journées Nationales sur les Composites*, 1992, Palaiseau (France), p. 543-554.
- [EL GU, 1992c] EL GUERJOUMA, R., DESCHAMPS, M. et GERARD, A. Acoustoélasticité sous incidence : anisotropie induite, texture et contraintes résiduelles. *Journal de physique IV*, 1992, Vol. 2, p. 853-856.
- [ENDE, 1998] ENDERBY, M.D. CLARKE, A.R. PATEL, M. OGDEN, P. JOHNSON, A.A. An automated ultrasonic immersion technique for the determination of three-dimensional elastic constants of polymer composites, *Ultrasonics*, N°36, 245-249, 1998.
- [EVER, 1994] EVERY, A.G. Determination of the elastic constants of anisotropic solids.

- Nondestructive Testing and Evaluation International, 1994, Vol. 27, N° 1,
- [FRAN, 1991] FRANCOIS, D., PINEAU, A. et ZAOUI, A. Comportement mécanique des matériaux, Volume 1. Paris : Hermès, 1991.
- [FRAN, 1993] FRANCOIS, D., PINEAU, A. et ZAOUI, A. Comportement mécanique des matériaux, Volume 2. Paris : Hermès, 1993.
- [GACH, 1999] GACHANGAN, A. HAYWARD, G., MCNAB, A., REYNOLDS, P., PIERCE, S.G., PHILIP, W., CULSHAW, B. Generation and reception of ultrasonic guided waves in composite plates using conformable piezoelectric transmitters and optical-fiber detectors. IEEE Transactions on Ultrasonics, Ferroelectrics, and Frequency Control, 1999, Vol. 46, p.72-81.
- [GAY, 1991] GAY, D. Matériaux composites. 3<sup>e</sup> édition. Paris : Hermès, 1991.
- [GRAC, 1994] GRACIET, C. AND HOSTEN, B., Simultaneous measurement of speed, attenuation, thickness and density with reflected ultrasonic waves in plates, Ultrasonics Symposium. 1994.
- [GROS, 1999] GROS, X.E. TAKAHASHI, K. On the efficiency of current NDT methods for impact damage detection and quantification in thermoplastic toughened CFRP materials, NDT.net, 1999, Vol. 4, N. 3.
- [HARR, 1980] HARRY, I. Ultrasonic velocity characterization of fatigue damage in graphit/epoxy composites, Ultrasonics Symposium, p 957-960, 1980.
- [HENR, 2000] HENRICH, R. KUCK, A. Characterisation of CFRP Structures by Non-Destructive Testing Methods. Bremen, Germany : Airbus GmbH, 2000. 32p.
- [HEPI, 2000] EPING, H. Measurement of acoustic dispersion using both transmitted and reflected pulses, J. Acoust. Soc. Am. 2000.
- [HILL, 1998] HILL, W. Ultrasonic imaging of defects in sandwich composites from laboratory research to in-field inspection, NDT.net 1998, Vol.3, N.12.
- [HOST, 1991] HOSTEN, B. Reflection and transmission of acoustic plane waves on an immersed orthotropic and viscoelastic solid layer. J. Acoust. Soc. Am., 1991, Vol. 89, N° 6, p. 2745-2752.
- [HOST, 1992] HOSTEN, B. BASTE, S. CHOQUEUSE, D. Suivi par ultrasons du vieillissement hydrolytique de matériaux composites à matrice organique. Annales des composites : composites à matrice polymère et humidité. AMAC, 1992, p. 65-76.
- [HOST, 1993] HOSTEN, B., BARROT, A. et ROUX, J. Interférométrie numérique ultrasonore pour la détermination de la matrice de raideur des matériaux composites. Acustica, 1993, Vol. 53, N°4, p. 212-217.
- [HOST, 1994] HOSTEN, B. BAUDOUIN, S. Ultrasonic measurement of elastic constants in polymeric matrix 112 glass-fibers composites materials versus temperature, 21st QNDE Meeting Colorado, 1994.
- [HOST, 1997] HOSTEN, B., DESCHAMPS, M. and TITTMANN, B.R. Inhomogeneous wave generation and propagation in lossy anisotropic solids. Application to the characterization of viscoelastic composite materials. J. Acoust. Soc. Am. 1997, Vol. 82, N° 5, p. 1763-1770.
- [HOST, 1998] HOSTEN, B. Heterogeneous structure of modes and Kramers-Kronig relationship in anisotropic materials. J. Acoust. Soc. Am., 1998, Vol. 104, N°

- 3, p. 1382-1388.
- [HOST, 1999] HOSTEN, B. Anisotropic materials characterisation by simple or double transmission ultrasonic method. *Ultrasonics International* 89. Madrid (Spain), Juillet 1999, p. 31-36.
- [HSU, 1992] HSU, D.K. and HUGHES, M.S. Simultaneous ultrasonic velocity and sample thickness measurement and application in composites. *J. Acoust. Soc. Am.*, 1992, Vol. 92, N° 2, p. 669-675.
- [JACC, 2002] JACCQUINET, P. *Utilisation des matériaux composites*, Edition Hermès, Paris, 2002.
- [JULI, 2001] JULIAC, E. ARMAN, J. HARRAN, D. Détermination des paramètres ultrasonores de quelques polymères par une nouvelle méthode d'ajustement, *European Polymer Journal*, N° 37, 2365-2378. 2001.
- [KAZY, 2004] KAZYS, R. TUMSYS, O. PAGODINAS, D. Application of the Hilbert-Huang signal processing to ultrasonic non destructive testing of composite materials, *Ultrasonics*, N° 1 (50), 1392-2114.
- [KINR, 1988] KINRA, V. DAYAL, V., A new technique for ultrasonic-non-destructive evaluation of thin specimens. *Experimental Mechanics*, 1988. Vol. p. 288-297.
- [KYUN, 2002] KYUNG, T. KENNETT, B. On a Wavelet-Based Method for the numerical simulation of wave propagation, *Journal of Computational Physics* 183, 577-622.
- [LAND, 1987] LANDAU, L. et LIFCHITZ, E.M. *Physique théorique, Tome 7 : Théorie de l'élasticité*. Moscou : éditions Mir, 1987.
- [LEGE, 2001] LEGENDRE, S. GOYETTE, J. MASSICOTTE, D. Ultrasonic NDE of composite material structures using wavelet coefficients, *N.D.T & E Int.* 34(2001); 31-37.
- [LEMA, 1978] LEMAITRE, J. et CHABOCHE, J.L. Aspect phénoménologique de la rupture par endommagement. *Journal de Mécanique appliquée*, 1978, Vol. 2, N° 3, p. 317-365.
- [LEMA, 1988] LEMAITRE, J. et CHABOCHE, J.L. *Mécanique des matériaux solides*. 2<sup>e</sup> édition. Paris : Bordas, 1988.
- [LEMA, 1996] LEMAITRE, J. *A course on damage mechanics*. 2<sup>nd</sup> edition. Berlin : Springer-Verlag, 1996.
- [LEPO, 1987] LEPOUTRE, D. JOEL, J. *Méthodologie générale ultrasonore : Application à la détection et au dimensionnement de défauts dans les matériaux composites*. Edition de l'Institut des Matériaux Composites, 1987.
- [MAND, 1974] MANDEL, J. *Introduction à la mécanique des milieux continus déformables*. éditions Varsovie : PWN, 1994.
- [MARK, 1998] MARKHAM, M.F. Measurement of the elastic constants of fibre composites by ultrasonics. *Composites*, 1998, Vol. 1, p. 145-149.
- [MOUC, 1996] MOUCHTACHI, A. *Evaluation non destructive par ultrasons des propriétés d'élasticité des matériaux anisotropes : mesure de vitesses et résolution du problème inverse*. Thèse de Doctorat : Institut National des Sciences Appliquées de Lyon, 1996.

- [NED, 1992] NED, C. Construction de bateaux de pêche: Construire un bateau de pêche en fibre de verre. FAO Document technique sur les pêches p 321,1992.
- [OSMO, 2000] OSMONT, D. TAILLADE, F., DEVILLERS, D., KRAPEZ, J.C., LEPOUTRE, F., BALAGEAS, D. Shearographic imaging of the ultrasonic wave and defect interaction in plates : comparison between computation and experiments. Review of Progress in QNDE, 2000, Vol. 19, p. 853-857.
- [PAGO, 2002] PAGODINAS, D. Ultrasonic signal processing methods for detection of defects in composite materials, Ultragarsas, P 47-53, Nr.4 (45).
- [PAPA, 1991] PAPADAKIS, E.P., PATTON, T., TSAI, Y.M., THOMPSON, D.O. and THOMPSON, R.B. The elastic moduli of a thick composite as measured by ultrasonic bulk wave pulse velocity. J. Acoust. Soc. Am., 1991, Vol. 89, N° 6, p. 2753-2757.
- [PERE, 1992] PEREZ, J. Physique et mécanique des polymères amorphes. Paris : Technique et documentation, 1992.
- [PERI, 1993] PERDIJON, J. Le contrôle non destructif par ultrasons, Edition Hermès, Paris, 1993.
- [PIAL, 1989] PIALUCHA, T., GUYOTT, C.C.H. ET CAWLEY, P. Amplitude spectrum method for the measurement of phase velocity, Ultrasonics, 1989 Vol. 27, pp. 270-279.
- [PIER, 1996] PIERCE, S.G. PHILIP, W.R., CULSHAW, B., B., GACHAGAN, A., MCNAB, A., HAYWARD, G., LECUYER, F. Surface-bonded optical fibre sensors for the inspection of CFRP plates using ultrasonic waves. Smart Mater. Struct., 1996, Vol.5, N.6, p. 776-787.
- [PING, 2001] PING, H. ZHENG, J. Acoustic dispersion and attenuation measurement using both transmitted and reflected pulses, Ultrasonics, N° 39, 27-32.
- [PRES, 1992] PRESS, W.H., TEUKOLSKY, S.A., VETTERLING, W.T. and FLANNERY, B.P. Numerical recipes in C. 2<sup>nd</sup> edition. New York : Cambridge University Press, 1992.
- [REYN, 1995] REYNE, M. Technologie des composites. 2<sup>e</sup> édition. Paris : Hermès, 1995.
- [REZI, 2007] REZIG, N. Evaluation ultrasonore des matériaux multicouches à l'aide des ondelettes et réseaux de neurones. Mémoire de Magister. Université de Boumerdès. 2007.
- [ROKH, 1989] ROKHLIN, S.I. and WANG, W. Critical angle measurement of elastic constants in composite material. J. Acoust. Soc. Am., 1989, Vol. 86, N°5, p. 1876-1882.
- [ROKH, 1992] Double through-transmission bulk wave method or ultrasonic phase velocity measurement and determination of elastic constants of composite materials. J. Acoust. Soc. Am., 1992, Vol. 91, N° 6, p. 3303-3312.
- [ROKH, 1993] ROKHLIN, S.I. and WANG, W. Measurements of elastic constants of very thin anisotropic plates. J. Acoust. Soc. Am., 1993, Vol. 94, N° 5.
- [ROUX, 1985] ROUX, J., HOSTEN, B., CASTAGNEDE, B. et DESCHAMPS, M. Caractérisation mécanique des solides par spectro-interférométrie ultrasonore. Revue Phys. Appl., 1985, Vol. 20, N° 6, p. 351-358.
- [ROYE, 1996] ROYER, D. et DIEULESAINT, E. Ondes élastiques dans les solides.

- Tome 1 : Propagation libre et guidée. Paris : Masson, 1996.
- [RUSH, 2004] RUSHCHITSKY, J. CATTANI, C. TERLETSKAYA, E. Wavelet analysis of the evolution of a solitary wave in a composite material, *International Applied Mechanics*, Vol.40, N° 3. 2004
- [SAAD, 1996] SAADAOUI, H. Evaluation des endommagements thermiques et mécaniques du composite graphite/époxyde par émission acoustique et acousto-ultrasonique, Thèse de Maîtrise ES Sciences Appliquées, Ecole de Génie, Université de Moncton, 1996.
- [SALM, 1997] SALMON, L. Etude de la dégradation hydrolytique de l'interface fibre-matrice dans les matériaux composites fibres de verre-résine époxyde. Thèse de Doctorat : Ecole Nationale Supérieure des Arts et Métiers. 1997.
- [SCHI, 1999] SCHILLER, D., SCHERLING, D., WEHMANN, G. Experience with conventional and new non destructive inspections on fiber reinforced plastic (FRP) structures. 43rd annual ATA NDT, 1999.
- [SELF, 1985] SELFRIDGE, A.L., *Approximate material properties in isotropic Materials*, (1985)
- [SENA, 2003] SENAN, A.S. Determination of the viscoelastic proprieties of general anisotropic materials, Thesis of Master Science, Maine University, 2003.
- [SICH, 2009] SI-CHAIB M.O. et AL. Ultrasonic Evaluation of Some Elastic Constants of Composite Laminates. *Advanced Materials for Application in Acoustics and vibration*, Cairo, Egypt, 4-6 January, 2009
- [SICH, 2009] SI-CHAIB M.O. et AL. Nearly flaw detection and localisation by ultrasounds in thin composite plates by using wavelet coefficients analysis. 3<sup>ème</sup> Congrès International Conception et Modélisation des Systèmes Mécaniques CMSM'2009 Hammamet 16-18 Mars 2009, Tunisie.
- [SICH, 2009] SI-CHAIB M.O. et AL. Analyse par la transformée d'ondelettes de délaminage et porosité dans les composites stratifiés. *Pub. Nat. en soumission – Phase finale.*
- [THEV, 1997] THEVENIN, P. Synthèse sur la durabilité des structures composites en fibres de verre/résine époxyde. *Collection de notes internes*. Clamart : EDF, 1997.
- [TRET, 1998] TRETOUT, H. Review of advanced ultrasonic techniques for aerospace structures, *NDT.net*, 1998, Vol. 3, N. 9,
- [VAUT, 1996] VAUTHIER, E. Durabilité et vieillissement hygrothermique de composite Verre-epoxy soumis à des sollicitations de fatigue. Thèse de Doctorat : Ecole Centrale de Lyon, 1996.
- [VINC, 1987] VINCENT, A. Influence of wearplate and coupling layer thickness on ultrasonic velocity measurement. *Ultrasonics*, 1987, Vol. 25, N° 4, p. 237-243.
- [YAHY, 2009] YAHIAOUI A., SI-CHAIB M.O., BENANTAR M., NOUR A. Contribution of the Wavelet Transforms to the Analysis of the Composites. *Advanced Materials for Application in Acoustics and vibration*, Cairo, Egypt, 4-6 January, 2009.
- [ZINC, 1999] ZINCK, P. De la caractérisation micromécanique du vieillissement hygrothermique des interphases poly époxyde-fibre de verre au comportement du composite unidirectionnel. Relation entre les échelles micro et macro. Thèse de Doctorat : Institut National des Sciences Appliquées de Lyon, 1999.

### **Plastiques renforcés de fibres-méthodes de fabrication de plaques d'essai.**

La norme ISO1268-2 partie 2 décrit la fabrication de plaques en plastiques renforcés par les méthodes de moulage au contact ou par injection. Elle s'applique exclusivement aux renforts en fibre de verre. Selon la norme les couches de renfort sont placées sur un plateau rigide et plat, puis imprégnées à la main avec une résine thermodurcissable liquide, la résine est formulée selon les instruction de fabricant pour pouvoir polymériser en un temps suffisant pour permettre de réaliser le moulage tout en limitant l'exposition à l'atmosphère au strict nécessaire. La fibre de verre et la résine sont compactées au rouleau manuellement.

#### **Remarque importante**

Cette méthode de fabrication est utilisable avec toute résine thermodurcissable qui polymérise à température ambiante sans qu'il soit nécessaire d'appliquer une pression additionnelle.

#### **✚ Dimensions des plaques**

La longueur, la largeur et l'épaisseur des plaques réalisées sont fonction du matériau à mettre en oeuvre et la méthode de fabrication. Les dimensions recommandées sont de 600 mm×600 mm ; cette taille est suffisante pour obtenir des éprouvettes permettant de réaliser des essais de traction et de flexion dans deux directions perpendiculaires.

L'épaisseur de la plaque doit être comprise entre 2 mm et 10 mm.

#### **✚ Teneur en renfort**

La teneur en renfort du stratifié obtenu dépend du renfort utilisé. Pour les tissus rovings de pourcentages en masse recommandé est de  $(50 \pm 3) \%$ . Pour les mats et fils coupés il est de  $(32 \pm 4) \%$

#### **✚ Durcissement**

Sauf recommandations différentes par le fabricant de résine appliquer les conditions suivantes :

- ❖ Laisser reposer la plaque sur son plateau à température ambiante pendant 48 h ;
- ❖ Ou enlever la plaque de son plateau au bout de 4 h maximum et la placer sur une surface plane, sans contrainte, dans une étuve réglée à 40°C, pendant une durée de 16h.

Ces conditions de durcissement permettent d'obtenir un matériau stabilisé correspondant à des applications générales. Quant une plaque est fabriquée pour répondre à des besoins particulière il est nécessaire de compléter ce traitement par une post-polymérisation à température et durée recommandées par le fabricant de résine.

A la fin du durcissement laisser refroidir à température ambiante pendant 60 min, le cas échéant ébarber les bords de la plaque avant de prélever des éprouvettes d'essai.