



HAL
open science

Imagerie ultrasonore de structures composites hétérogènes

Ameni Aschy

► **To cite this version:**

Ameni Aschy. Imagerie ultrasonore de structures composites hétérogènes. Acoustique [physics.class-ph]. Le Mans Université, 2018. Français. NNT : 2018LEMA1008 . tel-02873883

HAL Id: tel-02873883

<https://theses.hal.science/tel-02873883v1>

Submitted on 18 Jun 2020

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

L'archive ouverte pluridisciplinaire **HAL**, est destinée au dépôt et à la diffusion de documents scientifiques de niveau recherche, publiés ou non, émanant des établissements d'enseignement et de recherche français ou étrangers, des laboratoires publics ou privés.

THESE DE DOCTORAT DE

LE MANS UNIVERSITE
COMUE UNIVERSITE BRETAGNE LOIRE

ECOLE DOCTORALE N° 602
Sciences pour l'Ingénieur
Spécialité : « *Physique Acoustique* »

Par :

AMENI ASCHY

« IMAGERIE ULTRASONORE DE STRUCTURES COMPOSITES HÉTÉROGÈNES »

Thèse présentée et soutenue à le Mans, le 04/07/2018

Unité de recherche : UMR 6613

Thèse N° : 2018LEMA1008

Composition du Jury :

Rapporteurs

Hugues Duflo, Professeur, Université du Havre

Sébastien Grondel, Professeur, Université de Valenciennes et du Hainaut-Cambrésis

Examineurs

Michel Castaings, Professeur des Universités, INP Bordeaux

Dominique Lesselier, Directeur de Recherche CNRS, L2S Centrale Supélec

Invité : Hervé Tretout, Responsable Laboratoire CND, Dassault Aviation.

Directeur de thèse : Mourad Bentahar, MCF-HDR, LAUM, Université du Mans

Encadreurs de thèse : Nicolas Terrien, Ingénieur études et prestations, CETIM

Sébastien Robert, Ingénieur chercheur, CEA List

Titre : Imagerie ultrasonore de structures composites hétérogènes

Mots clés : 1-Contrôle Non-Destructif (CND) ; 2-imagerie ultrasonore multi-éléments ; 3-composite carbone/époxy ; 4-anisotropie ; 5-caractérisation ultrasonore

Résumé : Ce travail de thèse a pour objectif de développer une méthodologie visant à imager les défauts dans les structures composites moyennant les ultrasons multiéléments. Plus précisément, la motivation essentielle réside dans la difficulté d'application des méthodes ultrasonores conventionnelles pour le contrôle de structures composites épaisses et hétérogènes. En effet, l'application de ces méthodes est d'autant plus difficile en présence d'anisotropie structurelle où les paramètres vitesse et atténuation changent de façon importante en fonction du trajet ultrasonore considéré. Cela pourrait même se compliquer en présence de dispersion fréquentielle des propriétés viscoélastiques du matériau composite. Les méthodes d'imagerie étudiées sont appliquées dans le cas de structures composites hétérogènes de forte épaisseur.

Dans un premier temps, les paramètres vitesse et atténuation des ondes élastiques de volume se propageant dans le composite sous différentes incidences ont été déterminées.

Ce travail a également permis de remonter aux caractéristiques viscoélastiques par méthode inverse.

Les différents paramètres trouvés par méthodes directe et inverse sont ensuite intégrés au modèle direct de calcul de trajets ultrasonores pour corriger les effets d'anisotropie dans l'imagerie Total Focusing Method (TFM) et Plane Wave Imaging (PWI) et étudier ainsi les possibilités d'amélioration de la détection et de la caractérisation des défauts pouvant exister au sein des structures composites étudiées. Enfin, il est important de souligner que ce même travail discute de la nécessité de connaître le tenseur d'élasticité pour une prise en compte optimale de l'anisotropie. À cet effet, une comparaison avec un modèle simplifié mettant en jeu les vitesses de groupe est proposée.

Titre : Imagerie ultrasonore de structures composites hétérogènes

Keywords: 1-Non-Destructive Testing (NDT); 2-Phased array ultrasonic imaging; 3-composite carbon / epoxy; 4-anisotropy; 5-ultrasonic characterization

Abstract: This work aims to develop a methodology to image defects in composite structures by using Phased Array ultrasonic techniques. More specifically, the essential motivation lies in the difficulty of applying conventional ultrasonic methods for the control of thick and heterogeneous composite structures. Indeed, the application of these methods is more difficult in the presence of structural anisotropy where the velocity and the attenuation parameters change significantly depending on the ultrasound considered path. This could be more complicated in the presence of the viscoelastic properties frequency dispersion of the composite material. The studied imaging methods are applied in the case of heterogeneous and thick composite structures.

First, the velocity and attenuation parameters of the elastic volume waves propagating in the composite under different incidences is determined. This work also allowed to go back to the viscoelastic characteristics by inverse method. The various parameters found by direct and inverse methods are then integrated into the direct ultrasound path calculation model to correct the anisotropy effects in the Total Focusing Method (TFM) and Plane Wave Imaging (PWI) imagery and thus to study the possibilities of improvement of the detection and characterization of defects that may exist within the studied composite structures. Finally, it is important to emphasize that this same work discusses the need of the tensor of elasticity for an optimal characterization of the anisotropy. For this purpose, a comparison with a simplified model involving group velocity is proposed.

Sommaire

1.1. Les matériaux composites _____	16
1.2. Propagation des ondes élastiques dans un solide _____	22
1.3. Capteurs ultrasons et techniques de contrôle _____	31
1.4. Paramètres influents en imagerie mono-élément et multi-élément _____	34
1.5. Méthodes d'imagerie conventionnelles basées sur des faisceaux incidents focalisés _____	37
1.6. Méthodes d'imagerie basées sur des émissions non focalisées et une focalisation dynamique en tous points en réception _____	43
1.7. Conclusion du chapitre _____	52
1.8. Références bibliographiques _____	53
2.1. Présentation des structures composites _____	68
2.2. Courbes des lenteurs et des longueurs d'ondes _____	71
2.3. Évaluation des méthodes d'imagerie temps-réel sur la cale étalon _____	72
2.4. Évaluation des méthodes d'imagerie temps-réel sur la lame de pied _____	79
2.5. Conclusion du chapitre _____	81
2.6. Références bibliographiques _____	82
3.1. Résolution de l'équation de Christoffel dans le cas d'une symétrie orthotrope ou isotrope-transverse _____	87
3.2. Propagation des ondes élastiques dans un milieu solide homogène atténuant _____	90
3.3. Propriétés viscoélastiques des matériaux anisotropes _____	91
3.4. Caractérisation des propriétés viscoélastiques par méthode inverse (Laboratoire I2M bordeaux) _____	100
3.5. Comparaison des résultats relatifs aux deux approches _____	104
3.6. Représentation des courbes de lenteurs et d'atténuation _____	105
3.7. Conclusion du chapitre _____	107
3.8. Références bibliographiques _____	108
4.1. Configuration d'inspection et propriétés de la plaque composite _____	118
4.2. Imagerie TFM et PWI : étude avec des données simulées _____	119
4.3. Évaluation des algorithmes avec des données expérimentales _____	134
4.4. Discussion _____	138
4.5. Conclusion _____	139
4.6. Références bibliographiques _____	140

Introduction générale

Depuis les années soixante, les matériaux composites ont été progressivement introduits dans l'industrie aéronautique. Ces derniers se sont substitués aux alliages métalliques permettant ainsi un gain de masse associé à une amélioration des caractéristiques mécaniques tout en offrant de nouvelles possibilités dans la conception architecturale. Cette évolution a donc requis parallèlement une adaptation des techniques de Contrôle Non Destructif (CND) en termes de qualité, précision, cadence, etc. de manière à bien contrôler des structures composites épaisses, atténuantes, anisotropes et fortement hétérogènes.

Souvent, les méthodes de CND doivent s'accorder aux cadences d'inspection dès la phase de production sans pour autant compromettre la qualité du contrôle. Ce défi, devenu primordial pour l'industrie moderne, a pour but d'assurer un suivi adapté de l'intégrité des structures au sein desquelles les composites sont de plus en plus présents. En particulier, il s'agit de déterminer les effets relatifs à la variation de l'atténuation et/ou du module élastique, le bruit de structure, etc. sur la qualité et la fiabilité du contrôle effectué. Cette procédure ne serait pas uniquement appliquée sur les composites. En effet, il existe également des structures métalliques telles que les alliages ferreux et les alliages nickel présentant tous deux un comportement anisotrope atténuant et pour lesquels l'application de nouvelles méthodologies de contrôle serait judicieuse. Actuellement, les méthodes de contrôle conventionnelles n'intègrent pas la variation des propriétés viscoélastiques des composites de façon systématique. En effet, le caractère anisotrope de ces matériaux peut engendrer des difficultés d'inspection pouvant également être créées par une hétérogénéité très élevée et/ou une épaisseur importante. Par exemple, ces difficultés sont souvent rencontrées dans des cas réels tels que l'inspection d'une pale d'éolienne (*cf.* Figure 1 (a)), d'une coque de bateau (*cf.* Figure 1 (b)) ou encore d'une prothèse de pied (*cf.* Figure 1 (c)).

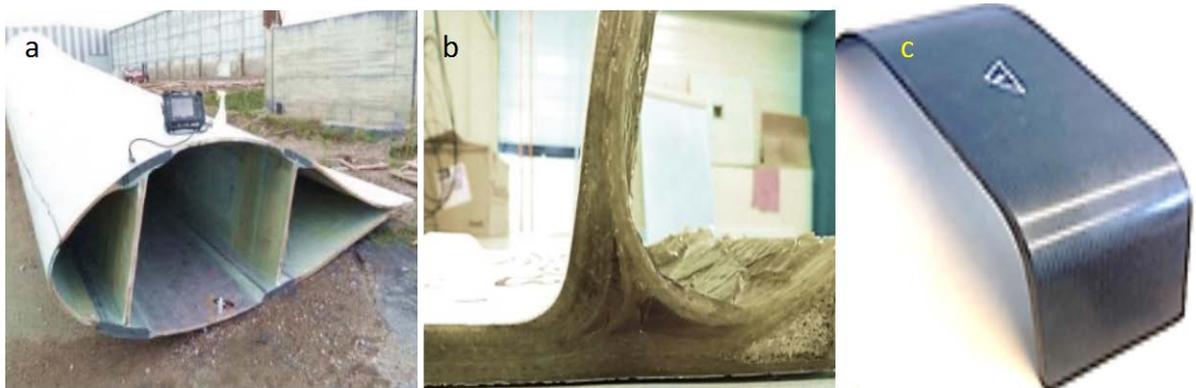


Figure 1 : Différentes structures composites épaisses (a) pale d'éolienne, (b) coque de bateau et (c) prothèse de pied.

Ainsi, le travail de ce mémoire de thèse intitulé « Imagerie ultrasonore de structures composites hétérogènes » s'inscrit dans un contexte industriel d'actualité. Il est le fruit d'un partenariat de recherche effectué dans le cadre d'une CIFRE (Convention Industrielle de

Formation par la Recherche) et impliquant le Laboratoire d'Acoustique de l'Université du Mans (LAUM), le Centre Technique des Industries mécaniques (CETIM) et le CEA-LIST. Le choix de la méthode s'est basé sur les avantages que présentent les ultrasons multiéléments, comparés au contrôle par ultrasons conventionnels, à travers la possibilité d'adapter la focalisation aux profondeurs à inspecter, la facilité à contrôler les structures hétérogènes associées aux multiples possibilités d'imagerie offertes notamment par le balayage électronique.

L'objectif essentiel de ce travail est d'améliorer la sensibilité et la productivité du contrôle en ultrasons multiéléments temps-réel appliqué sur certains matériaux composites. Les matériaux composites concernés présentent une épaisseur importante associée à des propriétés mécaniques complexes (anisotropie de la viscoélasticité, hétérogénéité, etc.). Nous nous proposons de ce fait d'adapter les méthodes d'imagerie multiéléments les plus prometteuses à ces composites de manière à étendre les algorithmes d'imagerie concernés aux difficultés présentes au sein des composites étudiés. Un tel travail permettrait d'augmenter la sensibilité de détection des défauts présents au sein des composites malgré leur caractère hétérogène intrinsèque. À cet effet, il est fort probable de rencontrer l'un des différents défauts pouvant exister dans ce type de composite à savoir, l'amas de résine, le manque d'imprégnation de résine, les ondulations des plis, les porosités, les délaminages ainsi que les inclusions.

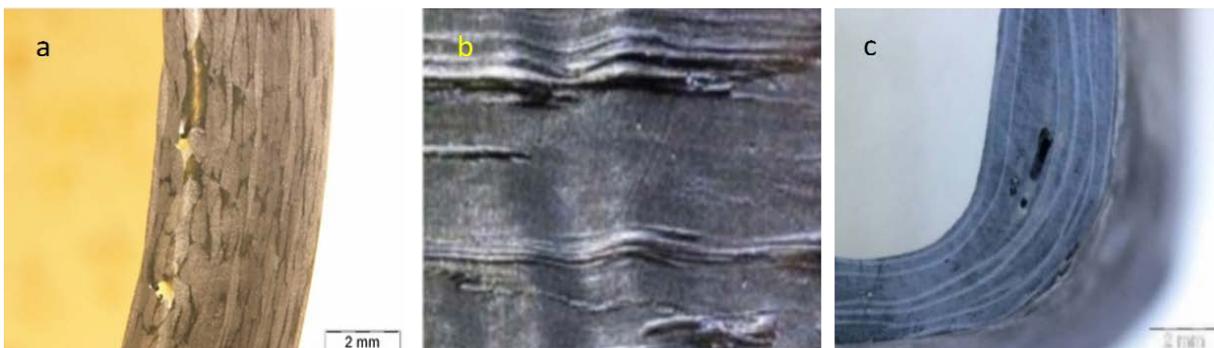


Figure 2. Différents défauts présents dans les matériaux composites (a) amas de résine, (b) ondulations des plis et (c) porosités.

Nous avons choisi de décomposer ce mémoire en quatre chapitres distincts. Le premier chapitre sera consacré à une étude bibliographique permettant de définir le contexte général dans lequel s'inscrivent les travaux de cette thèse. Ainsi, après avoir présenté des généralités sur les matériaux composites comprenant ceux pour lesquels est destinée cette étude, nous présentons les différentes techniques CND pouvant être mises en œuvre en vue de leur inspection.

Cela est suivi par une présentation de la propagation des ondes élastiques dans un milieu

solide isotrope et anisotrope où sont exposées les particularités relatives à la viscoélasticité. Ces dernières dépendent des lois de comportement ainsi que de la symétrie du matériau étudié ce qui nécessite souvent un développement tensoriel des lois physiques mises en jeu. Dans un second temps, nous expliquons les différentes notions et méthodologies de base relatives au contrôle non destructif par ultrasons multiéléments. Ces explications comportent des rappels sur les différents principes de découpages multiéléments ainsi que l'énonciation des différentes possibilités d'appareillage relatives aux méthodes d'imagerie évoquées. De plus, les paramètres influant le faisceau ultrasonore seront rappelés en insistant sur les phénomènes surgissant lors de l'emploi d'un transducteur multiélément rectangulaire. Enfin, les différentes méthodes échographiques en imagerie multiéléments, les plus couramment appliquées en industrie, sont rappelées et définies au moyen de données simulées en insistant sur les différentes possibilités de représentation des données. Ce chapitre s'achève avec un rappel des méthodes multiéléments les plus avancées à savoir Total Focusing Method (TFM), basée sur les ondes cylindriques et Plane Wave Imaging (PWI), basée sur les ondes planes, en raison de leur capacité à fournir un contraste et une résolution spatiale optimaux.

Le deuxième chapitre présente une étude expérimentale réalisée dans le but de mettre en évidence les performances et les limites des techniques d'imagerie les plus couramment utilisées en échographie. Lors de cette étude, les méthodes basées sur le balayage linéaire et ceux sur les ondes planes seront investiguées. Dans un premier temps, des simulations et des expériences sont menées sur des structures planes en carbone-époxy afin de déterminer les méthodes et les configurations les plus performantes. Ensuite, les méthodes sélectionnées sont appliquées dans le cas de structures plus hétérogènes. Cela a permis de conclure sur la nécessité de la prise en compte des caractéristiques mécaniques dans les algorithmes d'imagerie pour l'inspection des structures composites épaisses avec un degré d'hétérogénéité élevé.

Le troisième chapitre est consacré à l'étude de la propagation d'ondes élastiques de volume dans un solide anisotrope. Ainsi, les effets de l'anisotropie sont étudiés moyennant un banc ultrasonore à immersion dont l'utilisation a permis d'étudier les variations de la vitesse de phase de l'onde de compression en fonction de la direction de propagation. Par ailleurs, il a également été possible de déterminer la dispersion fréquentielle de la vitesse de phase au sein du composite hétérogène étudié. Les résultats relatifs à la vitesse et à l'atténuation sont comparés avec ceux obtenus via les constantes élastiques effectives (réelles et imaginaires) du composite où les dites constantes sont obtenues par méthodes inverse dans le cadre de la théorie d'homogénéisation du composite. Outre la comparaison des deux types de résultats, cette démarche essentielle vise tout d'abord à apporter une brique supplémentaire dans l'analyse des données relatives aux méthodes d'imagerie susmentionnées à travers la prise en compte de la variation des propriétés viscoélastiques en fonction de la direction de propagation. Effectivement, la prise en compte de ces propriétés dans les algorithmes d'imagerie est importante afin d'assurer une résolution optimale lors de la focalisation dans le matériau composite très hétérogène avec une importante épaisseur et corriger, le cas échéant, les décalages et/ou la mauvaise détection de certains défauts enfouis dans le composite.

Enfin, le dernier chapitre de ce mémoire est consacré à l'étude des deux méthodes TFM et PWI. En effet, ces deux méthodes sont les plus adaptées à la détection de défauts près de la surface étant donné l'inexistence de lois de retards (de focalisation) pour transmettre les signaux rétrodiffusés. Néanmoins dans le cas de contrôle de composites, ces deux méthodes sont

susceptibles de présenter des difficultés liées à l'anisotropie structurelle dans les propriétés viscoélastiques associée (ou pas) à une dispersion fréquentielle. De ce fait, le quatrième chapitre de ce mémoire propose une démarche pour l'imagerie temps-réel de structures composites. D'abord, la nécessité de la prise en compte des caractéristiques mécaniques réelles du composite est exposée. Ensuite, nous présentons les effets d'intégration de ces mêmes caractéristiques dans le modèle direct de calcul de trajets ultrasonores des deux algorithmes TFM et PWI et ce dans le but de corriger les effets d'anisotropie sur les images (erreurs de localisation, bruit de structure, etc). Par la suite, la prise en compte de la vitesse de phase est remise en cause à travers l'utilisation d'une démarche mettant en jeu la vitesse de groupe du mode quasi-longitudinal. Cette étude est motivée par le fait que la connaissance préalable des constantes élastiques n'est pas facile à avoir ce qui rend l'application de la méthode proposée difficile voire même impossible dans certains cas. Cette raison, nous a conduit à choisir un modèle approché pour la vitesse de groupe, facile à obtenir, qui a servi de base pour justifier l'accessibilité de la méthode proposée. Après avoir déterminé l'impact de constantes élastiques imprécises ou erronées sur les images obtenues, le chapitre se termine par une étude relative à la pertinence de la prise en compte de l'anisotropie (paramètres viscoélastiques du matériau), dans le cas de mesures expérimentales mettant en jeu les deux algorithmes TFM et PWI.

Chapitre 1

Propagation des ondes élastiques et imagerie ultrasonore dans les matériaux composites

1. Propagation des ondes élastiques et imagerie ultrasonore dans les matériaux composites

Les travaux de ce mémoire s'inscrivent dans un contexte d'actualité, à savoir le Contrôle Non Destructif (CND) par ultrasons multiéléments des structures composites hétérogènes et d'épaisseur importante. Le développement des matériaux composites a permis d'optimiser plusieurs propriétés physiques telles que la densité, la rigidité, la résistance mécanique et chimique au sein d'un seul matériau. Le champ des possibilités de conception architecturale se retrouve ainsi accru. Cependant, la complexité structurelle de ces matériaux constitue souvent un obstacle, parfois majeur, lors de la mise en pratique de méthodes d'imagerie conventionnelles en CND par ultrasons.

Ce chapitre fait un état de l'art des structures composites et à leur contrôle par ultrasons multiéléments. Dans une première section, une description non exhaustive des matériaux composites est établie. Les travaux de recherche effectués approfondissent plus particulièrement les spécificités des composites en carbone-époxy et en verre-époxy très employées dans l'industrie aéronautique, navale etc. L'anisotropie de ces structures amène à rappeler ensuite quelques notions fondamentales sur la propagation des ondes élastiques dans les matériaux anisotropes (cf. section 1.2). Par ailleurs, les capteurs et techniques de contrôle par ultrasons mono-élément et multi-éléments sont également exposées où nous indiquons les différentes représentations possibles en imagerie ultrasonore ainsi que les paramètres qui impactent la qualité du contrôle. Enfin, nous présentons deux méthodes basées sur l'émission d'ondes non focalisées associée à un principe de reconstruction point par point. Il s'agit des méthodes TFM (Total Focusing Method) et PWI (Plane Wave Imaging). Le choix de ces méthodes est essentiellement lié à la qualité de leur résolution spatiale prouvée dans différents travaux dédiés au contrôle de structures en acier.

1.1. Les matériaux composites

La connaissance des propriétés viscoélastiques des matériaux composites (carbone-époxy ou verre-époxy) est primordiale lorsqu'il s'agit de modéliser la propagation des ondes élastiques s'y propageant et/ou optimiser les méthodes d'évaluation et de contrôle par ultrasons. En particulier, la prise en compte de l'anisotropie structurelle de ces matériaux nécessite une écriture tensorielle des équations de propagation de façon à mettre en évidence l'influence de la variation des propriétés viscoélastiques sur les paramètres vitesse et atténuation des ondes élastiques mises en jeu. Il est donc indispensable de s'attarder sur les matériaux composites de manière à bien comprendre les origines de leur anisotropie structurelle.

1.1.1. Généralités sur les matériaux composites

Les matériaux composites sont constitués d'une matrice et de renforts. La matrice assure la liaison de l'ensemble des constituants et se trouve ainsi à l'origine de la majeure partie des propriétés physiques et chimiques du composite. Le rôle des renforts est de contribuer à l'évolution des propriétés mécaniques du composite. Il est également possible d'associer à l'ensemble « matrice, renforts » des charges (craie, silice, kaolin, verre, fibres courtes, etc.) ou additifs (catalyseur, accélérateur, agent de démoulage, fongicide, etc....) pour optimiser le produit final.

Les matériaux composites peuvent être classés en différentes catégories selon la nature de leurs constituants et de leur disposition géométrique. Les matrices les plus employées et concernées par cette étude sont généralement de nature organique (époxyde, polyamide, polyester, phénolique, etc...) et les éléments renforçant sont généralement à base de fibres (fibres de carbone (*cf.* Figure 1-1 (a)), fibres de cellulose et fibres de verre (*cf.* Figure 1-1 (b)) ou de graphite).

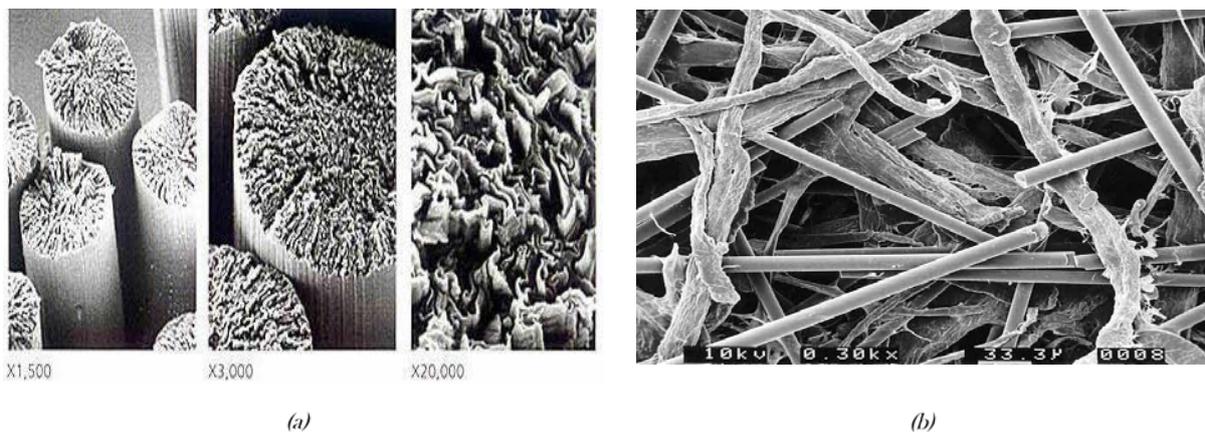


Figure 1-1. Vues microscopiques de (a) fibres de carbone et (b) Surface d'un non-tissé cellulose/fibres de verre (MEB) (Photo IRFIP/EFPG) [1.1].

L'association entre la matrice et les renforts (les deux éléments non miscibles) permet de constituer le matériau composite selon une organisation et une géométrie donnée tout en assurant à l'ensemble des caractéristiques mécaniques bien déterminées (traction, rigidité, compression, choc, flexion, etc.). Cependant, il est important de noter que cette association n'est pas aléatoire et confère au composite un aspect hétérogène. Ceci requiert l'étude de la compatibilité chimique de ses différents constituants afin de pouvoir définir le procédé de fabrication le plus adapté tout en respectant un coût de réalisation raisonnable.

Ainsi, il est attendu à ce que les composites à fibres longues offrent un meilleur comportement mécanique que les composites à fibres courtes dans les directions renforcées par les fibres, d'où leur caractère anisotrope [1.2]. Les composites à fibres courtes, quant à eux, peuvent présenter un comportement isotrope.

Par ailleurs, les méthodes de fabrication de matériaux composites peuvent influencer sur la qualité du matériau final. En effet, les matériaux composites carbone époxy fabriqués à base de tissus pré-imprégnés (composés de fibres de carbone approvisionné et déjà imprégnés de résine) et cuits en autoclave permettent une meilleure maîtrise de leurs performances mécaniques. Enfin, l'hétérogénéité des matériaux composites varie et peut être étudiée à partir des surfaces de contact qui se situent entre la matrice et les renforts appelées interfaces. Ces dernières interviennent uniquement en présence de sollicitations et de dégradations mécaniques (fissures, etc.). En effet, en présence de forces extérieures ou intérieures, ces interfaces vont permettre de dévier la propagation relative à ces sollicitations dans la matrice pour empêcher l'endommagement des renforts et donc la rupture brutale. Ces interfaces sont donc responsables de la ténacité et de la résistance des matériaux et structures composites [1.3]. De ce qui précède, il est nécessaire de développer des moyens CND, notamment ultrasonores, conformément aux contraintes structurelles imposées par les matériaux et structures composites selon leur nature tout en respectant les cadences d'inspection imposées par l'industrie moderne.

1.1.2. Méthodes CND pour l'inspection des composites

Le progrès rapide des procédés en CND a multiplié l'emploi et l'évolution des différentes méthodes de contrôle dans l'industrie afin d'ausculter l'intégrité des structures employées sans les dégrader.

Ces méthodes peuvent être classées selon leurs principes physiques (ultrasons, rayons X, etc...). Leur application dépend fortement du type de matériau à contrôler ainsi que de l'orientation et la localisation des défauts présents dans celui-ci.

Les conditions de mise en œuvre, selon la géométrie de la structure mise en jeu, peuvent aussi influencer le choix d'une méthode par rapport à une autre. Pour retrouver, par exemple, des défauts surfaciques, la méthode d'inspection visuelle peut s'appliquer et nécessite simplement un bon éclairage de la surface de contrôle et une bonne analyse de la part d'un contrôleur expérimenté. Il s'agit donc d'un réflexe que doit avoir tout contrôleur CND avant chaque inspection pour visualiser des défauts (tels que l'écart de brillance, les bulles, l'excès local de fibres et les fibres apparentes, etc..) avant d'appliquer d'autres méthodes CND.

Néanmoins, les normes CND en inspection visuelle ont beaucoup évolué (direct, à distance, etc...) et cette inspection nécessite, tout de même, ses propres équipements et instruments ainsi qu'une formation particulière du contrôleur (connaissance du produit et du processus, critères d'acceptation, tenue des dossiers, etc...).

Il existe en outre la méthode du ressuage (*Cf.* Figure 1.2 (a)) qui peut compléter l'inspection visuelle en assurant la détection des défauts débouchants (fissures, porosités, etc...) à la surface d'une pièce non poreuse [1.4].

Cette méthode, dont la mise en application et la mise en œuvre est aisée, présente néanmoins quelques inconvénients relatifs aux produits nocifs, inflammables et volatiles appliqués lors de l'inspection, et doit donc impérativement respecter les différentes normes d'hygiène, de sécurité et de recyclage.

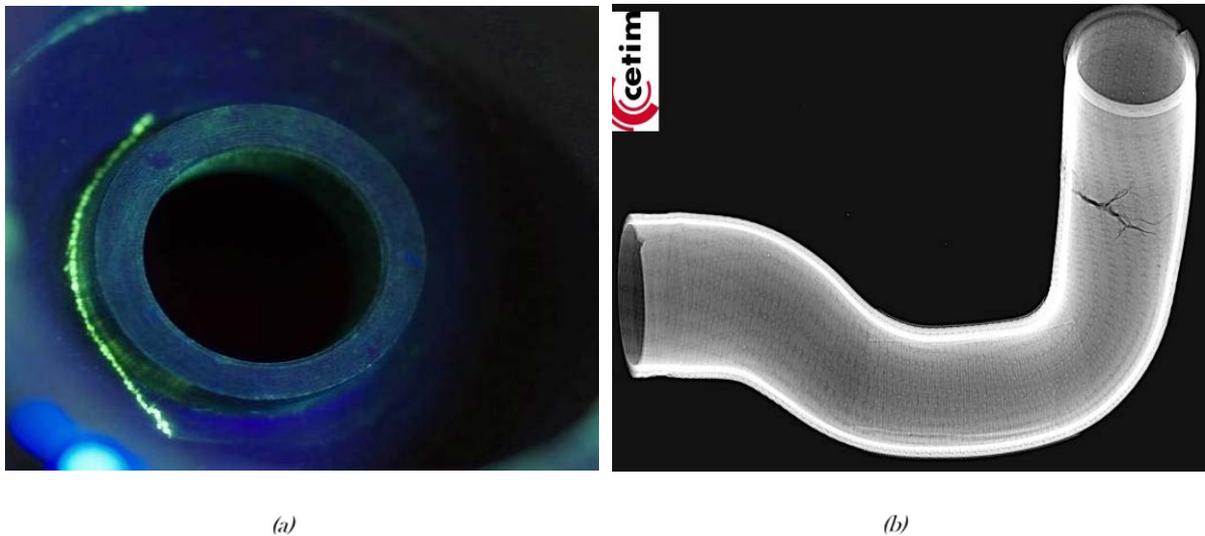


Figure 1-2. (a) Contrôle d'une vanne en PEEK/GF en ressuage (b) Observation de fissures sur un flexible en élastomère par radiographie X numérique.

Dans le but de contrôler l'existence de défauts enfouis dans le volume des structures composites, il est possible d'utiliser d'autres méthodes permettant de détecter des délaminages, décollements, inclusions, microporosités, absence ou mauvaise orientation des fibres, etc. L'une des méthodes CND les plus répandues, et surtout l'une des plus anciennes (existant depuis maintenant près d'une centaine d'années) est celle relative à la radiographie (argentique ou numérique (Cf. Figure 1.2 (b)) [1.5-1.7].

Cette méthode permet de caractériser des défauts parallèles au faisceau (fissures dans le plan du faisceau) ou des défauts ayant une forte variation de densité (vides, inclusions, etc.) se manifestant par une variation d'absorption des rayons électromagnétiques (X ou γ) transmis dans l'ensemble de l'épaisseur de la structure. Pour cette méthode, l'atténuation des rayons X dans le matériau est un paramètre important à considérer [1.8]. Par ailleurs, la radiographie numérique a suscité l'évolution vers la tomographie avec la méthode de la tomographie X [1.9-1.11]. Ceci a permis l'augmentation de possibilités des examens radiographiques en fournissant des informations plus détaillées. En effet, l'obtention de coupes radiographiques transverses associées à des représentations 3D des différents plis internes de la structure à inspecter est devenue possible. Cela est réalisé en reconstruisant le coefficient d'atténuation avec des algorithmes d'inversion de données et non plus seulement en simple projection sur la structure inspectée [1.12]. Ces méthodes présentent néanmoins des risques liés aux rayonnements ionisants et restent couteuses et contraignantes dans leur mode d'application avec des cadences limitées.

La thermographie infrarouge est l'une des méthodes pouvant être appliquée sur les matériaux et structures composites. Elle peut être active avec un rayonnement électromagnétique de type infrarouge ou passive avec source de chaleur (Cf. Figure 1.3 (a)). En effet, en mesurant le champ thermique émis par la structure elle-même par simple transfert de chaleur, elle permet la détection de défauts tels-que des délaminages entre les plis, des fissures hors plan du faisceau, etc. L'application de cette méthode nécessite des essais au préalable pour fixer les paramètres de mise en œuvre (nature de la source d'excitation, forme de l'impulsion, type de contrôle, etc. [1.13-1.14]). Cependant, l'élément limitant l'application de cette méthode est l'épaisseur du matériau à contrôler.



(a)



(b)

Figure 1-3. (a) Dispositif expérimental pour le contrôle de structures composites : recherche de délaminages en vibrothermographie (tir actif), (b) détection de fuite en émission acoustique.

L'émission acoustique (discrète et/ou continue), appliquée depuis les années cinquante, assure le suivi en temps-réel du comportement des défauts évolutifs (fissures, discontinuités, etc.) se formant dans un matériau (Cf. Figure 1.3 (b)). Ceci s'effectue à l'aide de capteurs fixés sur la structure selon un maillage défini au préalable. L'énergie élastique générée par les indications engendre des micro-déplacements internes qui se propagent jusqu'aux capteurs disposés en surface. Cette méthode est généralement employée en phase de qualification et requalification d'équipements sous pression, lors de suivi d'essais mécaniques ou encore lors de la surveillance en cours d'utilisation de structures. Elle permet donc de détecter et suivre le comportement de défauts évolutifs au cours des sollicitations mécaniques ou chimiques (corrosion). Cependant, elle doit être complétée par l'emploi d'une autre méthode de contrôle pour assurer une caractérisation plus précise en présence de défauts [1.15-1.17].

La shearographie s'inscrit parmi les méthodes de contrôle non destructif et peut aussi être appelée « interférométrie de speckle à dédoublement latéral ou interférométrie différentielle » pour la détection de différents types de défauts grâce à sa capacité de visualisation des déformations. Des études expérimentales ont amené à l'évaluation des différentes performances et possibilités d'application de celle-ci en cas de présence par exemple de fissures sur des ouvrages d'art en béton [1.18].

L'évolution permanente des recherches sur les composites et leurs moyens de contrôle a permis d'intégrer, dans le calcul du champ magnétique, les caractéristiques et les propriétés relatives aux composites assurant ainsi leurs contrôles par Courant de Foucault [1.19-1.20]. De récentes recherches ont été effectuées sur des composites conducteurs et ont montré l'efficacité des courants de Foucault notamment pour la détection de ruptures de fibre de carbone, après adaptation des équipements à courant de Foucault conventionnels. Néanmoins, cette méthode reste que peu applicable sur les composites.

Le contrôle de structures composites épaisses et hétérogènes s'est également effectué par ultrasons mono élément à basses fréquences. Allant de 20kHz jusqu'à quelques centaines de kHz, la méthode nommée « Bondtester » s'emploie pour la détection de défauts volumiques (délaminages dans des structures monolithiques, décollements dans les structures en sandwich, etc.) [1.21]. Cette méthode ne nécessite pas l'emploi de couplant entre la sonde et la structure contrôlée et garantit la détection des délaminages et des décollements sous-jacents la surface (de diamètre souvent supérieur à 15 mm). Cependant, elle reste sensible à la rigidité (ou l'épaisseur) des couches constituant la structure composite. La mise en œuvre de cette méthode nécessite des mesures d'étalonnage sur une structure de référence avec des défauts étalons.

Par ailleurs, il existe d'autres méthodes basées sur les ultrasons notamment celles mettant en jeu des transducteurs multiéléments. Ces dernières méthodes, de plus en plus répandues, vont donc faire l'objet de ce travail de thèse pour contrôler l'intégrité des structures composites épaisses, viscoélastiques et hétérogènes. L'application de ces méthodes CND nécessite une connaissance des propriétés acoustiques du matériau afin de maîtriser les différents paramètres de contrôle notamment en imagerie multiéléments.

Les matériaux composites sont de natures très variées et la définition réelle du matériau composite pourrait être très vaste jusqu'à inclure tout matériau constitué d'ensemble d'éléments macroscopiquement hétérogènes.

Dans le cadre de ce mémoire, les matériaux composites sont composés d'une matrice organique (époxyde) renforcée par des fibres de carbone. Les matériaux composites en carbone-époxy ont une très grande résistance à la fatigue, aux hautes températures et aux frottements. Ceci offre donc à la structure composite des propriétés mécaniques élevées permettant de répondre à différents types de sollicitations extérieures. L'hétérogénéité d'une structure composite se présente par un ensemble d'éléments macroscopiquement hétérogènes dans un unique matériau.

Dans cette étude, le terme degré d'hétérogénéité sera employé pour rappeler que l'hétérogénéité des différentes structures étudiées peut être différente. Ceci est surtout lié au grammage de la matière, au type de fibres employées ainsi qu'aux procédés de fabrication. Par ailleurs, il faut noter que la disposition des plis et l'orientation des fibres vont donner à la structure finale un aspect anisotrope. En effet, les fibres peuvent être disposées selon différentes orientations permettant ainsi au composite d'avoir une résistance dans le sens des fibres beaucoup plus élevée que celle dans la direction perpendiculaire aux fibres.

Cet aspect anisotrope nécessite souvent de développer une étude équivalente à celle de la propagation des ondes élastiques dans un cristal. Dans ce cas, on fait appel à des propriétés mécaniques décrites par des tenseurs qui tiennent en compte de la symétrie de la structure étudiée. Cela sera étudié dans la section ci-dessous.

1.2. Propagation des ondes élastiques dans un solide

1.2.1. Tenseurs des contraintes

Le théorème de Cauchy permet de représenter l'état de contrainte du point matériel et de définir son état sur une surface d'orientation quelconque selon trois directions différentes [1.22-1.23].

En se basant sur cette description, le vecteur de contrainte s'écrit donc :

$$\vec{T}(M, \vec{n}) = \sum_{j=1}^3 n_j \vec{T}(M, \vec{e}_j) \quad (1-1)$$

$\vec{T}(M, \vec{n})$ est le vecteur de contrainte en M dans la direction \vec{n} .

La force élémentaire $d\vec{F}$ est déterminée par la relation (1-2) où dS est la surface élémentaire autour du point M de vecteur \vec{n} .

$$d\vec{F} = \vec{T}(M, \vec{n}) dS \quad (1-2)$$

La contrainte normale σ_n est la projection du vecteur de contrainte $\vec{T}(M, \vec{n})$ dans la direction \vec{n} donnée par la relation (1-3) (cf. Figure 1-4).

$$\sigma_n = \vec{T}(M, \vec{n}) \cdot \vec{n} \quad (1-3)$$

La contrainte normale représente localement un état de traction de la matière si elle est positive et un état de compression si elle est négative.

De même, le vecteur de contrainte tangentielle $\vec{\Gamma}_n$ (définit dans la figure 1-4) dans la direction \vec{n} représente le vecteur de contrainte dans le plan de la surface considérée selon la relation (1-4) : [1.22-1.23].

$$\vec{\Gamma}_n = \vec{n} \wedge \vec{T}(M, \vec{n}) \wedge \vec{n} = \vec{T}(M, \vec{n}) - \sigma_n \vec{n} \quad (1-4)$$

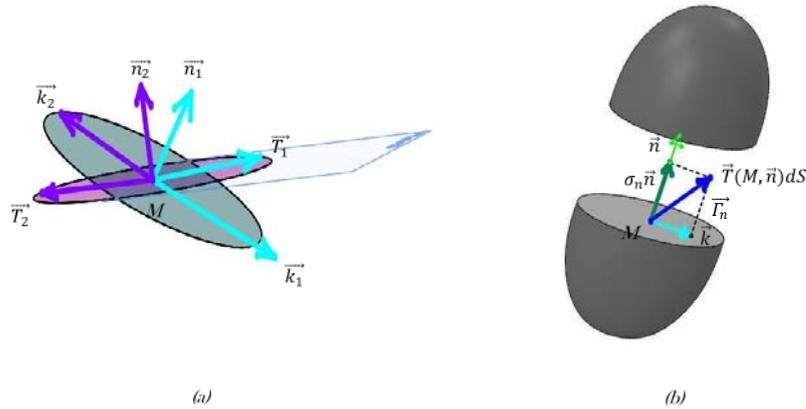


Figure 1-4. (a) Infinité de facettes d'orientation \vec{n} en un point M, (b) Schématisation du repère lié à la facette d'orientation \vec{n} en un point M (Diagramme de Mohr) où σ_n et $\vec{\Gamma}_n$ sont les composantes normale et tangentielle de la contrainte, respectivement [1-22-1-23].

Dans le but de compléter la description donnée par le vecteur de contrainte, il est nécessaire de définir un tenseur des contraintes d'ordre deux $\vec{\sigma}$ de composantes σ_{ij} . Ce dernier est lié au vecteur de contrainte en notation indicielle par les relations suivantes : [1-22-1-23]

$$\vec{T}(M, \vec{n}) = \vec{\sigma} \vec{n} \quad (1-5)$$

$$T_i = \sigma_{ij} n_j \quad (1-6)$$

Le tenseur des contraintes d'ordre deux, appelé tenseur de Cauchy, nous permet de calculer la tension mécanique (vecteur contrainte) en M dans la direction \vec{n} grâce aux relations (1-5) et (1-6).

1.2.2. Équation de propagation

Le déplacement particulière d'une onde plane se propageant dans la direction orientée par son vecteur d'onde \vec{k} est défini par la relation (1-7) [1.24-1.25]. (Cf. Figure 1-5)

$$u(\vec{r}, t) = U_0 e^{i(\omega t - \vec{k} \cdot \vec{r})} \quad (1-7)$$

$u(\vec{r}, t)$ représente la valeur algébrique du champ de déplacement, U_0 est l'amplitude de l'onde, $\vec{r}(x, y, z)$ est le vecteur de position d'un point d'observation, ω est la pulsation ou la fréquence angulaire et vaut : $\omega = 2\pi f$.

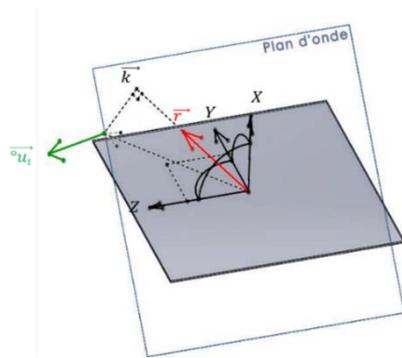


Figure 1-5. Propagation d'une onde plane de polarisation \vec{u}_i dans la direction \vec{k} d'un milieu anisotrope infini, $\vec{r}(x, y, z)$ est le vecteur de position.

Il est possible de remonter à l'état de contrainte dans la zone étudiée moyennant le champ tensoriel dont le profil change en fonction de la sollicitation exercée.

En négligeant l'action de la pesanteur et en l'absence de source excitatrice extérieure, l'expression de l'équation du mouvement résultant de la relation fondamentale de la dynamique appliquée au volume élémentaire ∂v , de masse volumique ρ , s'écrit sous la forme :

$$\rho \frac{\partial^2 u_i}{\partial t^2} = \frac{\partial \sigma_{ij}}{\partial x_j} \quad (1-8)$$

σ_{ij} sont les composantes du tenseur des contraintes $\bar{\sigma}$.

Dans l'hypothèse des petites déformations, le comportement interne d'un solide élastique est décrit par la loi de Hooke.

Celle-ci représente donc la loi de comportement linéaire reliant le champ de contrainte $\bar{\sigma}$ à la déformation $\bar{\varepsilon}$ par l'intermédiaire du tenseur des rigidités élastiques du solide $\bar{\bar{C}}$ dont les composantes sont notées C_{ijkl} où :

$$\sigma_{ij} = C_{ijkl} \varepsilon_{kl} \quad (1-9)$$

Les indices i, j, k, l représentent les trois directions de l'espace et ont pour valeurs 1, 2, 3.

Les composantes ε_{kl} du tenseur de déformation sont définies par la relation :

$$\varepsilon_{kl} = \frac{1}{2} \left(\frac{\partial u_k}{\partial x_l} + \frac{\partial u_l}{\partial x_k} \right) \quad (1-10)$$

Des considérations thermodynamiques conduisent à une première symétrie de ce tenseur, appelée relation de Maxwell : [1.24-1.25]

$$C_{ijkl} = C_{klij} \quad (1-11)$$

D'autre part, la symétrie des tenseurs de contrainte et de déformation impose une seconde symétrie donnée par la relation :

$$C_{ijkl} = C_{ijlk} \quad (1-12)$$

Ces propriétés réduisent à 21 le nombre de composantes élastiques indépendantes pour un cristal de symétrie quelconque (i.e. triclinique). Les symétries des divers systèmes cristallins réduisent encore le nombre de coefficients indépendants nécessaires pour décrire leurs comportements élastiques. Par exemple, dans le cas d'une symétrie isotrope-transverse, seuls cinq composantes du tenseur $\bar{\bar{C}}$ sont indépendantes [1.24-1.25].

Par la suite, tous les coefficients du tenseur de rigidité sont exprimés en utilisant la notation en indices réduits définie par les relations pour les couples d'indices $\dot{i}\dot{j}$ et kl :

$$11 \rightarrow 1, \quad 22 \rightarrow 2, \quad 33 \rightarrow 3, \quad 23 \rightarrow 4, \quad 13 \rightarrow 5, \quad 12 \rightarrow 6 \quad (1-13)$$

Compte tenu des relations (1-9) et (1-10) et des propriétés de symétrie du tenseur des constantes d'élasticité du matériau C_{ijkl} (1-11) et (1-12), la loi de Hooke peut donc s'écrire sous la forme :

$$\sigma_{ij} = C_{ijkl} \frac{\partial u_l}{\partial x_j} \quad (1-14)$$

En combinant l'équation (1-8) avec l'équation (1-14), l'équation du mouvement ou de propagation de l'onde s'écrit sous la forme :

$$\rho \frac{\partial^2 u_i}{\partial t^2} = C_{ijkl} \frac{\partial^2 u_l}{\partial x_j \partial x_k} \quad (1-15)$$

1.2.3. Équation de propagation dans un solide isotrope

Dans un solide isotrope, la loi de comportement peut s'écrire comme : [1.24-1.25]

$$\sigma_{ij} = \lambda \varepsilon_{kk} \delta_{ij} + 2\mu \varepsilon_{ij}, \quad (\delta_{ij} = 0 \text{ si } i \neq j \text{ et } \delta_{ij} = 1 \text{ sinon}) \quad (1-16)$$

λ et μ représentent les coefficients de Lamé et δ_{ij} le symbole de Kronecker.

Le champ de déplacement \vec{U} peut être considéré comme la somme d'un champ de traction-compression \vec{U}_L à rotationnel nul et d'un champ de cisaillement-distorsion \vec{U}_T à divergence nulle.

L'équation de mouvement devient alors :

$$\Delta \vec{U}_\varphi = \frac{1}{c_\varphi} \frac{\partial^2 \vec{U}_\varphi}{\partial t^2}, \quad \varphi = L, T \quad (1-17)$$

L'opérateur Δ est le Laplacien et c_φ est la vitesse de phase de l'onde et φ dénote le type d'onde avec $\varphi = L$ (ondes longitudinales) ou $\varphi = T$ (ondes transversales).

Les vitesses de phase c_φ sont liées aux coefficients de Lamé par les relations : [1.24-1.25]

$$c_L = \sqrt{\frac{\lambda + 2\mu}{\rho}} \quad (1-18)$$

$$c_T = \sqrt{\frac{\mu}{\rho}} \quad (1-19)$$

Les relations (1-18) et (1-19) peuvent être réécrites en fonction du module de Young E et du coefficient de poisson ν grâce aux relations suivantes : [1.24-1.25]

$$\lambda = \frac{E\nu}{(1 + \nu)(1 - 2\nu)} \quad (1-20)$$

$$\mu = \frac{E\nu}{2(1 + \nu)} \quad (1-21)$$

Enfin, il est important de noter que les vitesses des ondes sont constantes et ne varient pas en fonction de la direction de propagation dans le cas d'un solide isotrope.

1.2.4. Équation de propagation dans un solide anisotrope

D'après l'équation de mouvement (1-8), le cas d'un solide anisotrope nécessite la prise en compte de trois équations différentielles du second ordre mettant en jeu les trois directions de l'espace [1-24-1-25]. La solution est développée dans le cas d'une onde plane progressive et harmonique se propageant dans la direction définie par le vecteur unitaire $\vec{n}(n_1, n_2, n_3)$ perpendiculaire au plan d'onde d'équation $\vec{n} \cdot \vec{r} = Cte$.

$$u = \circ u_i F \left(t - \frac{\vec{n} \cdot \vec{r}}{c_\varphi} \right) \quad (1-22)$$

La prise en compte de la forme d'onde dans l'équation de propagation permet d'établir l'expression de la vitesse de phase de l'onde de volume considérée (qL, qTV et qTH) en fonction des rigidités du milieu de propagation et de sa masse volumique ρ . L'équation est connue sous le nom de l'équation de Christoffel. En effet, en introduisant le tenseur de Christoffel du second ordre Γ_{ij} [1.24-1.32], il est possible de réécrire l'équation (1-22) avec :

$$\Gamma_{ij} \circ u_l = \rho c_\varphi^2 \circ u_i \quad (1-23)$$

où Γ_{ij} est donné par la relation:

$$\Gamma_{ij} = C_{ijkl} n_k n_l \quad (1-24)$$

Les vitesses de phase c_φ et les polarisations des ondes planes se propageant dans la direction \vec{n} s'obtiennent en calculant les valeurs propres et les vecteurs propres du tenseur de Christoffel, respectivement. En notant δ_{il} le symbole de Kronecker, les valeurs propres sont les racines de l'équation caractéristique suivante [1.24-1.32] :

$$|\Gamma_{ij} - \rho c_\varphi^2 \delta_{ij}| = 0 \quad (1-25)$$

Le tenseur de Christoffel (Γ_{ij}) est symétrique dans un milieu non atténuant. L'équation de Christoffel admet trois valeurs propres réelles positives qui correspondent aux trois vitesses de propagation c_φ des trois ondes de volume susceptibles de se propager dans la direction \vec{n} . Les trois vecteurs propres orthogonaux associés sont, quant à eux, les polarisations des modes correspondants. En fonction de l'anisotropie du matériau, l'indice φ dénote une mode dont la direction de propagation n'est plus rigoureusement perpendiculaire ou parallèle à la polarisation de particules. Ainsi, l'apparition d'ondes quasi-longitudinales (qL), quasi-transversales verticales (qTV) et quasi-transversales horizontales (qTH) est très courante.

1.2.5. Modèle de l'atténuation viscoélastique

L'atténuation des ondes élastiques peut être créée par une variété de mécanismes dont les effets dépendent de la fréquence et du type de symétrie élastique des milieux de propagation considérés. Dans les milieux macroscopiquement isotropes, les propriétés d'atténuation ne dépendent pas de la direction de propagation. Cependant, ceci n'est pas le cas des milieux anisotropes où la symétrie des efforts liés à l'atténuation suit la symétrie de la forme cristallographique du matériau. Ces déclarations dérivées d'une loi empirique connue sous le nom de « Principe de Neumann » [1.33-1-35] impliquent que les symétries des propriétés viscoélastiques (vitesse et atténuation) doivent être supérieures ou égales aux symétries du solide elles-mêmes. De ce fait, il est naturellement attendu à ce que les propriétés d'atténuation aient une symétrie orthotrope, isotrope-transverse, etc. en fonction du matériau composite étudié [1-36-1-37]. La viscoélasticité peut être liée à un comportement rhéologique d'un matériau dont la réponse à une sollicitation donnée comporte une partie instantanée et une autre différée [1-36-1.40]. Moyennant différents modèles, il est possible de résoudre l'équation d'onde dans le domaine espace-temps et de déterminer l'évolution de l'atténuation en fonction de la fréquence. Ces modèles sont schématisés avec un assemblage en série ou en parallèle de cellules rhéologiques composées chacune de ressort(s) et d'amortisseur(s). Les modèles unidimensionnels usuellement employés et leurs courbes de contraintes en fonction du temps sont représentés dans la Figure 1-6.

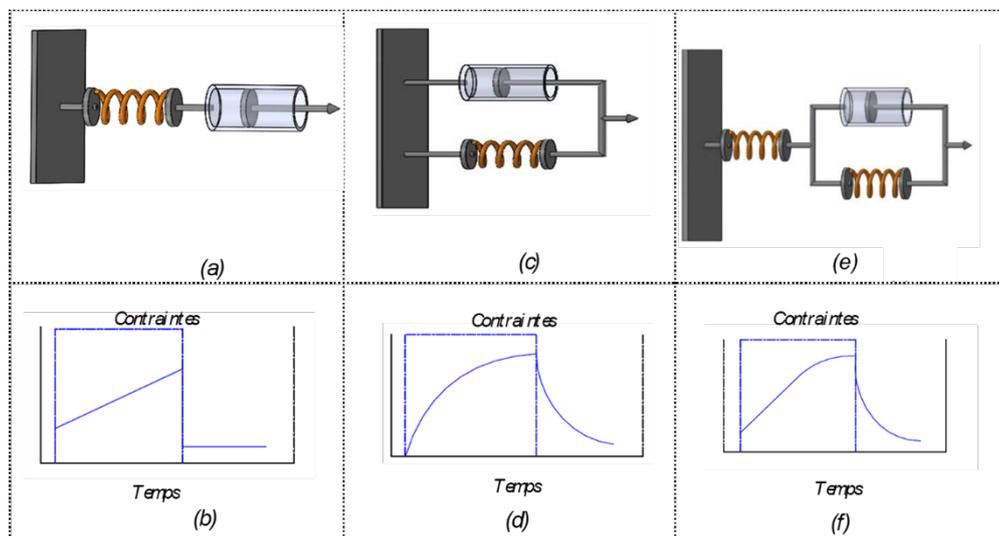


Figure 1-6. Prise en compte de la viscoélasticité dans différents modèles rhéologiques : (a-b) Modèle de Maxwell, (c-d) Modèle Kelvin Voigt et (e-f) Modèle de Zener.

L'incorporation de l'anélasticité (élasticité imparfaite) dans le modèle de Zener (Figure 1-6 (e-f)) et de Maxwell (cf. Figure 1-6 (a-b)) nécessite l'utilisation de variables supplémentaires appelées *variables de mémoires*. Cependant, la prise en compte de variables supplémentaires dans les modélisations à trois dimensions est coûteuse [1-36-1.40] car cela nécessite d'utiliser six paramètres. De plus, une telle modélisation a pour conséquence de faire tendre la vitesse de phase des ondes à l'infini à la limite haute fréquence $c_{\varphi=\infty}$. Contrairement aux deux modèles suscités, celui de Kelvin-Voigt permet de modéliser le comportement viscoélastique des composites avec une mise en œuvre simple à travers laquelle il est possible de quantifier l'atténuation [1-36-1.40]. Le modèle de Kelvin-Voigt utilisé dans notre étude est représenté par la Figure 1-6 (c-d).

Les raisons décrites ci-dessus ont rendu l'utilisation du modèle de Kelvin-Voigt plus générale lorsqu'il s'agit d'étudier le comportement viscoélastique de matériaux mettant en jeu les tenseurs d'élasticité C_{ijkl} et de viscosité η_{ijkl} [1.27-1.44]. Le modèle de Kelvin-Voigt est destiné à prendre en compte la dispersion et l'absorption des ondes élastiques dans un matériau, pour lequel l'atténuation obéit à une loi proportionnelle à une puissance de la fréquence. Enfin, notons que ce modèle est une conséquence mathématique des relations de Kramers-Kronig [1-41-1.44].

Le phénomène d'absorption, dû au comportement viscoélastique des matériaux est mis en évidence en introduisant dans la loi de comportement un terme d'amortissement qui vient s'adjoindre à la loi de Hooke pour en donner une forme généralisée. Il s'écrit comme étant [1.41-1.44] :

$$\sigma_{ij} = C_{ijkl} \varepsilon_{kl} + \eta_{ijkl} \frac{\partial \varepsilon_{kl}}{\partial t}, i \text{ et } j \in \{1,2,3\} \quad (1-26)$$

En supposant les variables de champ comme étant des fonctions harmoniques du temps ($e^{i\omega t}$), la loi de Hooke permet d'introduire un terme imaginaire dépendant de la fréquence et de la viscosité pour chaque coefficient d'élasticité :

$$\sigma_{ij} = (C_{ijkl} + i \omega \eta_{ijkl}) \varepsilon_{kl}, i \text{ et } j \in \{1,2,3\} \quad (1-27)$$

L'équation de propagation est modifiée en faisant intervenir des coefficients d'élasticité complexes.

Dans ce cas, le tenseur d'élasticité (\hat{C}_{ijkl}) s'écrit à l'aide de la relation suivante :

$$\hat{C}_{ijkl} = C_{ijkl} + i \omega \eta_{ijkl} \quad (1-28)$$

L'équation de propagation en milieu anisotrope (1-15) devient alors :

$$\rho \frac{\partial^2 u_i}{\partial t^2} = \hat{C}_{ijkl} \frac{\partial^2 u_l}{\partial x_j \partial x_k} \quad (1-29)$$

En considérant le vecteur d'onde complexe $\vec{k}^* = \frac{\omega}{c_\varphi} - i\alpha_\varphi$ et en l'injectant dans l'équation d'onde, nous mettons en relation le coefficient d'atténuation avec la fréquence de l'onde plane, ainsi que les propriétés viscoélastiques du milieu de propagation.

Désormais, le vecteur d'onde complexe et le tenseur d'élasticité complexe \hat{C}_{ijkl} sont considérés. L'atténuation sera donc prise en compte pour la résolution de l'équation de propagation d'onde. La partie réelle du nombre d'onde permet de calculer la vitesse de propagation c_φ et la partie réelle et imaginaire du nombre d'onde permettent de calculer l'atténuation.

Le système d'équations peut donc s'écrire avec ($n_j n_l = 1$) en considérant l'atténuation α_φ et la vitesse de phase c_φ en fonction de la fréquence f (théoriquement liées par la relation de Kramers-Kronig) : [1.37-1.44]

$$\begin{cases} 2 \alpha k = \frac{\rho \omega^3 \left(\frac{\eta_{ijkl}}{C_{ijkl}} \right) \delta_{ik}}{C_{ijkl} \left(1 + \left(\frac{\omega \eta_{ijkl}^2}{C_{ijkl}} \right) \right)} n_j n_l \\ k^2 - \alpha^2 = \frac{\rho \omega^2 \delta_{ik}}{C_{ijkl} \left(1 + \left(\frac{\omega \eta_{ijkl}^2}{C_{ijkl}} \right) \right)} n_j n_l \end{cases} \quad (1-30)$$

1.3. Capteurs ultrasons et techniques de contrôle

Dans cette partie, les méthodologies de contrôle existantes en ultrasons sont classées d'une manière générale par leur principe de mise en œuvre (transmission, réflexion) et la technique employée (immersion ou contact), en revenant sur les différents paramètres définissant les capteurs ultrasons multi-éléments et plus précisément les traducteurs piézoélectriques qui sont les plus employés en CND par ultrasons.

1.3.1. Capteurs piézoélectriques multi-éléments

Depuis leur découverte [1.45], les transducteurs piézoélectriques ont occupé une place de choix dans le domaine du CND par ultrasons. Aujourd'hui, que ce soit en imagerie médicale ou en CND, la plupart des sondes sont fabriquées en céramique PZT (Plomb, Zirconate, Titane). En particulier, l'insertion de matériaux piézoélectriques dans une matrice polymère a permis le développement de sondes multiéléments de qualité grâce à leur flexibilité de contrôle, leur capacité à améliorer la focalisation acoustique et à réduire les vibrations inter-éléments dont la présence engendre des échos parasites [146-1.50]. De plus, les traducteurs multiéléments autorisent d'une part des vitesses d'inspection plus rapides en remplaçant le balayage mécanique par un balayage électronique et, d'autre part, l'application de lois de retard à l'émission assurant la focalisation des ultrasons à la profondeur et dans les directions souhaitées.

Enfin, le balayage par commutation électronique, associé (ou non) à une focalisation par application de retards d'excitation, permet de former l'image de la structure par une position fixe de la sonde [1.51-1.53]. Les traducteurs dits *linéaires* sont constitués d'un réseau unidimensionnel d'éléments piézoélectriques et sont les plus répandus dans les applications

industrielles. La période du réseau (distance centre-à-centre entre 2 éléments consécutifs) est appelée pitch ou pas inter-éléments. Ces transducteurs linéaires seront employés tout au long de cette étude (cf. Figure 1-7 (a)). Ils offrent la possibilité de focaliser et de défléchir le faisceau ultrasonore dans un seul plan, appelé souvent plan de contrôle [1.54-1.55]. La longueur L_A d'un transducteur linéaire, souvent appelée aussi "ouverture du réseau", est définie comme la longueur du groupe d'éléments actifs en émission ou en réception. Si n est le nombre d'éléments piézoélectriques d'éléments actifs, p le pitch et e_i l'espace inter-éléments, l'ouverture est définie simplement par :

$$L_A = n p - e_i \quad (1-31)$$

En notant l la longueur des éléments (appelée aussi élévation des éléments), la surface active S d'un réseau linéaire s'écrit comme le produit :

$$S = L_A l \quad (1-32)$$

Il existe également des capteurs à réseaux annulaires (cf. Figure 1.7 (b)), constitués d'un ensemble d'anneaux concentriques. Ils garantissent de focaliser un faisceau ultrasonore à différentes profondeurs le long d'un axe de contrôle. Grâce aux dernières avancées dans la fabrication des transducteurs (diminution des coûts, miniaturisation, etc.), l'imagerie tridimensionnelle 3D est devenue possible moyennant des réseaux matriciels. Ces derniers se présentent sous la forme d'anneaux sectorisés (Figure 1.7 (c)) ou de damier (Figure 1.7 (d)). Ces réseaux assurant le pilotage du faisceau ultrasonore en 3D en combinant focalisation et déflexion électroniques [1.56-1.67].

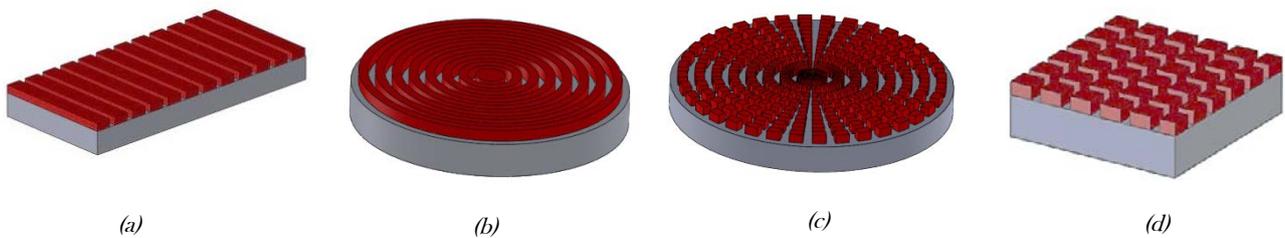


Figure 1-7. Découpages multiéléments : (a) réseaux linéaires, (b) réseaux annulaires, (c) réseaux circulaires et (d) réseaux matriciels.

1.3.2. Contrôle par transmission et réflexion avec une sonde mono-élément

Le principe de la méthode par transmission consiste à utiliser deux transducteurs, un émetteur et un récepteur, qui sont placés en vis-à-vis de part et d'autre de l'échantillon à inspecter [1.68]. En présence d'une discontinuité, une diminution de l'amplitude (ou une disparition) du signal transmis est observée. Cette méthode est très sensible à l'alignement des

deux transducteurs utilisés et nécessite de connaître les coefficients de transmission aux niveaux des interfaces. De plus, la complexité structurelle du matériau peut dégrader significativement la qualité du signal intercepté. Néanmoins, cette méthode a énormément évolué ces dernières années, notamment pour le contrôle des structures en sandwich et d'aubes de turbine, ainsi que pour la caractérisation viscoélastique des matériaux [1.40]. Les mesures ultrasonores par réflexion (appelées aussi méthodes *Pulse-écho*) [1.69] consistent à émettre une impulsion ultrasonore de courte durée dans le matériau tout en assurant la réception des échos à l'aide d'un transducteur ultrasonore unique. Il est ainsi possible de détecter les réflexions, parfois multiples, créées au niveau des ruptures d'impédances acoustiques. Ainsi, la connaissance des propriétés (vitesse, atténuation, épaisseur, etc.) permet de localiser et même dimensionner différents types de défauts (ou les zones endommagées) en mesurant l'intervalle de temps séparant l'écho ultrasonore du signal transmis. Il est également possible de tirer profit de la forme et l'amplitude de l'écho pour remonter à sa nature. Au-delà des problèmes liés à l'anisotropie des propriétés viscoélastiques, il est important de noter que toutes les réflexions ne proviennent pas forcément de défauts et une fausse alarme peut être créée, comme par exemple une recristallisation de grains dans un acier.

1.3.3. Technique de contrôle en immersion ou au contact

Lors d'un contrôle en immersion, l'échantillon est immergé dans une cuve remplie d'eau afin d'assurer une transmission optimale des ultrasons dans le matériau. Le transducteur est placé à une certaine distance de la pièce, appelée "hauteur de la colonne d'eau", dont la valeur dépend de l'épaisseur du matériau à inspecter. La technique de contrôle en immersion est régulièrement utilisée dans la mise en place des systèmes de balayage automatisés où l'échantillon est cartographié sur toutes ses surfaces. Elle est aussi employée dans les systèmes de mesure et d'évaluation des propriétés mécaniques du matériau par méthodes inverses. Cependant, elle peut être contraignante pour des grandes structures, par exemple dans le cas d'un contrôle de maintenance, la partie de la structure à inspecter doit être démontée. Elle peut également être remplacée par une méthode à base de jet d'eau.

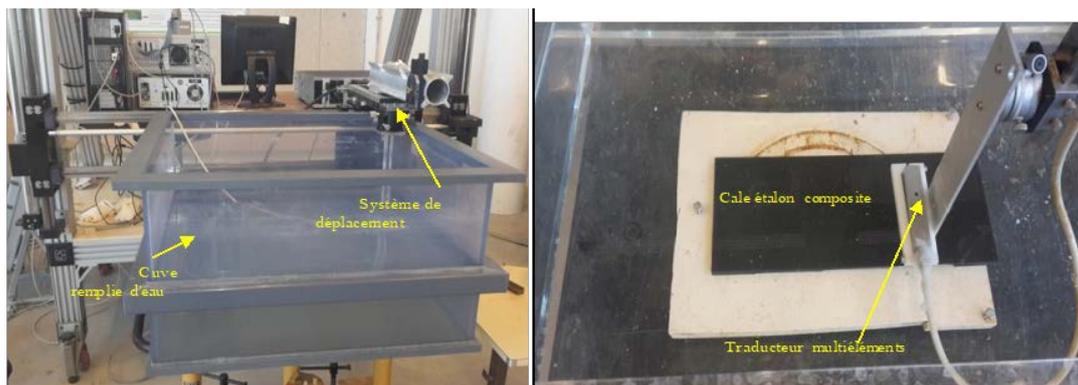


Figure 1-8. Contrôle CND ultrasons en immersion d'une cale étalon en composite avec un banc de translation motorisé.

Le contrôle peut également être réalisé au contact. Cette technique est cependant assez contraignante à cause de la qualité de contact entre le transducteur et l'échantillon qui nécessite l'utilisation d'un couplant (un gel, par exemple). De plus, cette configuration nécessite

l'utilisation d'un sabot pour faire varier l'angle d'incidence du faisceau ultrasonore notamment dans le cas où la zone d'intérêt (de mesure) est excentrée et éloignée de l'axe central du transducteur. Par exemple, les sabots inclinés sont souvent employés pour réfracter les ondes transversales et inspecter des endroits difficiles d'accès, comme la racine d'un cordon de soudure. Pour ce qui est des composites, les contrôles au contact sont souvent mis en œuvre avec un sabot droit ou en posant directement les éléments du traducteur sur la surface du matériau.

Ce type de contrôle au contact est adapté à des pièces de géométries planes ou cylindriques avec un rayon de courbure plus grand que la dimension latérale du sabot. Sinon, il faudra mettre en forme la semelle du sabot de façon à épouser parfaitement la surface à balayer. Enfin, notons que par rapport à la méthode en immersion, le contrôle au contact est praticable directement sur site, sans avoir besoin de démonter et de plonger une partie de la structure dans une cuve. Un exemple de contrôle au contact d'une échelle de pompier est donné sur la Figure 1-9.



Figure 1-9. Contrôle CND ultrasons au contact au cours de la qualification d'un prototype d'échelle de pompier en composites.

1.4. Paramètres influents en imagerie mono-élément et multi-élément

Cette section rappelle les paramètres essentiels en imagerie multi-éléments pouvant affecter significativement la qualité du contrôle : par exemple, la distance de Fresnel limite la zone où la focalisation est possible, ou alors les résolutions axiale et latérale, ou bien encore la profondeur de champ. Ces notions sont définies pour un capteur directement au contact d'un solide, et les paramètres de focalisation multi-éléments sont comparés aux grandeurs caractéristiques d'un faisceau ultrasonore produit par un capteur mono-élément de forme circulaire. Pour un contrôle en immersion, les paramètres en imagerie multi-éléments sont peu affectés par la présence d'une interface eau/solide, notamment dans le cas particulier du

contrôle de composites où les faisceaux sont généralement focalisés en incidence normale et où l'impédance acoustique du solide est plus faible que celle de l'acier.

1.4.1. Champ proche et champ lointain

La distance N délimitant le champ proche est la plus grande distance où le faisceau peut être focalisé. Il est caractérisé par une succession de minima m^- et de maxima m^+ de l'intensité acoustique dans l'axe du faisceau ultrasonore [1.56-1.67]. Le dernier maximum m_0^+ est localisé à la distance N (cf. Figure 1-10). Dans le cas d'un transducteur circulaire de diamètre D , la distance de champ proche s'exprime par :

$$N = \frac{D^2 f_c}{4c} = \frac{D^2}{4\lambda} \quad (1-33)$$

où, généralement $D \gg \lambda$ avec λ la longueur d'onde à la fréquence centrale f_c du capteur. En imagerie 2D, la surface d'un transducteur multi-éléments rectangulaire ($S = L_A l$ où $L_A \gg l$) doit être considérée dans le calcul du champ proche. De façon similaire à l'Eq. (1-33), la distance de champ proche s'écrit :

$$N = \frac{L_A^2 f_c}{4c} = \frac{L_A^2}{4\lambda} \quad (1-34)$$

où, le plus souvent, $L_A \gg \lambda$. À la fin de la zone de Fresnel, la pression ultrasonore est maximale dans l'axe du faisceau et décroît ensuite progressivement suivant un angle d'ouverture 2α jusqu'à s'annuler lorsque la longueur du faisceau se dilate et dissipe toute son énergie. Le champ lointain, ou « zone de Fraunhofer », se situe au-delà de cette distance N et s'étend vers l'infini (cf. Figure 1-10).

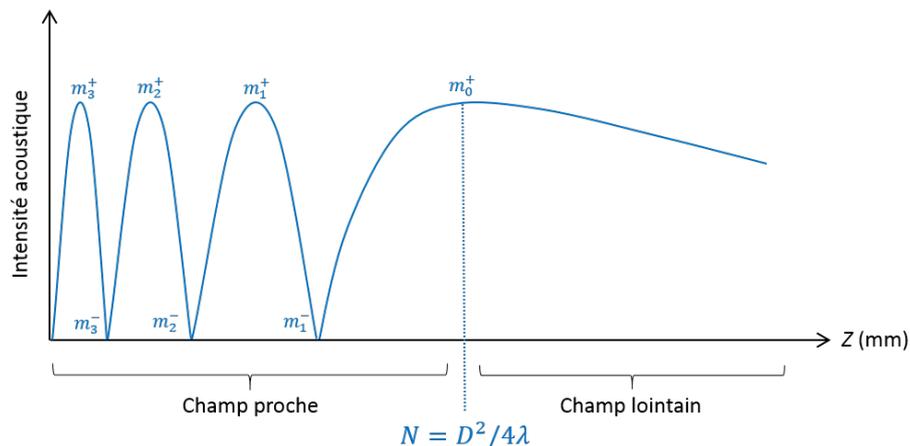


Figure 1-10. Évolution de l'intensité acoustique le long de l'axe du transducteur.

1.4.2. Résolution axiale et résolution latérale

La résolution latérale (appelée aussi résolution spatiale) peut être définie comme la distance minimale entre deux points réfléchissants dissociables sur l'image dans la direction perpendiculaire à l'axe du faisceau ultrasonore, les deux points étant situés de part et d'autre de l'axe du faisceau. Cette résolution dépend de la largeur du faisceau et de sa longueur, notée Z_{champ} et appelée *profondeur de champ*.

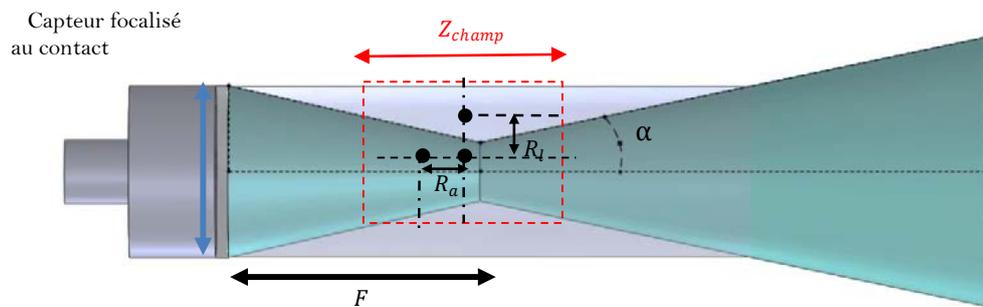


Figure 1-11. Grandeurs caractéristiques d'un champ ultrasonore focalisé dans le cas d'un capteur au contact.

Le schéma sur la Figure 1-11 montre les grandeurs caractéristiques d'un champ ultrasonore focalisé dans le cas d'un capteur au contact. La résolution latérale pour un transducteur rectangulaire est donnée par :

$$R_l = \frac{c F}{L_A f_c} = \frac{\lambda F}{L_A} \quad (1-35)$$

Notons tout d'abord que les formules (1-35) et (1-36) sont applicables en milieu homogène. De plus dans le cas de capteurs multiéléments, la distance focale F est modulable et peut être paramétrée par les différentes lois de retard aussi longtemps que F reste inférieure à N ($F < N$).

Enfin, il est rappelé que la qualité de la focalisation ne repose pas que sur la résolution latérale. En effet, la résolution axiale (appelée également résolution temporelle) est un autre critère à maîtriser en imagerie.

Elle est en lien direct avec la durée de l'impulsion ultrasonore transmise dans le matériau et être définie comme la distance minimale entre deux points réfléchissants dissociables sur l'image. Ces deux points sont situés sur l'axe du faisceau ultrasonore. Ainsi, plus la durée de l'impulsion ultrasonore décroît, plus la dissociation des deux points réfléchissants est aisée. En revanche, une augmentation de la durée de cette impulsion pourrait élargir considérablement les échos et provoquer alors une confusion entre ces deux points réfléchissants. L'amortissement du transducteur utilisé est l'un des paramètres qui influent sur la durée de l'impulsion ultrasonore. La longueur d'onde λ et le nombre de cycles dans l'impulsion (noté n_{imp}) sont deux paramètres définissant la résolution axiale. Cette dernière s'exprime alors par

la relation suivante :

$$R_a = \frac{\lambda \times n_{imp}}{2} = \frac{c \times n_{imp}}{2f_c} \quad (1-36)$$

1.4.3. Profondeur de champ

La profondeur de champ acoustique Z_{champ} définit les limites de la profondeur d'inspection lors d'une focalisation dans le milieu de propagation (*cf.* Figure 1-11). Ainsi, Z_{champ} représente la zone de l'espace dans laquelle doit se trouver le défaut à inspecter pour obtenir une image nette de celui-ci où les caractéristiques du faisceau sont quasi constantes autour du point de focalisation. Pour que le faisceau reste focalisé sur une longue distance, la profondeur de champ doit être importante. Cette profondeur, pour un transducteur rectangulaire est affectée directement par l'ouverture active. En ce qui concerne un transducteur circulaire, elle est influencée par le diamètre du transducteur. Il suffit de diminuer l'ouverture active ou le diamètre pour accroître la profondeur de champ. Cependant, étendre la profondeur de champ dégrade la résolution latérale. Dans ce cas, il faut trouver le bon compromis entre ces deux paramètres essentiels. Pour un transducteur rectangulaire, la profondeur de champ s'exprime comme :

$$Z_{champ} = K \lambda \left(\frac{F}{L_A} \right)^2 \quad (1-37)$$

Dans le cas d'un transducteur multi-éléments, le paramètre K est donné par $K = 9.7$ [1.70]. Pour un transducteur circulaire, la profondeur de champ est :

$$Z_{champ} = 7 \lambda \left(\frac{F}{D} \right)^2 \quad (1-38)$$

1.5. Méthodes d'imagerie conventionnelles basées sur des faisceaux incidents focalisés

Comparé au contrôle par ultrasons mono-élément, le contrôle multi-éléments présente de nombreux atouts, parmi lesquels la possibilité de générer des images afin de simplifier l'interprétation des résultats obtenus. En particulier, les transducteurs multiéléments utilisent des lois de retard permettant d'orienter, de focaliser et de dévier le faisceau ultrasonore et ce, en excitant les différents éléments piézoélectriques constituant le transducteur multi-éléments de façon séquentielle selon la représentation souhaitée. Il devient alors possible de représenter les résultats obtenus sous forme d'images sans même déplacer le transducteur, comme on le fait habituellement avec un mono-élément.

1.5.1. Représentation des données en imagerie multi-éléments

Selon l'application souhaitée, les représentations des données et les signaux reçus par un

traducteur multi-éléments peuvent s'effectuer de plusieurs manières de façon à apporter une information différente sur le milieu à contrôler. Les principales représentations utilisées dans le CND ultrasons sont les suivantes :

A-scan : Il représente l'amplitude du signal ultrasonore reçu par le traducteur en fonction du temps ou de la distance. Cependant, en imagerie multi-éléments, ce type de signal peut concerner individuellement chaque élément constituant le traducteur et ainsi construire un signal A-scan élémentaire. Il est également possible de représenter un signal A-scan somme (cf. Figure 1-12 (a)) qui résulte de la somme de tous A-scans élémentaires pour un tir ultrasonore donné.

B-scan : Il correspond à la représentation d'une juxtaposition d'A-scans dans la direction de balayage. Les amplitudes sont présentées à l'aide d'une échelle de couleur en fonction du temps (ou de la profondeur) selon l'axe du balayage (cf. Figure 1-12 (c)). Si cette représentation concerne l'axe des incréments (cf. Figure 1-12 (b)), elle est notée D-scan.

C-scan : Il s'agit d'une vue de dessus de la pièce inspectée. Le résultat est une cartographie de la totalité du parcours du traducteur en balayages et en incréments. Les amplitudes maximales sont alors enregistrées et affichées à l'aide d'une échelle de couleur pour représenter le C-scan en amplitude ou en temps de vol.

S-scan : Il représente un cumul d'A-scans « sommes » enregistrés pour une seule position du capteur et à plusieurs angles d'inspection. Le S-scan peut alors être affiché sous la forme d'un S-Scan « somme » (tir/temps) ou dans une vue pièce (tir/profondeur) lorsque les propriétés acoustiques du matériau sont connues (cf. Figure 1-12 (b)).

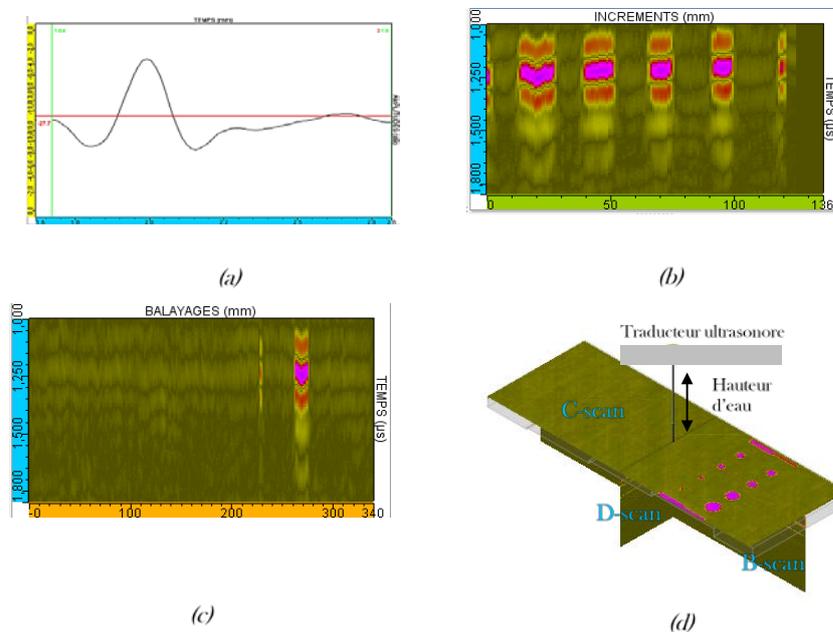


Figure 1-12. Représentation des données ultrasonores sur une vue 3D d'une acquisition expérimentale pour l'inspection d'une cale à gradins à trous à fond plat en carbone-époxy en immersion : (a) signal temporel A-scan (Amplitude/Temps) (b) vue D-scan (incrément/temps) (c) vue B-scan (balayage/temps) (d) Vue 3D.

1.5.2. Imagerie basée sur les B-scans

Cette représentation est la base du CND ultrasons multiéléments, et peut être obtenue de plusieurs manières selon les différentes lois de retard électroniques qui lui sont appliquées. Le balayage linéaire focalisé assure l'effet d'une lentille de focalisation en utilisant une loi de retard afin de focaliser le faisceau ultrasonore en un point donné de la région d'intérêt [1.55-156]. La focalisation en un point permet d'obtenir uniquement un A-scan. Néanmoins, si le traducteur multi-élément couvre toute la zone d'intérêt, il est possible de reconstruire une image B-scan du milieu sans effectuer le moindre balayage mécanique, mais simplement en réalisant un balayage électronique en une position fixe. Le balayage mécanique s'effectue en déplaçant le traducteur au-dessus de la structure à contrôler dans une ou plusieurs directions pour construire une image B-scan de toute la zone d'intérêt sous la trajectoire du traducteur.

Pour un traducteur multi-élément de N éléments le nombre de séquences ou de lignes constituant l'image peut être noté n_l et s'exprime par la relation suivante : [1.71-1.73]

$$n_l = E \left[\frac{N - n - (n_{A_1})}{p} \right] + 1 \quad (1-39)$$

où $E[]$ désigne la partie entière, n est le nombre d'éléments de la sous-ouverture pour focaliser, n_{A_1} est le numéro du premier élément actif, et p est le pas de déplacement électronique de la sous-ouverture.

1.5.2.1. Focalisation linéaire

Le balayage linéaire focalisé est basé sur la focalisation en un point. Le principe est de focaliser en émission et réception avec un groupe d'éléments adjacents, appelé aussi sous-ouverture, et cette sous-ouverture est déplacée le long du réseau pour former l'image.

Le faisceau est focalisé à une profondeur et dans une direction constante [1.55-1.56].

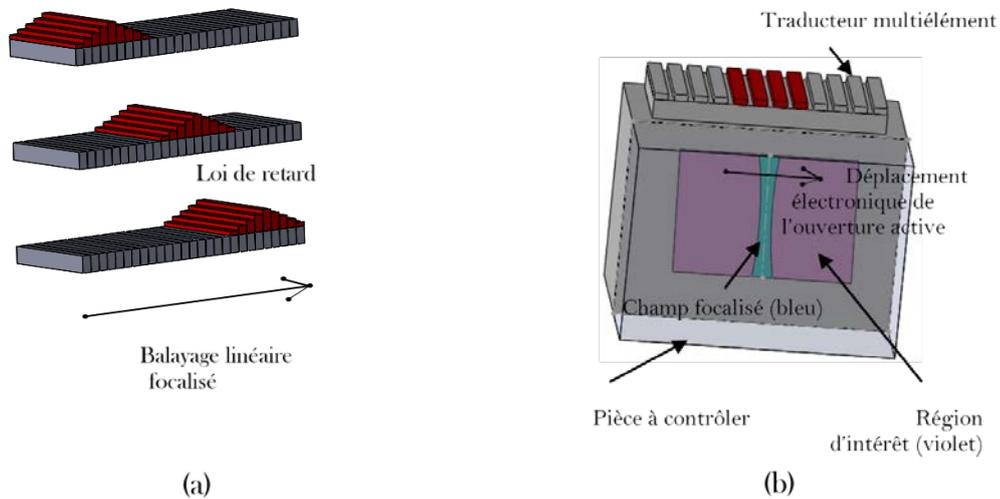


Figure 1-13. Principe du balayage linéaire focalisé : (a) une sous-ouverture focalise l'onde en émission et en réception en un point ; (b) la sous-ouverture est déplacée électroniquement le long du traducteur multi-élément, et l'image est formée ligne par ligne.

À titre d'exemple, la Figure 1-15 représente un B-scan obtenu avec un balayage électronique focalisé en un point. Les échos ont été simulés avec la plate-forme logiciel CIVA. Le traducteur linéaire est composé de 64 éléments (fréquence centrale 5MHz, pas inter-éléments 1 mm) et immergé dans l'eau avec une hauteur d'eau de 25 mm. Pour chaque tir, le faisceau est focalisé à 22.5 mm de profondeur à 0° dans le matériau en plexiglas. On peut noter que cette représentation B-scan fournit une image limitée par le nombre d'éléments du traducteur.

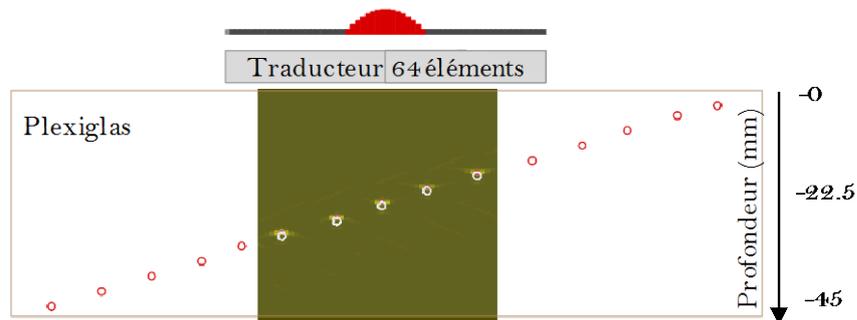


Figure 1-14. Balayage linéaire focalisé : une sous-ouverture de 16 éléments est déplacée électroniquement le long du réseau de 64 éléments, avec un pas électronique correspondant à 1 élément ; pour chaque tir, le faisceau est focalisé à 0° et à 22.5 mm de profondeur.

1.5.2.2. Balayage linéaire focalisé avec déviation de faisceaux

Le balayage linéaire basé sur la déflexion linéaire permet de dévier le faisceau ultrasonore en émission et en réception avec une loi de retard appliquée à la sous-ouverture qui se déplace le long du réseau. Le balayage linéaire peut également associer une focalisation en un point avec une déflexion électronique selon un angle d'incidence [1.55-156].

La Figure 1-15 représente un B-scan obtenu avec un balayage électronique focalisé combinant une déviation de faisceau. La configuration d'inspection définie dans le logiciel CIVA reste inchangée par rapport au précédent résultat. Les images obtenues ont une résolution optimale à proximité de la zone focale et les défauts sont idéalement imagés à cette profondeur.

Par contre, les défauts éloignés de la profondeur de focalisation (au-delà de 22,5 mm d'épaisseur) restent difficilement détectables et localisables. Cette méthode d'imagerie peut cependant être optimisée avec une focalisation dynamique en réception.

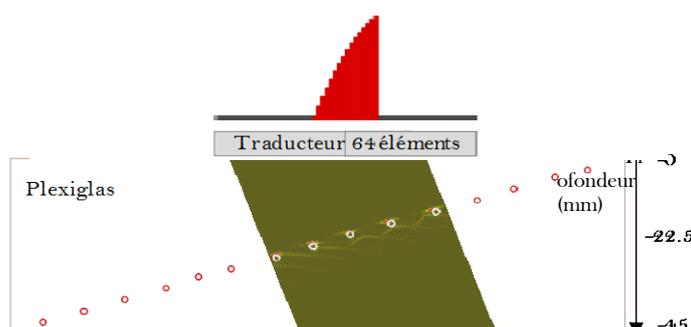


Figure 1-15. Balayage linéaire focalisé avec déviation de faisceaux : une sous-ouverture de 16 éléments est déplacée électroniquement le long du réseau de 64 éléments, avec un pas électronique correspondant à 1 élément ; pour chaque tir, le faisceau est focalisé à 30° et à 22.5 mm de profondeur.

1.5.2.3. Focalisation dynamique ou Dynamic Depth Focusing (DDF)

En imagerie de type B-scan, le balayage linéaire peut être associé à focalisation dynamique en réception pour assurer une résolution spatiale homogène sur toute l'épaisseur de la structure [1.74]. Pour cela, une loi focale est employée en transmission et plusieurs lois focales sont utilisées en réception. Pour chaque tir focalisé en émission, le signal est reconstruit en utilisant toutes les lois focales en réception, et ce, dans le but d'obtenir une résolution optimisée en tous points. La focalisation en réception est dite « dynamique » car les paramètres de focalisation sont ajustés en fonction du temps lors de la numérisation des signaux.

Comme précédemment, cette méthode d'imagerie requiert des transducteurs comportant un grand nombre d'éléments pour adapter l'ouverture à activer, ou alors, quand il n'y a pas de contrainte d'accessibilité, un déplacement mécanique peut être réalisé pour couvrir toute la zone d'inspection. Pour illustrer la méthode, la Figure 1-16 représente un B-scan obtenu avec un balayage électronique focalisé à 22.5 mm de profondeur associé à une focalisation dynamique. Les données ont été simulées dans les mêmes conditions que précédemment.

La Figure 1-17 présente un autre B-scan où, cette fois-ci, les faisceaux incidents sont focalisés à 22,5 mm de profondeur et déviés de 30° dans la plaque en Plexiglas (la déflexion des faisceaux en mode B-scan est généralement utilisée pour la détection de défauts de type fissure).

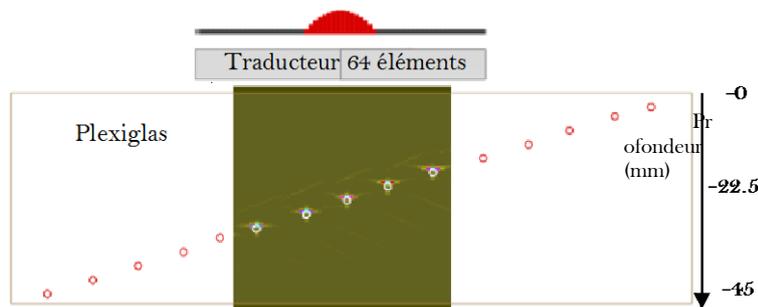


Figure 1-16. Balayage linéaire focalisé associé à une focalisation dynamique : une sous-ouverture de 16 éléments est déplacée électroniquement le long du réseau de 64 éléments, avec un pas électronique correspondant à 1 élément ; le faisceau est focalisé à 22.5 mm de profondeur à 0°, et une focalisation dynamique est appliquée en réception sur toute l'épaisseur de 0 à 45 mm.

1.5.3. Imagerie basée sur les S-scans

Le principe de l'imagerie de type S-scans, connue aussi sous le nom de balayage angulaire, est d'émettre successivement plusieurs ondes focalisées suivant différentes directions. Ce balayage fournit donc une image sectorielle de la zone inspectée [1.55-156]. Le résultat sur la Figure 1-21 montre que les échos de tous les défauts présents dans cette configuration ont pu être détectés grâce à un balayage angulaire entre -50° et 50° avec un pas de 1mm et une focalisation à 22.5mm de profondeur. Comme pour les méthodes de type B-scan, on peut optimiser la détection des défauts éloignés de la zone focale en appliquant une focalisation dynamique en réception.

Dans le contexte des pièces métalliques, cette méthode est largement la plus utilisée en CND car les imageurs portatifs comportent pas plus de 64 voies, et la méthode S-scan est capable de former des images beaucoup plus étendues que l'ouverture du capteur avec 64, voire 32 éléments.

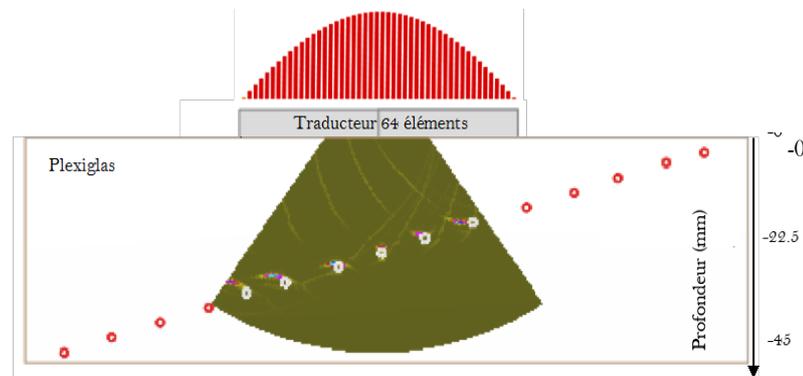


Figure 1-17. Balayage angulaire entre -50° et 50° avec un pas de 1mm et une focalisation à 22.5mm de l'épaisseur.

1.6. Méthodes d'imagerie basées sur des émissions non focalisées et une focalisation dynamique en tous points en réception

Le principe de la déflexion de faisceaux associée à une focalisation dynamique sera exploité dans l'application de la méthode Plane Wave Imaging (PWI) [1.77-1.79]. Celle-ci sera confrontée à la méthode Total Focusing Method (TFM) où le principe de focalisation dynamique en tous points est appliqué à un tir avec un seul élément un réseau [1.75-1.76].

Ces deux méthodes d'imagerie, qui ont permis la représentation des images hautes résolutions tout en s'affranchissant de l'influence de la taille du traducteur, seront présentées dans la suite de ce chapitre. Le principe de focalisation synthétique en tous points ne date pas d'aujourd'hui. Dans les années cinquante, Sherwin et al. [1.80] ont introduit le principe d'ouverture synthétique dans le domaine Radar sous le nom de la méthode SAR (Synthetic Aperture Radar) [1-81-1.91]. Des expérimentations ont permis de valider ce principe et de réaliser une comparaison entre les caractéristiques des systèmes radar à ouvertures synthétiques et ceux à ouvertures réelles.

Le concept d'ouverture synthétique a permis une amélioration majeure de la résolution

spatiale et du contraste des images en exploitant un maximum de signaux enregistrés en différentes positions. Les données acquises par la méthode SAR peuvent être focalisées numériquement en utilisant des méthodes dites de migration ou de rétro-propagation dont le principe se rapproche de ceux utilisées en géophysique.

Les études basées sur les méthodes de migration ou de rétro-propagation sont aussi employées en sismique [1.92-1.93] et ont inspiré plusieurs autres domaines [1.94-1.97], notamment le domaine Sonar avec les méthodes SAS (Synthetic Aperture Sonar) [1.98-1.107]. Des concepts très similaires sont aussi employés dans le domaine médical [1.108-1.109] et ont montré leurs performances sur les images obtenues.

Ceci a donc permis de faire évoluer l'imagerie ultrasonore en CND avec, entre autres, la méthode Synthetic Aperture Focusing Technique (SAFT) [1.110-1.111]. Cette méthode a été intégrée dans l'imagerie ultrasonore pour reconstruire des images à partir de balayages mécaniques et un simple transducteur mono-élément, et par sommation des signaux reçus en toutes positions (en appliquant des retards pour les focaliser en tous points de l'image).

En imagerie multi-éléments, les techniques utilisant la focalisation en tous points sont de plus en plus utilisées, grâce notamment aux différentes performances et possibilités permettant de reconstruire une image à partir de sommations cohérentes [1.112-1.126]. Cela a permis de développer des méthodes d'imagerie avancées qui permettent de contourner la problématique liée au choix du transducteur et du nombre d'éléments à activer.

1.6.1. Imagerie Total Focusing Method (TFM) : émission d'ondes divergentes

1.6.1.1. Acquisition Full Matrix Capture

L'acquisition nommée Full Matrix Capture (FMC) est un séquençage multi-élément permettant d'enregistrer la matrice des réponses impulsionnelles inter-éléments $\mathbf{K}(t)$. Cette matrice est construite en excitant de façon séquentielle chaque élément du transducteur multi-éléments et, pour chaque émission avec un élément, les signaux ultrasonores reçus par tous les éléments sont enregistrés.

Le principe de cette acquisition est illustré sur la Figure 1-18. Le signal électrique impulsionnel est noté $\delta(t)$.

La matrice $\mathbf{K}(t)$ construite avec les $N \times N$ réponses impulsionnelles inter-éléments $k_{nm}(t)$, correspondant au signal reçu par l'élément n lorsqu'un signal électrique impulsionnel $\delta(t)$ est appliqué à l'élément m .

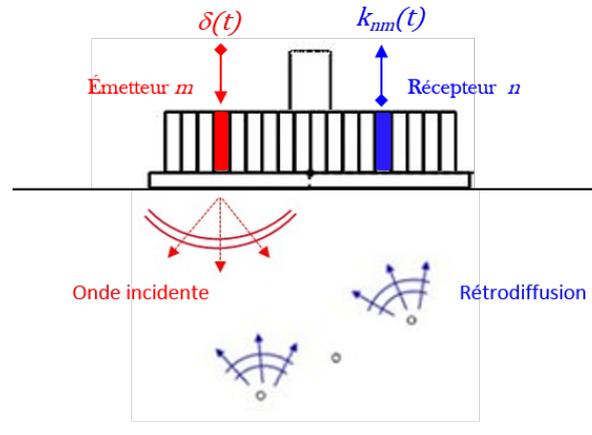


Figure 1-18. Réponse impulsionnelle inter-éléments $k_{nm}(t)$: signal reçu par un élément n quand on excite l'élément m avec un signal électrique impulsionnel.

Une fois les signaux $k_{nm}(t)$ enregistrés, pour tout signal appliqué $e_m(t)$, le signal reçu $r_n(t)$ peut être déduit par le produit de convolution :

$$r_n(t) = k_{nm}(t) \otimes e_m(t) \quad 1 \leq n, m \leq N \quad (1-40)$$

La matrice $\mathbf{K}(t)$ issue de cette acquisition est la réponse impulsionnelle du système linéaire à N entrées et N sorties qui caractérise la propagation ultrasonore dans le milieu, ainsi que les phénomènes de transduction. Cette matrice est à la base de nombreuses méthodes de détection ou d'imagerie. Entre autres, à partir de $\mathbf{K}(t)$, il est possible de former n'importe quelle image échographique en post-traitement, comme celles présentées dans la section précédente. Une autre application intéressante est le fait de pouvoir généraliser le principe de focalisation en émission et réception en tous points de la zone d'intérêt, et ce, avec seulement N tirs ultrasonores. Ce post-traitement correspond à la méthode TFM décrite ci-dessous.

1.6.1.2. Algorithme de reconstruction TFM

Il s'agit d'une méthode de focalisation générant une grille de pixels représentative de la zone d'intérêt en évaluant les amplitudes avec la somme cohérente des $N \times N$ signaux analytiques $\tilde{k}_{nm}(t)$ de chaque composante $k_{nm}(t)$. Tout au long de ce manuscrit, l'algorithme TFM sera appliqué avec le mode direct LL ou, plus précisément, avec le mode qLqL dans le

contexte du contrôle de composites. Dans ce cas, le calcul d'une image suppose que tous les échos enregistrés correspondent à des ondes qL et à des trajets entre les émetteurs et les récepteurs sans interaction avec le fond de pièce [1.71].

L'amplitude de l'image TFM notée A^{TFM} en un point $P(x_p; z_p)$ (Figure 1-18) s'écrit par la relation :

$$A^{TFM}(x_p; z_p) = \left| \sum_{m=1}^N \sum_{n=1}^N \Omega_m(x_p; z_p) \Omega_n(x_p; z_p) \tilde{k}_{nm}[t_{mn}(x_p; z_p)] \right| \quad (1-41)$$

où les signaux analytiques $\tilde{k}_{nm}(t)$ de chaque composante $k_{nm}(t)$ sont donnés par :

$$\tilde{k}_{nm}(t) = k_{nm}(t) + jH[k_{nm}(t)] \quad (1-42)$$

ou de pondération en transmission et en réception, respectivement. $t_m(x_p; z_p)$ est le temps de propagation théorique de l'émetteur m jusqu'au point de focalisation $P(x_p; z_p)$, et $t_n(x_p; z_p)$ est le temps de propagation du point $P(x_p; z_p)$ jusqu'au récepteur n . Le temps de propagation aller-retour $t_{mn}(x_p; z_p)$ est donné par la relation :

$$t_{mn}(x_p; z_p) = t_m(x_p; z_p) + t_n(x_p; z_p) \quad (1-43)$$

où $t_m(x_p; z_p) = t_n(x_p; z_p)$ si $m = n$. En exploitant le principe de réciprocité (la matrice $\mathbf{K}(t)$ est symétrique), il est possible de réduire significativement le nombre de sommes dans l'Eq. (1-43) sans dégrader la qualité d'image. En écrivant :

$$A^{TFM}(x_p; z_p) = \left| \sum_{m=1}^N \sum_{n=m}^N (2 - \delta_{nm}) \Omega_m(x_p; z_p) \Omega_n(x_p; z_p) \tilde{k}_{nm}[t_m(x_p; z_p)] \right| \quad (1-44)$$

où δ_{nm} est le symbole de Kronecker ($\delta_{nm} = 1$ si $n = m$, $\delta_{nm} = 0$ sinon), le nombre de sommes est réduit à $N(N + 1)/2$, ce qui permet de réduire les temps de calcul.

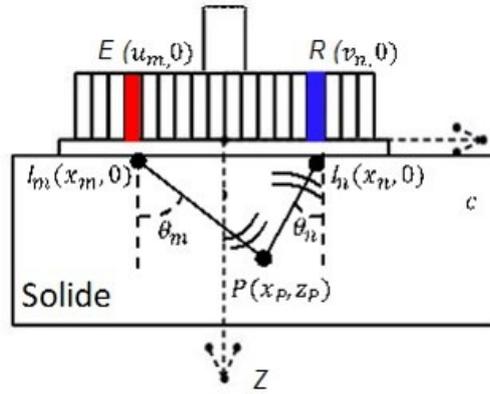


Figure 1-19. Imagerie TFM : géométrie du problème et notations associées à un point de focalisation $P(x_p, z_p)$ et un couple émetteur/récepteur $n-m$ avec $(x_m, 0)$ les coordonnées de l'émetteur et $(x_n, 0)$ les coordonnées du récepteur.

Dans le cas simple d'un transducteur posé directement au contact d'une pièce (cf. Figure 1-20) le temps de propagation se calcule simplement par la relation :

$$t_m(x_p; z_p) = \frac{\sqrt{(x_p - x_m)^2 + z_p^2}}{c} \quad (1-45)$$

Si l'on compare l'image TFM sur la Figure 1-20 avec celles de la précédente section basée sur des émissions focalisées et un principe de reconstruction ligne par ligne, on constate que la qualité d'image est optimale quelle que soit la profondeur. De plus, à l'instar de l'imagerie S-scan, la taille de l'image ne dépend pas de l'ouverture du capteur.

L'autre atout de la méthode est que la taille de l'image (donc le nombre de points de focalisation) ne dépend pas du nombre de tirs comme l'imagerie de type S-scan.

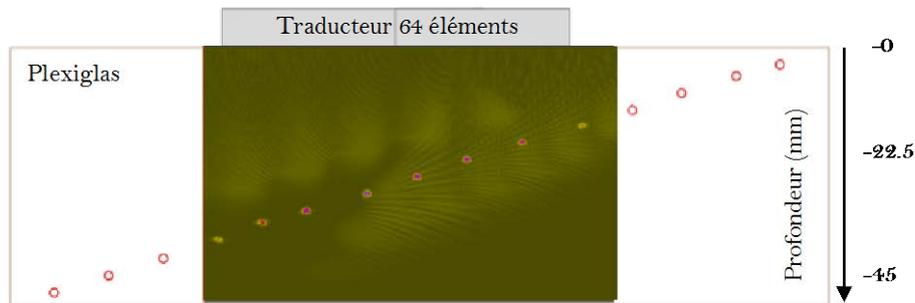


Figure 1-20. Imagerie TFM en mode direct LL dans du plexiglas avec un traducteur de 64 éléments au contact.

1.6.2. Plane Wave Imaging (PWI) : émission d'ondes planes

Le principe d'imagerie par ondes planes est apparu dans le domaine médical vers la fin des années 70. Ce principe consistait à transmettre une unique onde plane et à utiliser tous les échos rétrodiffusés pour former une image [1.123-1-24]. Des recherches basées des traitements parallèles ont également vu le jour sous le nom de « Exploscan » et ont été implémentées dans un système d'acquisition en contournant les limites liées à la vitesse de propagation acoustique dans les tissus biologiques [1.123-1-24]. Cependant, le mode d'acquisition avec une seule onde plane ne donne pas un Rapport Signal sur Bruit (RSB) aussi élevé que les méthodes usuelles consistant à transmettre des faisceaux focalisés. La méthode a donc été améliorée en émettant un ensemble de M ondes planes sous différents angles au lieu d'une seule [1.123-1-24]. Des lois de retard sont donc appliquées pour permettre de dévier le faisceau ultrasonore et d'enregistrer les signaux avec les N éléments constituant le traducteur multi-élément pour former une image finale en sommant toutes les images obtenues avec les différents angles d'incidence.

La méthode CPWC (Coherent Plane Wave Compounding), ou plus simplement PWI (Plane Wave Imaging), a permis l'obtention de résultats très satisfaisants dans des fantômes biologiques, avec des cadences d'imagerie très élevées. Le principe CPWC peut être décrit comme la combinaison de trois principes : la transmission d'une onde plane en excitant tous les éléments du réseau avec une loi de retard ; un balayage électronique en réception ; et une focalisation dynamique pour chaque position de la sous-ouverture du réseau en réception. Cette approche, applicable dans le domaine médical, est très contraignante pour être appliquée dans le domaine du CND. En effet, le balayage électronique implique que la taille de l'image est limitée par le nombre d'éléments du traducteur (généralement 64 éléments en CND). De plus, dans le contexte de l'imagerie multimodale ou du contrôle de pièces de géométries complexes, le principe de reconstruction de l'image ligne par ligne devient invalide. Cette méthode a donc été généralisée et adaptée aux conditions d'inspection dans le CND [1.126] : pour chaque émission plane, l'ouverture complète du réseau est considérée en réception (pas

de balayage électronique) et les signaux échographiques sont focalisés dynamiquement en tous points de la zone d'intérêt, comme dans la méthode TFM. La méthode PWI pour le CND s'applique ainsi à n'importe quelle configuration d'inspection (imagerie multimodale, surface complexes...).

1.6.2.1. Algorithme de reconstruction PWI

On suppose que M ondes planes sont transmises dans le milieu avec différents angles d'incidence β_m ($1 \leq m \leq M$). Pour chaque onde transmise, N signaux $q_{nm}(t)$ sont enregistrés. De façon analogue à l'imagerie TFM, l'amplitude de l'image PWI s'écrit sous la forme d'une somme cohérente de signaux analytiques [1.71]:

$$A^{PWI}(x_p; z_p) = \left| \sum_{m=1}^M \sum_{n=1}^N \Omega_m^e(x_p; z_p) \Omega_n^r(x_p; z_p) \widetilde{q}_{mn} [t_m^e(x_p; z_p) + t_n^r(x_p; z_p)] \right| \quad (1-46)$$

où :

$$\widetilde{q}_{mn}(t) = q_{mn}(t) + jH[q_{mn}(t)] \quad (1-47)$$

et H désigne la transformée de Hilbert. $\Omega_m^e(x_p; z_p)$ est le facteur de pondération en transmission et $\Omega_n^r(x_p; z_p)$ est celui en réception. $t_m^e(x_p; z_p)$ est le temps de propagation théorique de la $m^{\text{ième}}$ onde plane jusqu'au point de l'image $P(x_p; z_p)$, et $t_n^r(x_p; z_p)$ est le temps de vol à partir de ce même point jusqu'au récepteur n .

On note que l'équation d'imagerie est très similaire à celle de la méthode TFM, sauf que le nombre de tirs M est généralement très inférieur aux nombres d'éléments N . En d'autres termes, la méthode PWI est généralement plus rapide que la méthode TFM et fournit des images de qualité comparable. Par rapport à TFM, la méthode PWI nécessite le calcul de lois de retards pour anguler les ondes planes, et les temps de vol en émission $t_m^e(x_p; z_p)$ sont différents de ceux en transmission $t_n^r(x_p; z_p)$ quel que soit le mode de reconstruction.

1.6.2.2. Calcul des lois de retards et des temps de vol

La méthode PWI nécessite l'application de lois de retards pour transmettre dans le matériau des ondes planes avec différents angles d'incidence β_m (cf. Figure 1-21). Pour un traducteur de N éléments, le retard $E_n(m)$ appliqué à un élément d'abscisse u_n s'écrit :

$$E_n(m) = \frac{u_n \sin \beta_m}{c_2} - \min_{1 \leq n \leq N} \left(\frac{u_n \sin \beta_m}{c_2} \right) \quad (1-48)$$

où c_2 est la vitesse de phase dans le matériau. Le temps de propagation théorique de la $m^{\text{ième}}$ onde plane jusqu'au point de l'image $P(x_p; z_p)$ est simplement donné par :

$$t_m^e(x_p; z_p) = \frac{x_p \sin \beta_m + z_p \cos \beta_m}{c_2} \quad (1-49)$$

Le temps de propagation retour est associée à une propagation cylindrique du point $P(x_p; z_p)$ jusqu'à un récepteur d'abscisse u_n . Il ne dépend pas de la méthode de création de sources (émission plane ou divergente) et s'écrit donc de la même manière qu'en imagerie TFM :

$$t_n^r(x_p; z_p) = \frac{\sqrt{(x_p - u_n)^2 + z_p^2}}{c_2} \quad (1-50)$$

Par rapport à l'imagerie TFM, la reconstruction des images PWI nécessite donc le calcul de M temps de vol en émission et N en réception pour chaque point de focalisation (contre seulement N pour TFM).

La Figure 1-22 donne un exemple d'image PWI dans le plexiglas (les échos ont été simulés avec le logiciel CIVA, le capteur et la configuration d'inspection étant inchangés par rapport aux précédentes simulations). 61 ondes planes ont été transmises entre -30 et 30° (le pas angulaire est 1°), donc les nombres de tirs sont proches pour les images PWI et TFM (64 tirs). On constate que l'image est très semblable à l'image TFM sur la Figure 1-21.

Ces simulations ont été réalisées sans atténuation ni bruit de structure. Expérimentalement, ces phénomènes ont des effets très importants, et l'image PWI serait de meilleure qualité car les ondes planes ne subissent pas de décroissance en amplitude liée à l'étalement cylindrique (contrairement à TFM).

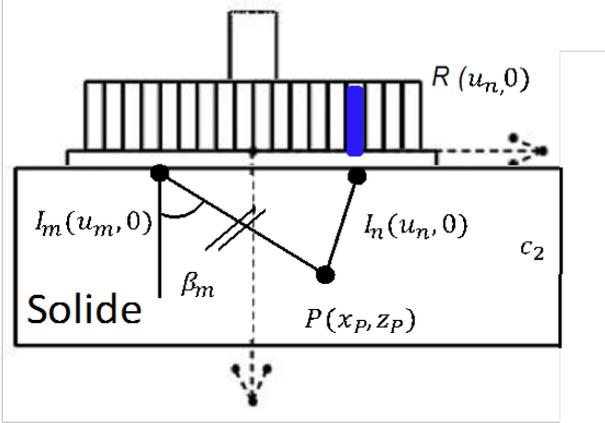


Figure 1-21. Propagation d'une onde plane du réseau jusqu'au point de focalisation $P(x_P, z_P)$ avec un angle de transmission β_m .

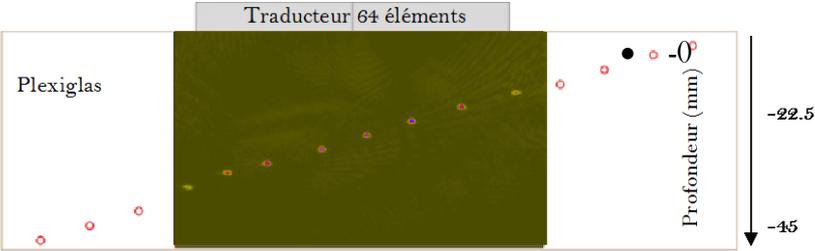


Figure 1-22. Imagerie PWI en mode direct LL (balayage angulaire de -30° à 30°) dans du plexiglas avec un traducteur de 64 éléments au contact.

1.7. Conclusion du chapitre

Ce chapitre a permis de définir le contexte dans lequel s'inscrit l'étude des composites concernés par ce travail de thèse. En particulier, nous avons présenté les différentes méthodes basées sur les ultrasons multiéléments ou nous sommes revenus sur leurs principes tout en évoquant les avantages et les inconvénients de chacune d'entre elles. En pratique, les méthodes multi-éléments s'appliquent dans l'inspection de structures métalliques et composites qui mettent en jeu différents types de contraintes structurelles et compliquent ainsi l'application des méthodes multiéléments. Il devient alors important de développer une étude expérimentale afin de déterminer et quantifier les limites d'applications des méthodes présentées notamment dans le cas de contrôle de composites épais et hétérogènes. En effet, la propagation d'une onde ultrasonore dans ces composites (coque de bateau, pale d'éolienne, prothèse pied, etc.) est affectée par différents phénomènes (diffusion, atténuation, dispersion, etc.) qui se rajoutent aux limites intrinsèques relatives aux méthodes présentées. Il est donc nécessaire de nous intéresser de près à l'imagerie multi-éléments dans les composites fortement hétérogènes et discuter la pertinence d'une focalisation dans le matériau comme dans l'imagerie TFM ou d'une augmentation de la quantité d'énergie telle que proposée par la méthode PWI, et ce dans le but de compenser les effets viscoélastiques dont la présence peut dégrader la qualité des images de manière significative.

1.8. Références bibliographiques

[1.1] W. Weibull, « A statistical distribution function of wide applicability », *Journal of Applied Mechanics*, Vol. 9, pp. 293-296, 1951.

[1.2] M. Evstatiev, K. Friedrich, S. Fakirov, « Crystallinity Effect on Fracture Rings made of Thermoplastic Powder Impregnated Carbon or Glass Fiber Composites », *International Journal of Polymeric Material*, Vol. 21, pp. 177-187, 1993.

[1.3] S. Endoh, H. Tomita, H. Asada and T.Sotozaki, «Practical Evaluation of crack detection capability for visual inspection in Japan : Durability and Structural Integrity of Airframes», *Proceedings of the 17th Symposium of the International Committee on Aeronautical Fatigue*, June 9-11,1993.

[1.4] General Dynamics, *Non-destructive Testing*, «Liquid Penetrant Testing: Classroom Training Handbook, 4th Edition », American Society for Non-destructive Testing ,1977.

[1.5] R.E. Alvarez, «Near optimal energy selective x-ray imaging system performance with simple detectors», *Medical Physics*, 37(2), pp.822-841, 2010.

[1.6] R.E. Alvarez, A.Macovski, «Energy-selective reconstructions in X-ray computerised tomography», *Physics in Medicine and Biology*,21(5), pp.733-744, 1976.

[1.7] A. Asghar, M. Rosa, «Monte Carlo Simulation of Pile-up Effect in Gamma Spectroscopy », S. Mordechai, ed. *Applications of Monte Carlo Method in Science and Engineering*, InTech, 2011.

[1.8] A. Brambilla, P. Ouvrier-Buffet, G. Gonon, C.J. Rinkel,Boudou, L. Verger, «CdTe linear pixel X-ray detector with enhanced spectrometric performance for high flux X-ray imaging», *IEEE Transactions on*

Nuclear Science, 59 (4 PART 3), pp.1552-1558, 2012.

[1.9] J. Dammer, P.M. Frallicciardi, J. Jakubek, M. Jakubek, S. Pospisil, « Real-time in-vivo μ -imaging with Medipix2 », Nuclear Instruments and Methods in Physics Research, Section A: Accelerators, Spectrometers, Detectors and Associated Equipment, 607(1), pp.205-207, 2009.

[1.10] H. Ding, J.L. Ducote, S. Molloy, « Breast composition measurement with a cadmium-zinc-telluride based spectral computed tomography system. », Medical Physics, 39(3), p.1289, 2012.

[1.11] J.M. Robert-Coutant, C. Darboux, « M. Dual-energy x-ray absorptiometry using 2D digital radiography detector: application to bone densitometry », pp. 459-468, 2001.

[1.12] J. Durst, P. Bartl, «Monte carlo simulation of pixelated photon counting X-ray detectors like the medipix2 and the medipix3 using high-Z sensor materials», IEEE Nuclear Science Symposium Conference Record, pp. 4990-4994, 2008.

[1.13] D. Wu, C. Busse, «Lock-in thermography for nondestructive valuation of materials», Revue Générale de thermique, vol.37, pp. 693-703, 1998.

[1.14] G. Gaussorgues, «La thermographie infrarouge», Technique et Documentation (Lavoisier), 1984.

[1.15] H. Adams, « Contrôle par émission acoustique des réservoirs et capacités en plastique renforcé de fibres de verre», CARP, 37ème conférence annuelle, 11-15, 1982.

[1.16] ASTM, « Standard Test Method for Examination of Gas-Filled Filament-Wound Composite Pressure Vessels Using Acoustic Emission », 2191-02.

[1.17] ASTM, « Standard Practice for Acoustic Emission Examination of Fiberglass Reinforced Plastic Resin (FRP) Tanks/Vessels », E1067-07.

[1.18] R.J. Pryputniewicz, «Electronic shearography and electronic holography working side by side», *proc. SPIE*, vol. 1821, pp.27-37. 2, 1992.

[1.19] V.G. Gerasimov, V.M. Malov, L.Y. Efiimov, P.A. Evdokimov, « Eddy-current inspection of carbon components », *Russian J. NDT*, 29- 643, 1993.

[1.20] M. Gvishi, A.H. Kahn, M.L. Mester, « Eddy current testing of carbon-carbon composites», *Review of Progress in QNDE*, Plenum Press, 11 -289, 1992.

[1.21] R. Sicard, N. Grimard and S. Serhan, «G-Scan Imaging for Bond Testing Inspection», *Aircraft Airworthiness and Sustainment*, Austin Convention Center/Hilton Austin, May 10-13, 2010.

[1.22] R Bactavatchalou, P Alnot, J Bailer, M Kollé, U Müller, M Philipp, W Possart, D Rouxel, R Sanctuary, A Tschöpe, Ch Vergnat, B Wetzel and J K Krüger, « The generalized Cauchy relation: a probe for local structure in materials with isotropic symmetry », *J. Phys.: Conf. Ser.*, vol. 40, p. 11, 2006.

[1.23] J H Weiner, «Statistical mechanics of elasticity», *Courier Dover Publications*, chap. 4.6 (« Cauchy relations »), p. 150-156, 2002.

[1.24] B. A. Auld, «Acoustic fields and waves in solids», R. E. Krieger, Malabar (Fla.), cf. p. 8, 1990.

[1.25] D. Royer, E. Dieulesaint et P.-G. d. Gennes, «Ondes élastiques dans les solides», tome 1, *propagation libre et guidée*, Enseignement de la physique, Masson, cf. p. 7, 8, 1996.

[1.26] H. Lamb, « On waves in an elastic plates », *Proc. Royal Society*, vol. 93 of A, p. 114-128, 1917.

[1.27] A. Nayfeh and D. Chimenti, « Free wave propagation in plates of general anisotropic media », *Journal of Applied Mechanics*, 56, p. 881-886, 1989.

[1.28] W. Thomson, « Transmission of elastic waves through a stratified solid medium », *Journal of Applied Physics*, 21, p. 89-93, 1950.

[1.29] A. Nayfeh, « The general problem of elastic wave propagation in multilayered anisotropic media», *Journal of the Acoustical Society of America*, 89 (4), p. 1521-1531, 1991.

[1.30] A. Nayfeh, «Wave propagation in layered anisotropic media», Elsevier, 1995.

[1.31] S. I. Rokhlin et W. Wang : « Double through-transmission bulk wave method for ultrasonic phase velocity measurement and determination of elastic constants of composite materials», *J. Acoust. Soc. Am*, 91 (6):3303-3312, 1992.

[1.32] W. Sachse et Y. Pao : « On the determination of phase and group velocities of dispersive waves in solids », J. Appl. Phys., 49 (8):4320–4327, 1978.

[1.33] C.E. Kenig, F. Lin, Z. Shen, « Periodic homogenization of Green and Neumann functions », Comm. Pure Appl. Math. 67(8) , 1219–1262, 2014.

[1.34] T.A. Suslina, « Homogenization of the Neumann problem for elliptic systems with periodic coefficients », SIAM J. Math. Anal. 45(6), 3453–3493, 2013.

[1.35] R. Temam, Navier–Stokes Equations. « Theory and Numerical Analysis », Stud. Math. Appl., vol.2, North-Holland Publishing Co., Amsterdam, New York, Oxford, 1977.

[1.36] V.V. Zhikov, S.E. Pastukhova, « On operator estimates for some problems in homogenization theory », Russ. J. Math. Phys. 12(4) , 515–524, 2005.

[1.37] Huang, W., et S. I. Rokhlin. « Frequency dependences of ultrasonic wave velocity and attenuation in fiber composites. Theory and experiments » Review of Progress in Quantitative Nondestructive Evaluation 14, 1233–1240, 1995.

[1.38] Challis, R.E., et al. « Models of Ultrasonic Wave Propagation in Epoxy Materials », IEEE T ULTRASON FERR 56, n° 6 , 1225–1237, 2009.

[1.39] S. Lonné, A. Lhémy, P. Calmon, S. Biwa, « Modeling of Ultrasonic Attenuation in Uni-Directional Fiber Reinforced Composites Combining Multiple-Scattering and Viscoelastic Losses », Review of Quantitative Nondestructive Evaluation 700, 875–882, 2004.

[1.40] M. Castaings, C. Bacon, B. Hosten B, « Finite element predictions for the dynamic response of thermo-viscoelastic material structures », J Acoust Soc Am, 115:1125–33, 2004.

[1.41] J. M. Carcione et M. A. Schoenberg, « 3-D ground-penetrating radar simulation and plane-wave theory in anisotropic media », Geophysics, 65(5), 1527/1541, 2000.

[1.42] J. M. Carcione, « Ground-Penetrating Radar: Wave Theory and Numerical Simulation in Lossy Anisotropic Media. », Geophysics, 61(6): 1664/1677, 1996.

[1-43] Ducret Damien, « Élasticité anisotrope et endommagement des matériaux composites : caractérisation ultrasonore et modélisation micromécanique », 2000.

[1-44] Matthieu Hollette. « Modélisation de la propagation des ondes élastiques dans un milieu composite à microstructure 3D », Thèse de doctorat, Université Bordeaux I, Ecole Doctorale des Sciences Physiques et de l'Ingénieur, 2013.

[1.45] P. Curie, J. Curie. Journal de physique, t., p. 245, 1882.

[1.46] C. MADHAVAN, T. R. GURURAJA, T. T. SRINIVASAN, Q. C. XU et R. E. NEWNHAM, « Fired 0-3

piezoelectric composite materials for biomedical ultrasonic imaging applications», In Proc. Of the IEEE Ultrasonics Symposium, Denver, Colorado, pages 645–650, 1987.

[1.47] T. MATSUNAKA, Y. TABUCHI, C. KASAI, K. TACHIKAWA, H. KYONO et H. IKEDA, «Porous piezoelectric ceramic transducer for medical ultrasonic imaging», In Proc. of the IEEE Ultrasonics Symposium, Chicago, Illinois, pages 681–684, 1988.

[1.48] T. R. GURURAJA, W. A. SCHULZE, L. E. CROSS, R. E. NEWNHAM, B. A. AULD et Y. J. WANG, «Piezoelectric composite materials for ultrasonic transducer applications. part i: resonant modes of vibration of PZT rod-polymer composites», IEEE Trans. Son. Ultrason., 32(4):481–498, 1985.

[1.49] R.E. NEWNHAM, D.P. SKINNER et L.E. CROSS, «Connectivity and piezoelectric-pyroelectric composites», Materials Research Bulletin, 13:525–536, 1978.

[1.50] K. A. KLICKER, R. E. NEWNHAM, L. E. CROSS et J. V. BIGGERS, «PZT composite and a fabrication method», thereof. U.S. patent 4,412,148, 1983.

[1.51] C. DESILETS, J. FRAZER et G. S. KINO, «The design of efficient broadband piezoelectric transducers», IEEE Trans. Son. Ultrason., 25:115–125, 1978.

[1.52] J. D. LARSON, «Non-ideal radiators in phased array transducers. In Proc. of the IEEE Ultrasonics Symposium, pages 673–684, 1981.

[1.53] A. Vives, «Piezoelectric transducers and applications », Springer Berlin Heidelberg, cf. p. 11, 2008.

[1.54] B. A. J. ANGELSEN, « Ultrasound Imaging», - Waves, Signals, and Signal Processing - Vol I. Emantec AS, Trondheim, Norway, 2000.

[1.55] J. POGUET, J. MARGUET, F. PICHONNAT et L. CHUPIN, «La technologie phased array : concepts, capteurs et applications», NDT.net, 6(8), 2001.

[1.56] L. J. ZIOMEK, «Fundamentals of acoustic field theory and space-time signal processing, », chapitre 7. CRC Press, 1995.

[1.57] B. Delannoy, H. Lasota, C. Bruneel, R. Torguet et E. Bridoux, « The infinite planar baffles problem in acoustic radiation and its experimental verification », Journal of Applied Physics 50, 5189–5195, cf. p. 15, 1979.

[1.58] A. Selfridge, G. S. Kino et B. Khuri-Yakub, « A theory for the radiation pattern of a narrow strip acoustic transducer », Applied Physics Letters 37, 35–36, cf. p. 17, 1980.

[1.59] G. F. Miller et H. Pursey, « The field and radiation impedance of mechanical radiators on the free surface of a semi-infinite isotropic solid », in Proc. R. Soc. Lond. A, t. A223, sous la dir. de T. R. Society, p. 521–541, cf. p. 17, 18, 1954.

[1.60] E. A. Ginzler, A. Eklas, M. Matheson, P. Cyr et B. Brown, « Near field length compensation options », *NDT.net* 19, cf. p. 20, 2014.

[1.61] G. Krausch, S. Wegscheider, A. Kirsch, H. Bielefeldt, J. C. Meiners et J. Mlynek, «Near field microscopy and lithography with uncoated fiber tips: a comparison». *Optics Commun*, 119, p. 283–288, 1995.

[1.62] A. Naber, H. Kock et H. Fuchs, «High-resolution lithography with near-field optical microscopy», *Scanning*, 18, p. 567–571, 1996.

[1.63] J. A. Rogers, A. Dodabalapur, L. Bao et H. E. Katz, «Low-voltage 0.1 mm organic transistors and complementary inverter circuits fabricated with a low-cost form of near-field photolithography», *Appl Phys Lett*, 75, p. 1010–1012, 1999.

[1.64] J. Aizenberg, «Imaging profiles of light in the near-field: applications to phase-shift photolithography», *Appl. Optics*, 37, p. 2145–2152, 1998.

[1.65] L. P. Ghislain, V. B. Elings, K. B. Crozier, S. R. Manalis, S. C. Minne, K. Wilder, G. S. Kino et C. F. Quate, «Near-field photolithography with a solid immersion lens», *Appl Phys Lett*, 74, p. 501–503, 1999.

[1.66] A. Castiaux, C. Girard, M. Spajer et S. Davy, «Near-field optical effects inside a photosensitive sample coupled with a SNOM tip», *Ultramicroscopy*, 71, p. 49–58, 1998.

[1.67] S. Davy et M. Spajer, «Near field optics: snapshot of the field emitted by a nanosource using photosensitive polymer», *Appl Phys Lett*, 69, p. 3306–3308, 1996.

[1.68] C.U. Grosse, H.W. Reinhardt-1994] C.U. Grosse, H.W. Reinhardt, «Continuous ultrasound measurements during setting and hardening of concrete», *Otto-Graf-Journal* 5, p. 76–98, 1994.

[1.69] T. Voigt, «Application of an ultrasonic shear wave reflection method for nondestructive testing of cement-based materials at early ages—an experimental and numerical analysis», PhD Thesis, University of Leipzig, Leipzig, Germany, p. 244, 2005.

[1.70] J. Hunt, M. Arditi et F. Foster, « Ultrasound transducers for pulse-echo medical imaging », *IEEE Transactions on Biomedical Engineering* BME-30, 453–481, cf. p. 22, 1983.

[1.71] Léonard Le Jeune, « Imagerie ultrasonore par émission d'ondes planes pour le contrôle de structures complexes en immersion », thèse de doctorat. Paris 7 Denis Diderot, 2016.

[1.72] M. Spiegel, « Mathematical handbook of formulas and tables », *Schaum's outline series* (McGraw-Hill, cf. p. 24, 1968.

[1.73] S. Bannouf, « Développement et optimisation de méthodes d'imagerie synthétique pour le contrôle non-destructif par ultrasons de composants industriels complexes », thèse de doctorat. Paris 7 Denis Diderot, 2013.

[1.74] S. Mahaut, C. Gondard, «Ultrasonic defect characterization with a dynamic adaptive focusing system», proceedings of Ultrasonics International, Vol 34, Issues 2-5, pp. 121-124, 1996.

[1.75] M. Weston, P. Mudge, « "Time efficient auto-focusing algorithms for ultrasonic inspection of dual-layered media using Full Matrix Capture»,", NDT&E international, Volume 47, Pages 43-50, 2012.

[1.76] C. Holmes-2005] C. Holmes, B. W. Drinkwater et P. D. Wilcox, « Post-processing of the full matrix of ultrasonic transmit-receive array data for non-destructive evaluation », NDT and E International 38, 701-711, p. 31,2005.

[1.77] L. Le Jeune, S. Robert-2015] L. Le Jeune, S. Robert, E. Lopez Villaverde et C. Prada, «Multimodal plane wave imaging for non-destructive testing », in Physics procedia, t. 70, Proceedings of the 2015 ICU International Congress on Ultrasonics, Metz, France, p. 570-573, c573, 75,2015.

[1.78] L. Le Jeune, S. Robert-2016] L. Le Jeune, Robert et C. Prada, « Plane wave imaging for ultrasonic inspection of irregular structures with high frame-rates », in AIP Conference Proceedings QNDE2015, t. To be published, cf. p. 75,2016.

[1.79] L. Le Jeune, S. Robert-2016] L. Le Jeune, S. Robert, E. Lopez Villaverde et C. Prada, « Plane wave imaging for ultrasonic non-destructive testing: generalization to multimodal imaging », Ultrasonics 64, 128-138, cf. p. 37,2016.

[1.80] C.W. Sherwin J.P. Ruina, a ndR . D. Rawcliffe, «Some Early Developments in Synthetic Aperture Radar Systems», IRE Trans. Mil. Electron. 6, No. 2, special issue on "Signal Processing Radar," 111-115, 1962.

[1.81] W. M. Brown and C. J. Palermo, «Theory of Coherent Systems», IRE Trans. Mil. Electron. 6, No. 2, special issue on "Signal Processing Radar," 187-196, 1962.

[1.82] W.M. Brown a ndL, J. Porcello, «An Introductio tno Synthetic Aperture Radar», IEEE Spectrum, 52-62, pp. 52-62,1969.

[1.83] Robert , Harger, «Synthetic Aperture Radar System », A cademic,New York, 1970.

[1.84] L. J. Cutrona, E. N. Leith, L. J. Potcello, W. E.Vivian, «On the Application of Coherent Optical Techniques to Synthetic Aperture Radar»,Proc. IEEE 54, No. 8, 1026--1032 , 1966.

[1.85] A. Currie: « Synthetic aperture radar», August.Electronics and Communication Engineering Journal, 1991.

[1.86] L. J. Cutroma, «Synthetic Aperture Radar, », in Radar Handbook, M. Skolnik, Ed. (McGraw-Hill, New York, Chap. 23, 1970,

[1.87] J. Curlander. « Synthetic Aperture Radar », Wiley, 1991.

[1.88] L. J. Cutrona W. E. Vivian, E. N. Leith, and G. O. Hall, «A High-Resolution Radar Combat Surveillance System, », IRE Trans. Mil. Electron. 5, 127-130, 1961.

[1.89] G.O. Younga and A. Ksienski, «Signal ndD ata-Processing Antennas», IRE Trans. Mil. Electron. 5, No. 2, special issue on "Advanced Radar Techniques," 94-102 ,1961.

[1.90] H. O. Ramp and E. R. Wingrove, «Principles of Pulse Compression», IRE Trans. Mil. Electron. 5, No. 2, special issue on "Advanced Radar Techniques," 109-115, 1961.

[1-91] N. R. Gillespie, J. B. Higley, and N. Mac-Kinnon, «The Evolution and Application of Coherent Radar Systems, », IRE Trans. Mil. Electron. 5, No. 2, special issue on "Advanced Radar Techniques," 131-138 , 1961.

[1.92] J. GAZDAG et P. SGUAZZERO, «Migration of seismic data», In Proceedings of the IEEE, volume 72, pages 1302-1315 (10), 1984.

[1.93] A. J. BERKHOUT, « The seismic method in the search for oil and gas: current techniques and future development», In Proceedings of the IEEE, volume 74, pages 1133-1159 (10), 1986.

[1.94] Kozma, E. N. Leith, and N. G. Morrey, "«Tilted Plane Optical Processor», "Appl. Opt. 11, 1766-1777 , 1972.

[1.95] A. Lamarre et F. Mainguy, « Dynamic focusing of phased arrays for nondestructive testing: characterization and application », NDT.net 4, cf. p. 28, 1999.

[1.96] S. Mahaut, O. Roy, C. Beroni et B. Rotter, « Development of phased array techniques to improve characterization of defect located in a component of complex geometry », Ultrasonics 40, 165-169, cf. p. 29,2002.

[1.97] R. Chiao, L. Thomas et S. Silverstein, « Sparse array imaging with spatiallyencoded transmits », in IEEE International Ultrasonics Symposium Proceedings,t. 2, 1679-1682 vol.2, cf. p. 31, 1997.

[1.98] Cutrona, L.J., «Comparison of sonar system performance achievable using synthetic-aperture techniques with the performance achievable by more conventional means», J. Acoust. Soc. Amer., Vol.58, No.2, pp336-348, 1975.

[1.99] H D Griffiths: «Synthetic aperture imaging with sonar and radar: A comparison», World Congress on Ultrasonics, 2003.

[1.100] M.P. Hayes and P.T. Gough, «Synthetic aperture sonar: A maturing discipline», Proc 7. Eur. Conf Underwater, Acoustics, Netherlands, 2004.

[1.101] Gendron, M., M. Lohrenz and J. Dubberley, « Automated Change Detection using Synthetic Aperture Sonar Imagery».. Proceedings of the Oceans 2009 Conference. Biloxi, MS. Oct. 26-29, 2009.

[1.102] J Christoff, J Fernandez, J Lathrop, T Montgomery, G. Sammelmann, R Sheriff, L Vaizer, «High-frequency/low-frequency synthetic aperture sonar», Proceedings of the SPIE, vol. 3079 pp. 160-171, 1997.

[1.103] J. Christoff, J Fernandez, « Dual frequency synthetic aperture imaging sonar », IGRASS '98, Sensing and Managing the Environment, Symposium Proceedings, vol. 2, pp.624-626, 1998.

[1.104] L. Cutrona, « Comparison of sonar system performance achievable using synthetic aperture techniques with the performance achievable by more conventional means», J. Acoust. Soc. Am. 58 (2), pp. 336-348, 1975.

[1.105] S. Guyonic, A. Salatin, C. Queinnec, «Low and medium frequency synthetic aperture sonar experiments on a rail», GESMA, 1997.

[1.106] J. Christoff, D. Cook, A. Davenport, J. Fernandez, J. Piper, « Low frequency/high frequency synthetic aperture sonar», NAVSEA report CSS/TR-02/01, 2002.

[1.107] J. Piper, K Commader, E. Thorsos, K. Williams, «Detection of buried targets, using a synthetic aperture sonar», IEEE Journal of Oceanic Engineering, vol. 27, 2002.

[1-108] J. A. JENSEN, S. I. NIKOLOV, K. L. GAMMELMARK, M. H. PEDERSEN, «Synthetic aperture ultrasound imaging Ultrasonics, 44:5-15(10), 2006.

[1-109] M. Karaman, P.-C. Li et M. O'Donnell, « Synthetic aperture imaging for small scale systems », IEEE Transactions on Ultrasonics, Ferroelectrics, and Frequency Control 42, 429-442, cf. p. 31, 1995.

[1-110] J. SEYDEL, «Research Techniques in Nondestructive Testing, », volume 6, chapitre Ultrasonic Synthetic Aperture , Focusing Techniques in NDT, pages 1-47. Academic Press, London, R.S. Sharpe edition 10, 1982.

[1-111] S.R. DOCTOR, T.E. HALL et L.D. REID, «SAFT-the evolution of a signal processing technology for ultrasonic testing», NDT International, 19(3):163-167 (10, 18), 1986.

[1-112] B.J. Angelsen, H. Torp ,S. Holm , J. Kristoffersen , T. Whittingham, «Which transducer array is best Eur J Ultrasound», Vol. 2, 151-64, 1995 .

[1-113] A. Fidahoussen, P. Calmon, M. Lambert, S. Paillard et S. Chatillon, « Imaging of defects in several complex configurations by simulation-helped processing of ultrasonic array data », in AIP Conference Proceedings, p. 847-854, cf. p. 31, 32, 34, 63, 2009.

[1-114] C. Prada, S. Manneville, D. Spoliansky et M. Fink, « Decomposition of the time reversal operator: detection and selective focusing on two scatterers », Journal of the Acoustical Society of America 99, 2067-2076 , cf. p. 31, 1996.

[1-115] C. Frazier et J. O'Brien, W.D., « Synthetic aperture imaging with a virtual source element », in

IEEE Ultrasonics Symposium Proceedings, t. 2 , 1555–1558 , vol.2 ,cf. p. 31, 1996.

[1-116] N. Portzgen, D. Gisolf et G. Blacquiere, « Inverse wave field extrapolation: a different NDI approach to imaging defects », IEEE Transactions on Ultrasonics, Ferroelectrics, and Frequency Control 54, 118–127, cf. p. 32, 2007.

[1-117] J. Zhang, B. W. Drinkwater, P. D. Wilcox et A. J. Hunter, « Defect detection using ultrasonic arrays: the multi-mode total focusing method », NDT & E International 43, 123–133, cf. p. 32, 2010.

[1-118] E. Iakovleva, S. Chatillon, P. Bredif et S. Mahaut, « Multi-mode tfm imaging with artifacts filtering using CIVA UT forwards models », in AIP Conference Proceedings, t. 1581, 1 (21–26), p. 72–79, cf. p. 32, 34,2013.

[1-119] G. Lockwood, P.-C. Li, M. O'Donnell et F. Foster, « Optimizing the radiation pattern of sparse periodic linear arrays », IEEE Transactions on Ultrasonics, Ferroelectrics, and Frequency Control 43, 7–14, cf. p. 34,1996.

[1-120] S. Holm, B. Elgetun et G. Dahl, « Properties of the beampattern of weight- and layout-optimized sparse arrays », IEEE Transactions on Ultrasonics, Ferroelectrics, and Frequency Control 44, 983–991 , cf. p. 34,1997.

[1-121] L. Moreau, B. Drinkwater et P. Wilcox, « Ultrasonic imaging algorithms with limited transmission cycles for rapid nondestructive evaluation », IEEE Transactions on Ultrasonics, Ferroelectrics, and Frequency Control 56, 1932–1944, cf. p. 34, 2009.

[1-122] S. Bannouf, S. Robert, D. Casula et C. Prada, « Data set reduction for ultrasonic TFM imaging using the effective aperture approach and virtual sources », Journal of Physics: Conference Series 457, 012007, cf. p. 34,2013.

[1-123] G. Montaldo, M. Tanter, J. Bercoff, N. Benech et M. Fink, « Coherent planewave compounding for very high frame rate ultrasonography and transient elastography », IEEE Transactions on Ultrasonics, Ferroelectrics, and Frequency Control 56, 489–506, cf. p. 35, 42–44, 56, 2009.

[1-124] A. Austeng, C. Nilsen, A. Jensen, S. Nasholm et S. Holm, « Coherent plane-wave compounding and minimum variance beamforming », in IEEE International Ultrasonics Symposium Proceedings, p. 2448–2451, cf. p. 35, 42, 2011.

[1-125] D. Garcia, L. Tarnec, S. Muth, E. Montagnon, J. Poreé et G. Cloutier, « Stolt's f-k migration for plane wave ultrasound imaging », IEEE Transactions on Ultrasonics, Ferroelectrics, and Frequency Control 60, 1853–1867, cf. p. 35,42,2013.

[1-126] L. Le Jeune, S. Robert, E. Lopez Villaverde et C. Prada, « Plane wave imaging for ultrasonic non-destructive testing: generalization to multimodal imaging », Ultrasonics 64, 128–138, cf. p. 37, 2016.

Chapitre 2

Évaluation de méthodes d'imagerie temps-réel sur des composites en carbone/époxy

2. Évaluation de méthodes d'imagerie temps-réel sur des composites en carbone/époxy

Dans le premier chapitre, les méthodes d'imagerie multi-éléments les plus fréquemment utilisées en CND ont été explicitées. Dans le contexte plus restreint des composites, les méthodes mises en œuvre consistent à transmettre des faisceaux en incidence normale pour ne pas subir les effets liés à l'anisotropie ; on parle souvent de « contrôle $L0$ ». Les méthodes multi-éléments les plus répandues sont le balayage électronique focalisé à 0° et l'imagerie PWI (Plane Wave Imaging) où une seule onde plane est transmise en incidence normale dans le matériau [2.1-2.2]. Dans le cas de composites très épais, ces deux méthodes sont généralement associées à une focalisation dynamique en réception pour homogénéiser la résolution spatiale suivant l'épaisseur. L'imagerie en incidence normale permet de détecter de nombreux défauts surfaciques et volumiques à condition que le degré d'hétérogénéité du matériau ne soit pas trop élevé, comme dans la plupart des composites carbone/époxy du secteur aéronautique. Dans le cas de matériaux plus hétérogènes, comme les composites des pales d'éolienne, des coques de bateau, des cuves sous pression ou encore des prothèses de pied, la détection est réalisée à des fréquences plus basses, ce qui dégrade les résolutions spatiale et temporelle des méthodes d'imagerie, et donc la précision de la caractérisation des éventuels défauts (localisation, identification, dimensionnement).

Dans ce chapitre, on se propose d'évaluer les performances de méthodes d'imagerie temps-réel sur deux composites en carbone/époxy caractérisés par différents degrés d'hétérogénéité : une cale étalon à gradins, et une lame de pied d'épaisseur comparable mais dont le degré d'hétérogénéité est nettement plus élevé. Les méthodes évaluées sont celles implémentées dans les systèmes multi-voies MultiX++ (M2M) [2-3], et l'objectif est d'identifier la méthode la plus performante en termes de Rapport Signal sur Bruit (RSB), de précision dans le dimensionnement des défauts, de vitesse d'inspection et du volume des données à stocker. Il s'agit également d'analyser l'effet de l'hétérogénéité du matériau sur la qualité des images échographiques. La première section du chapitre présente les deux structures composites étudiées (géométrie, défauts artificiels, tenseur des rigidités). Ensuite, la deuxième section donne les courbes des lenteurs et des longueurs d'onde dans le plan d'imagerie. La troisième section est une étude en simulation visant d'une part à identifier l'effet de l'anisotropie sur les faisceaux ultrasonores, et, d'autre part, à optimiser les paramètres de focalisation des méthodes multi-éléments. Enfin, les quatrième et cinquième sections sont dédiées aux résultats expérimentaux. En particulier, les méthodes sont comparées les unes aux autres en termes de qualité d'image et de cadence d'imagerie.

2.1. Présentation des structures composites

Pour évaluer les méthodes multi-éléments citées ci-dessus, deux structures composites en carbone-époxy avec différents degrés d'hétérogénéité ont été testées. Les premières acquisitions vont être réalisées sur une plaque composite aéronautique à gradins caractérisée par un faible degré d'hétérogénéité. La cale étalon présente des trous à fonds plats répartis sur trois épaisseurs (*cf.* Figure 2.1 (a)). Les acquisitions ont été réalisées en définissant une trajectoire XY « en créneaux » au-dessus de la partie de 10 mm d'épaisseur (*cf.* Figure 2.1 (b)) pour être en adéquation avec l'épaisseur de la lame de pied. L'emploi d'une structure de référence comme la cale à gradins et une structure plus complexe, comme la prothèse de pied, mettra en évidence l'influence de l'anisotropie et du degré d'hétérogénéité des matériaux sur les performances des méthodes : RSB, caractérisation des défauts, cadences d'inspection et le volume des données à traiter.

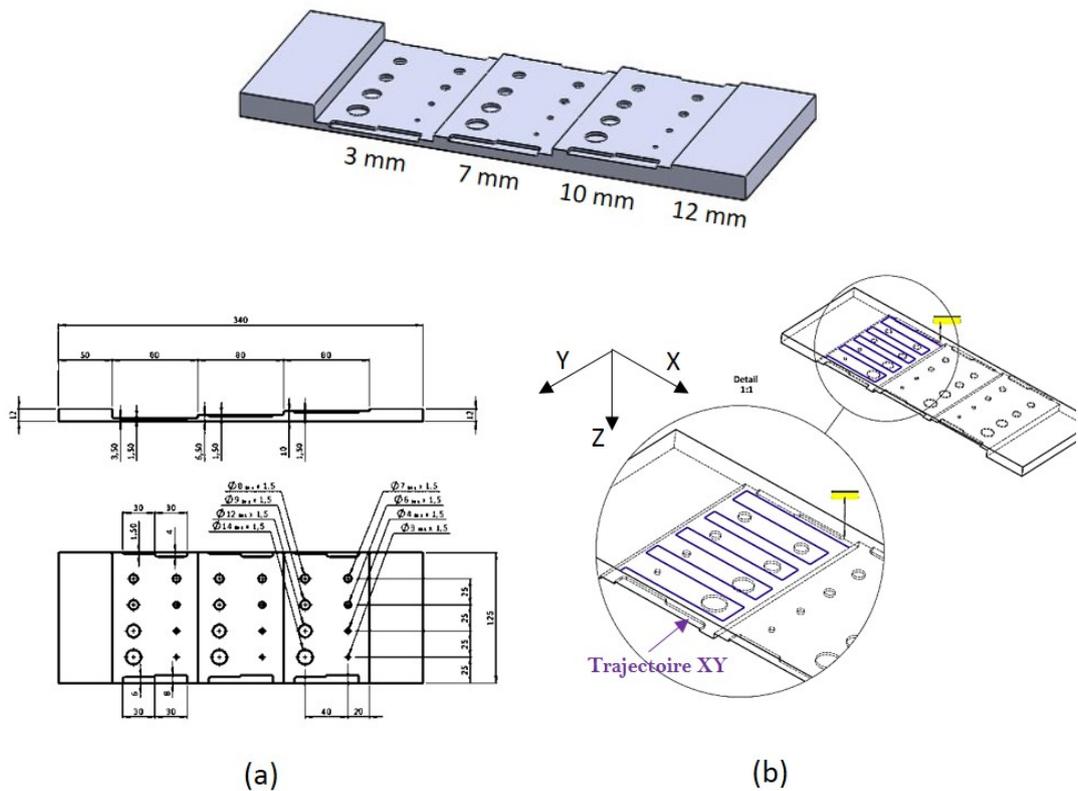


Figure 2-1. Cale étalon composite à gradins en carbone-époxy avec des trous à fonds plats : (a) vues de profil et de dessous et (b) représentation du balayage du traducteur multiélément sur l'épaisseur de 10mm.

Pour la deuxième partie de l'étude, l'échantillon considéré est une prothèse de pied de même épaisseur que la partie à inspecter d'épaisseur 10mm de la cale étalon (à plusieurs épaisseurs), mais dont le matériau est plus hétérogène.

Comme la géométrie de la structure est complexe (cf. Figure 2-2), les acquisitions ont été menées sur une zone restreinte de la structure où la surface est plane. Cet échantillon va nous permettre d'établir les limites des méthodes ultrasonores dans le cas où l'hétérogénéité du milieu et l'atténuation ne peuvent être négligées.

Les deux structures sont fabriquées en composite carbone-époxy à couches croisées avec un empilement de type $[0/45/-45/90]_s$ où l'indice '4s' indique que le motif $[0/45/-45/90]$ est répété quatre fois avec un empilement symétrique par rapport au plan médian du composite. Les plis sont de type CFRP « Carbon Fiber Reinforced Polymer » (appelé aussi polymère à renforts en fibres de carbone ou PRFC) (T300/914). Ils sont fabriqués à partir de tissus pré-impregnés composés de fibres de carbone et de poly-époxyde en cycle autoclave (chauffés à 150-200 °C et pressés dans des moules spéciaux pour leur donner la forme désirée).

Dans la suite, on considère que les plis à 0° dans cet échantillon ont des fibres parallèles à l'axe X , et les plis à 90° ont des fibres parallèles à l'axe Y (cf. Figure 2-2(b)). Par conséquent, les plis $\pm 45^\circ$ ont des fibres formant un angle de $\pm 45^\circ$ dans le plan (XY) .

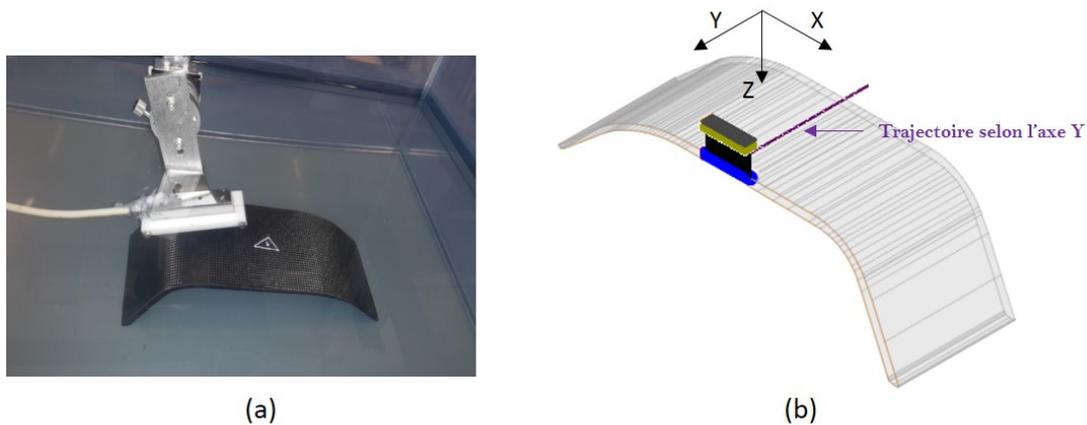


Figure 2-2. Prothèse de pied : (a) banc expérimental avec la structure en immersion ; (b) vue en perspective de la lame de pied avec la trajectoire du traducteur (en violet) au-dessus de la surface plane.

La connaissance des composantes réelles C'_{ij} de la matrice d'élasticité complexe $C = C' + iC''$ (la partie réelle représentant la rigidité du matériau et la partie imaginaire sa viscoélasticité) relative à un pli unidirectionnel de type CFRP (T300/914) et de masse volumique $\rho = 1560 \text{ kg.m}^{-3}$ permet, grâce à la plateforme de simulation CIVA [2-4], d'obtenir une matrice homogénéisée réelle des matériaux d'étude.

La matrice de rigidité d'un pli (en GPa) est : [2.5]

$$C'_{Pli} = \begin{bmatrix} 143,8 & 6,2 & 6,2 & 0 & 0 & 0 \\ 6,2 & 13,3 & 3,6 & 0 & 0 & 0 \\ 6,2 & 3,6 & 13,3 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 3,6 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 5,7 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 5,7 \end{bmatrix} \quad (2\text{-Erreur ! Signet non défini.})$$

Dans CIVA, le matériau de la strate élémentaire est tout d'abord défini avant de généraliser le modèle à l'ensemble des 8 strates (chaque strate est formée par 4 plis). Il doit être défini dans le logiciel avec une géométrie isotrope-transverse (Eq.2-1). Une fois la strate définie, la géométrie du « composite stratifié homogène » est obtenue en définissant les différentes sous-couches et leurs orientations respectives. L'homogénéisation est réalisée pour un empilement de type $([0/45/-45/90]_{4s})$ avec une symétrie isotrope-transverse pour les deux structures de l'étude, c'est-à-dire la cale étalon et la lame de pied. Il est à signaler que les plis sont aussi isotrope-transverse mais les directions ne sont pas les mêmes. Les constantes élastiques du composite homogénéisé équivalent, appelé aussi milieu effectif, sont obtenues dans CIVA par la méthode RBH (Ray-theory Based Homogenization) [2.6 - 2.7]. Le principe consiste à déterminer la direction de l'énergie dans chaque strate, puis, en exploitant la périodicité de la structure, à construire géométriquement et récursivement les courbes des lenteurs du milieu effectif. Le tenseur des constantes élastiques est déduit des courbes des lenteurs effectives.

Ce tenseur homogénéisé à l'ensemble du composite (Eq. 2-2) sera celui considéré pour mener l'étude avec les deux structures composites :

$$C'_{Empilement} = \begin{bmatrix} 112.761 & 101.99 & 4.83 & 0 & 0 & 0 \\ 101.99 & 112.761 & 6.35 & 0 & 0 & 0 \\ 4.83 & 4.83 & 13.3 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 4.559 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 4.559 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 20.938 \end{bmatrix} \quad (2\text{-Erreur ! Signet non défini.})$$

Les simulations réalisées avec le modèle semi-analytique de CIVA prennent en compte les effets de l'anisotropie de vitesse. Cependant, il est important de rappeler que les effets liés à l'atténuation et au bruit de structure ne sont pas simulés (notons que des codes numériques sont implémentés dans des versions plus récentes du logiciel et enrichissent la simulation des signaux, mais ces codes n'étaient pas disponibles au cours de l'étude). L'homogénéisation réalisée par la plateforme de simulation CIVA est indépendante de l'atténuation des matériaux, du grammage de la matière, et du type de fibres employées et des procédés de fabrication.

Or, une étude expérimentale sur l'homogénéité des structures composites [2.8-2-10] a démontré l'existence de structures stratifiées non homogènes lors de la production de pièces à base d'additifs polymères (Figure 2-3).

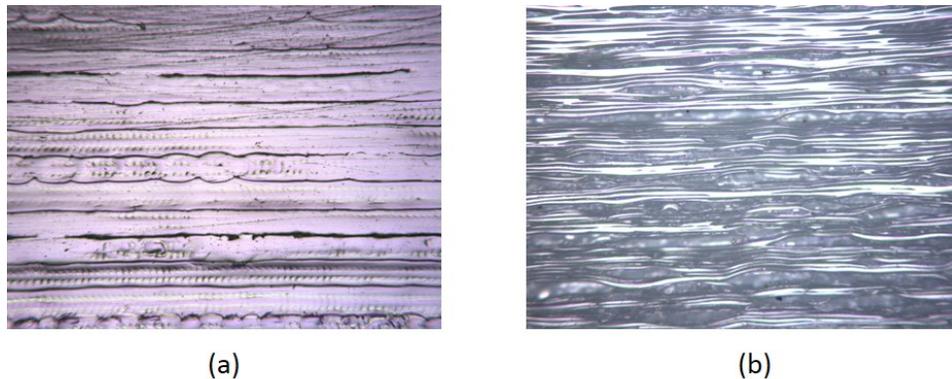


Figure 2-3. Micrographies d'une structure composite stratifiée [2.10] : (a) dans le plan d'imagerie (XZ) ; (b) dans le plan (YZ) perpendiculaire au plan d'imagerie.

2.2. Courbes des lenteurs et des longueurs d'ondes

L'une des fonctions des courbes de lenteur est d'appréhender les phénomènes de réflexion et de transmission des ondes ultrasonores à travers une interface séparant deux milieux d'impédances acoustiques différentes [2.11-2-12]. Dans le cas de matériaux anisotropes, ces lenteurs ont des formes complexes dans le plan d'imagerie (XZ). La Figure -4(a) permet de comparer la courbe de lenteur des ondes longitudinales (L) dans un solide isotrope (plaque isotrope avec $c_L = 3000$ mm/ μ s) avec celle des ondes quasi-longitudinales (qL) dans le cas d'un seul pli unidirectionnel (UD T300/914, 300gr/m²) et celle des ondes qL dans le composite homogénéisé avec l'empilement [0/45/-45/90]_{4s}. Les ondes quasi-transversales ne sont pas représentées car leurs contributions sont négligeables pour une inspection en incidence normale ou quasi-normale, et ces ondes sont d'autre part nettement plus atténuées que les ondes qL . Dans le plan d'imagerie, l'angle 0° correspond à une propagation suivant l'axe (Oz), et on peut observer que les lenteurs varient fortement au-delà de $\pm 15^\circ$. Ainsi, ces courbes montrent que l'anisotropie doit être prise en compte si l'on s'écarte de l'incidence normale (ex. : imagerie avec des ondes planes inclinées ou balayage électronique focalisé avec une déflexion des faisceaux). Ce point sera étudié dans le dernier chapitre de ce manuscrit.

La Figure 2-4 (b) présente les longueurs d'onde correspondantes à la fréquence centrale du capteur, c'est-à-dire 5 MHz. A cette fréquence, la longueur d'onde des ondes qL dans le composite homogénéisé à 0° est $\lambda_{qL} = 0,58$ mm, contre $\lambda_L = 0,62$ mm dans la plaque isotrope, ce qui est largement inférieur au plus petit des défauts présents dans la cale étalon (diamètre 3mm), et tous les réflecteurs pourront donc être correctement dimensionnés (par rapport à la lame de pied).

De plus, l'atténuation est faible dans ce matériau, et la réponse fréquentielle d'un défaut situé à 10 mm de profondeur sera toujours centrée autour de 5MHz.

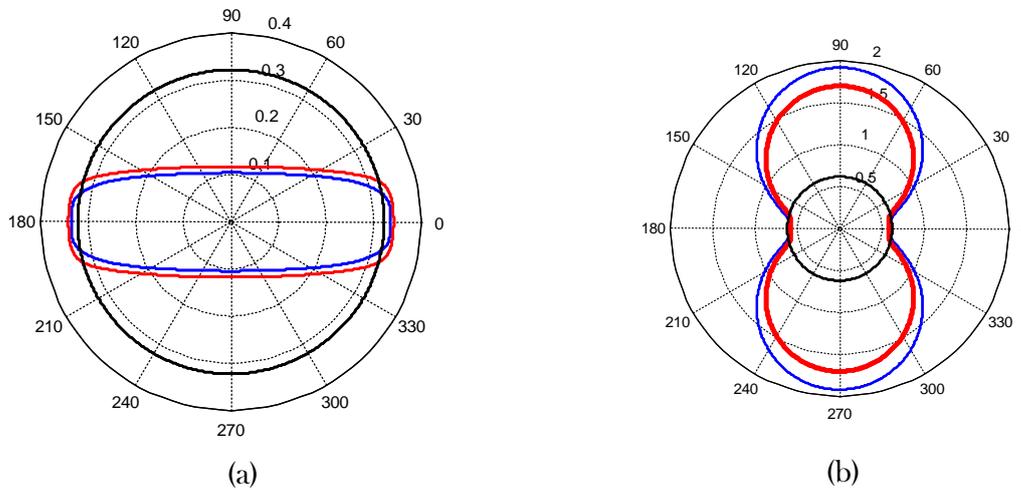


Figure 2-4. Courbes des lenteurs (a) et des longueurs d'onde longitudinale L et quasi-longitudinale qL à 5 MHz (b) dans le plan d'imagerie (XZ) pour : plaque isotrope (en noir) ; un pli unidirectionnel (UD T300/914 300gr/m²) (en bleu) ; un composite homogénéisé isotrope-transverse avec l'empilement $[0/45/-45/90]_{4s}$ (en rouge).

2.3. Évaluation des méthodes d'imagerie temps-réel sur la cale étalon

Dans cette section, on se propose d'évaluer des méthodes d'imagerie multi-éléments sur la cale étalon à gradins. Ces méthodes sont disponibles en temps-réel dans les systèmes d'acquisition multi-voies de M2M, et l'objectif est d'identifier la plus performante au niveau du RSB, de la caractérisation des défauts, de vitesse d'inspection et du volume des signaux à transférer et à stocker. Dans un premier temps, une pré-étude est menée avec des simulations pour comparer les faisceaux ultrasonores formés dans un solide isotrope, puis anisotrope. On rappelle que la largeur du faisceau nous informe sur la résolution spatiale d'une méthode d'imagerie, et donc sur le niveau de précision attendu pour la caractérisation des défauts ; la longueur d'un faisceau est un paramètre moins essentiel dans notre cas d'application car l'épaisseur du composite est petite par rapport à l'ouverture du capteur (quelle que soit la méthode d'imagerie, la profondeur de champ couvre toujours toute l'épaisseur du composite). Enfin, dans un second temps, le dispositif expérimental est décrit, puis on compare les images obtenues.

2.3.1 Effet de l'anisotropie sur les faisceaux ultrasonores

Les méthodes évaluées sur la cale étalon reposent sur des émissions focalisées à 0° ou une émission plane en incidence normale :

- le balayage linéaire focalisé à une profondeur ;
- le balayage linéaire focalisé à une profondeur avec une focalisation dynamique en réception (DDF, Dynamic Depth Focusing) ;
- la méthode PWI 0° (Plane Wave Imaging à 0°) où une seule onde plane horizontale est transmise dans le composite ;
- la méthode PWI 0° avec une onde plane horizontale et une focalisation dynamique en réception

La spécificité de la troisième méthode est qu'elle ne nécessite aucun calcul de retard ; l'image est construite ligne par ligne où chaque ligne correspond à l'enveloppe du signal reçu par un seul élément de la sonde. Ce principe est plus robuste quand aucune information sur le matériau n'est connue *a priori*. Dans le cas contraire, on verra dans la suite que la quatrième méthode offre une bien meilleure qualité d'image. En accord avec le dispositif expérimental, les simulations ont été réalisées avec un transducteur linéaire composé de 64 éléments fonctionnant autour de la fréquence centrale $f_c = 5$ MHz. Le pas inter-éléments est 0,6mm. Le transducteur est immergé dans l'eau à une hauteur $H = 25$ mm au-dessus de l'échantillon en carbone/époxy. Les signaux ultrasonores sont échantillonnés à 100 MHz sur 512 points et avec 60% de bande passante. Une étude paramétrique a été menée préalablement dans CIVA pour optimiser les paramètres de focalisation de chaque méthode. Dans la suite, les quatre méthodes ci-dessus seront mises en œuvre avec les paramètres suivants :

- Balayage linéaire focalisé à une profondeur :

Émission : focalisation avec 16 éléments à 5 mm de profondeur
Réception : idem

- Balayage linéaire focalisé à une profondeur et focalisation dynamique :

Émission : focalisation avec 16 éléments à 5 mm de profondeur
Réception : focalisation tous les 1 mm de 0 à 10 mm de profondeur

- PWI 0° :

Émission : émission plane en excitant les 64 éléments sans loi de retard
Réception : pas de focalisation et enregistrement des signaux voie par voie

- PWI 0° et focalisation dynamique:

Émission : émission plane en excitant les 64 éléments sans loi de retard
Réception : focalisation tous les 1 mm de 0 à 10 mm de profondeur avec 16 éléments

Les faisceaux ultrasonores ont été calculés en mode émission/réception, donc en prenant

en compte les paramètres de focalisation définis en émission et réception : ouverture active de 64 ou 16 éléments, profondeur de focalisation, focalisation en un point, focalisation dynamique en plusieurs points. Pour évaluer les effets de l'anisotropie de vitesse, les faisceaux ont été simulés dans une plaque isotrope de 10 mm (Figures 2-5(a) à 2-5(d)), puis, dans la plaque composite de symétrie isotrope-transverse en définissant dans CIVA la matrice de rigidité de l'Eq. (2-2) (Figures 2-5(e) à 2-5(h)). Pour chaque matériau et méthode, la largeur du faisceau a été mesurée à mi- épaisseur de la plaque (-3 dB), soit $Z = 5 \text{ mm}$. Ces mesures sont reportées dans le tableau 2-1 ci-dessous.

Tableau 2-1. Largeur à mi-hauteur des faisceaux dans la plaque isotrope et dans celle en composite.

	PWIO°	PWIO° et focalisation dynamique	Balayage électronique focalisé	Bal. élect. focalisé et focalisation dynamique
Plaque isotrope	12.4 mm	1.3 mm	0.9 mm	0.9 mm
Composite	5 mm	0.9 mm	0,7 mm	0,7 mm

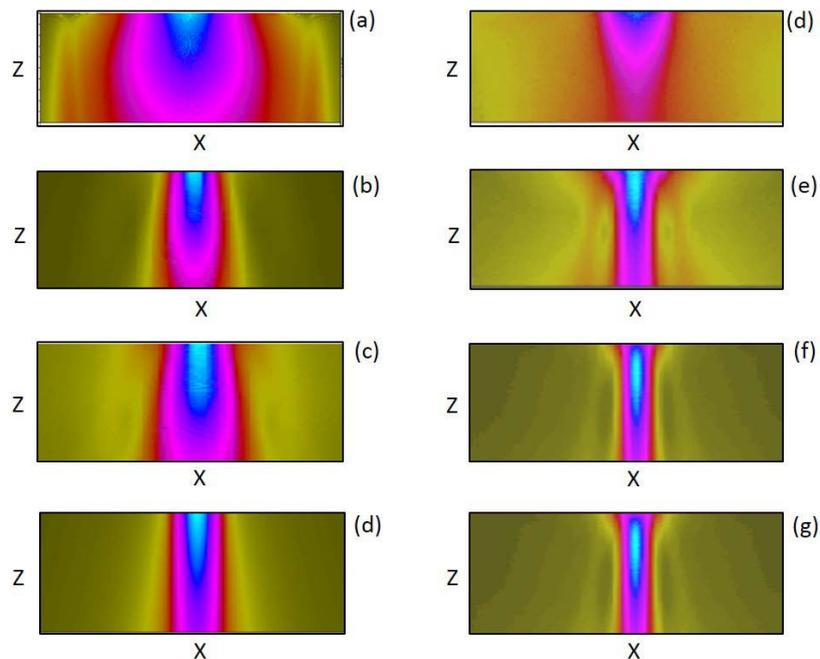


Figure 2-5. Faisceaux ultrasonores simulés dans la plaque isotrope (à gauche) et dans la plaque composite (à droite) : PWIO° (a - d) ; PWIO° et focalisation dynamique (b - e) ; balayage électronique focalisé (c - f) ; balayage électronique focalisé et focalisation dynamique (d - g)

Les résultats sur la Figure 2-5 permettent de comparer qualitativement les formes des faisceaux dans une zone image de largeur 50 mm et de hauteur 30 mm. Cette zone est centrée sous le capteur, et, lorsqu'une focalisation est appliquée en émission et/ou en réception, les faisceaux sont calculés en considérant une sous-ouverture de 16 éléments au centre de la barrette.

Pour une analyse plus quantitative, la Figure 2-6 présente les coupes horizontales des faisceaux à $Z = 5 \text{ mm}$. Les amplitudes sont normalisées par rapport à l'amplitude maximale (qui correspond à la méthode PWI 0° dans le milieu isotrope) et sont affichées en dB pour $-10 \leq X \leq +10 \text{ mm}$. La première observation est que les faisceaux sont plus étroits dans la plaque composite, et ce, quelle que soit la méthode d'imagerie. Comme les simulations ont été réalisées sans prendre en compte l'atténuation, ce résultat s'explique uniquement par la courbe de longueur d'onde au voisinage de 0° (cf. Figure 2-4 (a)). Par rapport à la plaque isotrope où la longueur d'onde est de 0.62 mm à 5 MHz , celle dans la plaque composite est significativement plus petite à la même fréquence (0.58 mm). Les éléments du transducteur sont donc plus directifs dans la plaque anisotrope, et les faisceaux plus étroits. Une prise en compte de l'atténuation amplifierait ce phénomène car couramment dans les matériaux carbone/époxy, l'atténuation augmente rapidement en fonction de l'angle de transmission. L'anisotropie vis-à-vis de l'atténuation accentue la directivité des éléments (on rappelle qu'en imagerie multi-éléments, les éléments sont souvent très divergents pour dévier les faisceaux). Ce point sera à nouveau discuté dans le dernier chapitre dédié à l'amélioration des méthodes de focalisation en tous points.

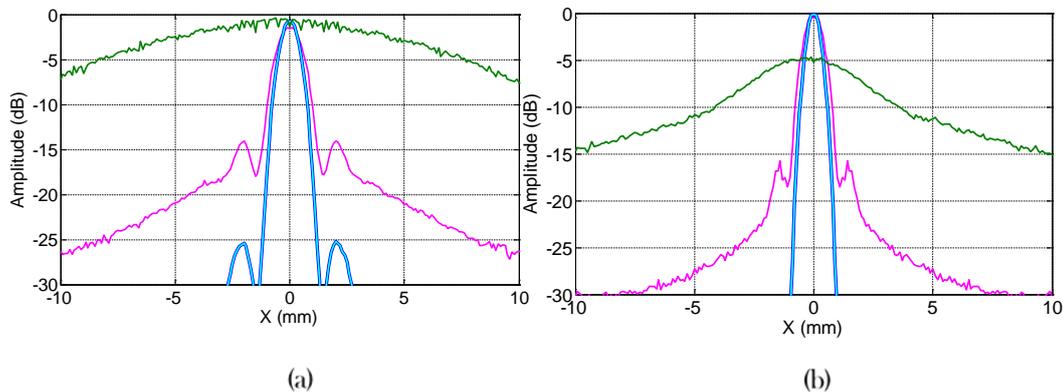


Figure 2-5. Coupes horizontales des faisceaux à $Z = 5 \text{ mm}$ dans la plaque isotrope (a) et dans la plaque composite homogénéisée (b) : PWI 0° (vert) ; PWI 0° et focalisation dynamique (magenta) ; balayage électronique focalisé (bleu turquoise) ; balayage électronique focalisé et focalisation dynamique (bleu marin).

Si l'on s'intéresse maintenant uniquement aux faisceaux formés dans le milieu anisotrope, on observe sur la Figure 2-5(b) que la largeur du faisceau pour la méthode PWI 0° avec une focalisation dynamique est comparable aux largeurs des faisceaux du balayage électronique focalisé. La largeur du faisceau à mi-hauteur est $0,9 \text{ mm}$ pour PWI 0° avec focalisation dynamique, contre $0,7 \text{ mm}$ pour le balayage électronique focalisé (cf. Tableau 2-1). Ce point est très intéressant du point de vue de la cadence d'imagerie et de la taille du fichier d'acquisition dans la mesure où la méthode PWI 0° nécessite qu'un seul tir ultrasonore et la résolution spatiale est identique à celle du balayage électronique focalisé qui requiert 49 tirs pour constituer une image. La largeur du faisceau est $0,9 \text{ mm}$, ce qui est largement inférieur au plus petit des défauts présents dans la cale étalon (trou à fond plat de 3 mm de diamètre). La méthode PWI 0° avec une focalisation dynamique est donc capable de dimensionner tous les défauts de la cale étalon. Un second point à signaler aussi est l'amplitude du faisceau qui est nettement faveur de la méthode PWI 0° . On relève en effet sur la figure 2-5(b) que l'amplitude du faisceau associé à l'onde plane est supérieure de 5 dB par rapport aux méthodes basées sur

un balayage électronique. On peut donc prédire que, du point de vue expérimental, cette méthode sera moins sensible à l'atténuation.

2.3.2. Évaluation expérimentale des méthodes multi-éléments

Les acquisitions ont été réalisées en se mettant dans des conditions aussi proches que possible des simulations (capteur identique, même hauteur d'eau et mêmes paramètres de focalisation). Dans la suite, on compare les performances des quatre méthodes décrites dans la précédente section. Ces méthodes sont disponibles en temps-réel dans les systèmes ultrasonores MultiX++(M2M).

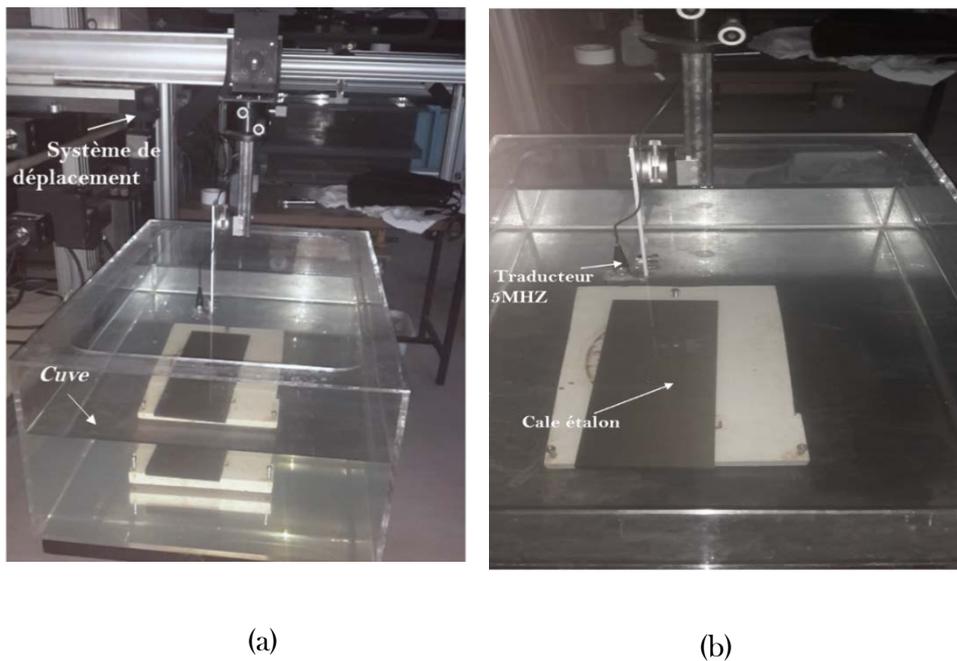


Figure 2-6. Photo du dispositif expérimental en immersion en cuve avec un banc de déplacement comportant deux axes (a) et positionnement de la sonde ultrasonore au-dessus de la cale étalon (b).

Les acquisitions ont été réalisées en exploitant les deux axes de translation du banc motorisé, ce qui permet d'afficher les C-scans en amplitude sur la Figure 2-6. Pour reconstruire chaque image, une limitation temporelle a été appliquée en post-traitement pour filtrer les échos de surface et de fond.

Pour une position donnée, le C-scan représente le maximum de l'amplitude de détection.

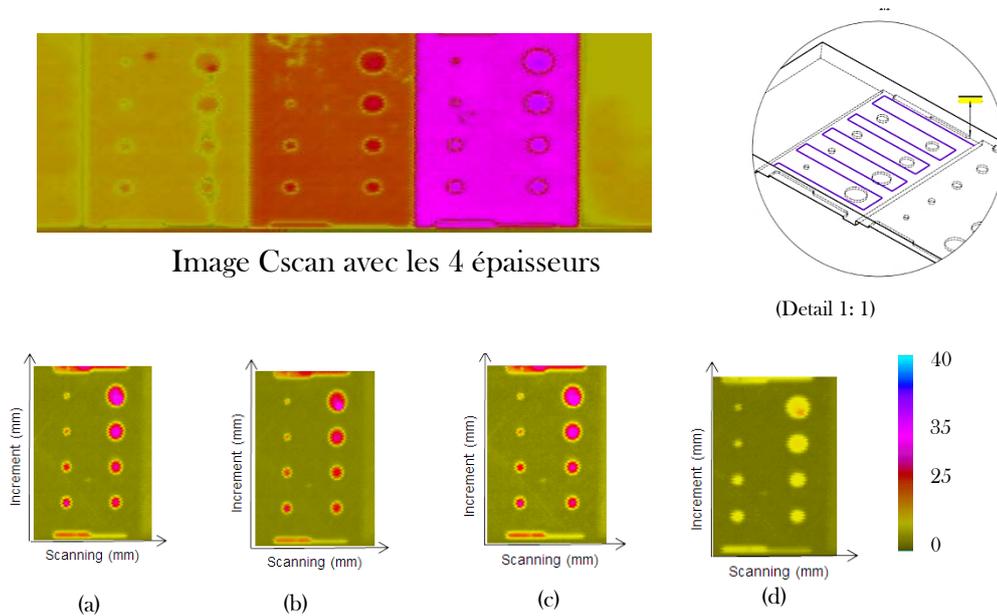


Figure 2-7. Images C-scan obtenues sur l'épaisseur de 10 mm de la cale étalon : (a) balayage électronique focalisé avec focalisation dynamique ; (b) balayage électronique focalisé ; (c) PWI0° avec focalisation dynamique ; (d) PWI0°.

Visuellement, les résultats sur la Figure 2-7 sont très similaires (contraste, dimensions et formes des échos). Des critères de performance vont donc être discutés ci-après pour affiner cette comparaison.

2.3.2.1. Comparaison des vitesses d'inspection

Dans le contexte du contrôle industriel des composites, la qualité du contrôle n'est pas le seul critère important. Pour réduire la durée d'inspection et donc les coûts de maintenance en CND, la vitesse d'inspection est aussi un critère à ne pas négliger. La vitesse d'inspection est liée, à la fois, au nombre de tirs ultrasonores requis pour chaque méthode et au nombre de signaux à numériser et à transférer vers le PC pour enregistrer l'acquisition (le transfert des données est assuré en USB 2 pour les systèmes MultiX++). Le Tableau 2-2 récapitule les nombres de tirs et de signaux à stocker pour les quatre méthodes, ainsi que les vitesses d'acquisition. Une seule émission plane est requise pour former une image avec les méthodes PWI0° (avec ou sans focalisation dynamique) contre 49 tirs focalisés pour le balayage électronique. De plus, pour la méthode PWI0° avec focalisation dynamique, le nombre de signaux à stocker est identique à celui du balayage électronique. La vitesse d'acquisition est ainsi maximale pour PWI0° avec focalisation dynamique car elle minimise à la fois le nombre de tirs et le nombre de signaux à numériser et à stocker. Cette méthode est environ 5 fois plus rapide que le balayage électronique focalisé et, comme ce sera discuté dans la suite, elle reste performante pour la détection et le dimensionnement de défauts.

Tableau 2-2. Comparaison des nombres de tirs, des signaux à stocker et des vitesses d'inspection pour les quatre méthodes temps-réel des systèmes MultiX++.

Méthodes	Nombre de tirs	Nombre de signaux	Vitesse d'acquisition (Hz)
Bal. élect. focalisé	49	49	292
Bal. élect. focalisé et focalisation dynamique	49	49	262
PWIO°	1	64	1149
PWIO° et focalisation dynamique	1	49	1413

2.3.2.2. Rapports signal-sur-bruit et dimensionnement des défauts

Les rapports signal-sur-bruit (RSB) ont été calculés pour les 6 trous à fonds plats de la cale étalon, dont les images C-scan sont affichées sur la figure 2-6. Pour chaque réflecteur, le maximum de l'enveloppe du signal a été mesuré. Le niveau de bruit correspond, lui, à la valeur RMS du bruit dans la zone entourant l'écho de défaut. Par suite, le RSB est défini par :

$$RSB(dB) = 20 \log_{10} \left(\frac{Signal}{Bruit} \right) \quad (2-3)$$

Chacune des courbes sur la Figure 2-8(a) donne l'évolution du RSB en fonction de la taille du défaut pour une méthode donnée. Comme attendu, la valeur de RSB la plus faible correspond à la méthode PWIO° sans focalisation en réception. Cette méthode donne des résultats satisfaisants (RSB supérieur à 26 dB) pour une taille de défaut supérieur à 6mm. Pour les trois autres méthodes, les défauts sont détectés avec un RSB supérieur à 26 dB quel que soit leur diamètre, ce qui est une valeur largement acceptable du point de vue des applications industrielles. Pour le plus petit des défauts (diamètre de 3 mm), la méthode la plus performante est le balayage électronique focalisé avec une focalisation dynamique en réception, ce qui est en accord avec les simulations de la précédente section où l'on montrait que le faisceau ultrasonore était le plus étroit. Pour des défauts réels plus petits que 3 mm, comme des porosités, cette méthode serait plutôt préconisée.

Les trous à fonds plats ont été dimensionnés sur les images C-scan en mesurant la largeur des échos à mi-hauteur. Sur la Figure 2-8(b), les résultats sont tracés en fonction des tailles réelles des défauts pour chaque méthode d'imagerie. Les résultats obtenus rejoignent ceux concernant le RSB, à savoir que la méthode PWIO° sans focalisation dynamique est celle qui est la moins performante. En effet, pour les défauts inférieurs à 6 mm de diamètre, on peut surestimer leur taille de plus de 100%, ce qui n'est pas acceptable dans un contexte industriel.

Les trois autres méthodes offrent des performances comparables en termes de

caractérisation, et l'erreur de dimensionnement n'excède pas plus de 10 % quelle que soit la taille de défaut. Ces résultats corroborent l'analyse des faisceaux dans la précédente section où l'on montrait que ces trois méthodes donnaient des résolutions spatiales quasi identiques (cf. Figure 2-5(b)).

Il faut préciser que les acquisitions ont été réalisées avec un pas de déplacement mécanique très petit, soit 0,1 mm, dans le but d'éliminer aussi complètement que possible les incertitudes liées au pas d'acquisition (un pas de 1 mm engendre une incertitude sur le dimensionnement de ± 2 mm).

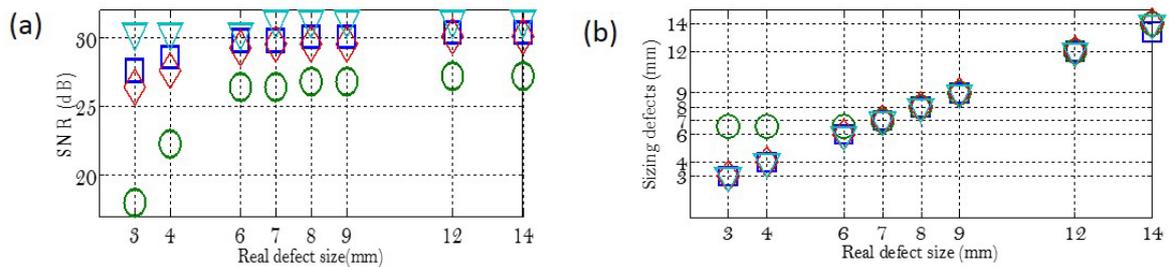


Figure 2-8. Évolution du RSB (a) et la largeur des échos à -6 dB (b) en fonction de la taille du défaut : balayage électronique focalisé (bleu) ; balayage électronique focalisé avec focalisation dynamique (turquoise) ; PW10° (vert) ; PW10° avec focalisation dynamique (rouge).

Les différentes comparaisons de cette section ont mis en lumière les points forts et faibles des méthodes multi-éléments basées sur une transmission (focalisée ou non) en incidence normale pour le contrôle des composites. Les résultats sur la cale étalon montrent que la méthode PW10° avec une focalisation dynamique semble prometteuse et donne des cadences d'inspection très intéressantes.

Cependant, cette maquette a été usinée dans un environnement optimal, avec la plus haute qualité, et ne permet pas de conclure sur l'efficacité de ces méthodes à inspecter des composites plus hétérogènes et atténuants. Dans la prochaine section, on se propose donc d'évaluer ces méthodes dans le cas d'une lame de pied de même épaisseur, mais dont le matériau composite en carbone-époxy est nettement plus hétérogène.

2.4. Évaluation des méthodes d'imagerie temps-réel sur la lame de pied

Les deux méthodes les plus performantes, à savoir le balayage linéaire focalisé et PW10° avec une focalisation dynamique, ont été appliquées dans les mêmes conditions expérimentales (même capteur, même hauteur d'eau, etc.) pour imager la lame de pied de 10 mm d'épaisseur. Le transducteur est placé au-dessus de la partie plane de la structure, à une position fixe, pour

imager l'interface de la face arrière (comme la structure ne comporte pas de défaut artificiel, les méthodes sont évaluées en imageant le fond de pièce).

Les images issues des deux acquisitions sont affichées sur la Figure 2-9 ci-dessous. La tension d'excitation des éléments et le gain de pré-amplification des signaux sont identiques pour les deux acquisitions. On peut observer que l'écho de fond a une amplitude plus forte lorsque l'on image avec le matériau avec une onde plane. D'autre part, la méthode PWI0° fait ressortir une indication (l'écho d'un défaut réel mais non identifié dans la lame) qui est à peine visible sur l'image obtenue avec le balayage électronique focalisé. Par rapport à la cale étalon où les deux méthodes donnaient à peu près la même qualité d'image, ici, la méthode PWI0° semble plus performante pour les composites plus hétérogènes. Cependant, si on compare ces images avec celles de la cale étalon, le fond de pièce est imagé avec un RSB nettement plus faible. Pour améliorer la qualité des images dans de tels matériaux, la piste qui sera explorée dans le chapitre 4 est de prendre en compte l'anisotropie des matériaux dans les algorithmes d'imagerie pour aller au-delà d'une transmission en incidence normale, comme dans les méthodes TFM ou PWI (avec plusieurs émissions planes).

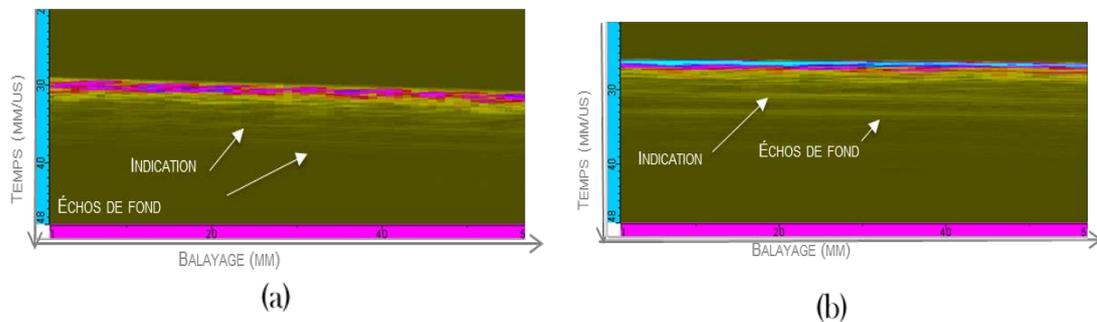


Figure 2-9. Imagerie temps-réel de la cale de pied : balayage linéaire focalisé à 0° avec focalisation dynamique en réception (a) ; PWI0° avec focalisation dynamique en réception (b).

2.5. Conclusion du chapitre

Dans ce chapitre, les méthodes ultrasonores basées sur le balayage électronique focalisé à 0° ou l'émission ondes planes en incidence normale ont été appliquées pour le contrôle d'une structure composite avec un degré d'hétérogénéité faible. Les résultats ont permis d'évaluer les performances des différentes méthodes en termes de RSB, de caractérisation de défauts, et de mettre en évidence la rapidité des méthodes basées sur l'émission d'ondes planes. Les méthodes PWI et le balayage linéaire focalisé, toutes deux associées à une focalisation dynamique, ont donné des résultats probants dans la cale étalon. La deuxième partie expérimentale concernait un matériau plus hétérogène (la lame de pied), et les résultats des essais ont montré les limites des techniques basées la transmission d'ondes planes ou focalisées en incidence normale. Dans la suite de ce manuscrit, on s'intéressera donc à des méthodes d'imagerie plus sophistiquées (TFM et PWI) qui, dans le contexte du contrôle des pièces en acier, sont habituellement plus performantes qu'un simple contrôle en incidence normale. Dans le cas des composites, ces méthodes ne peuvent être mises en œuvre avec un modèle de reconstruction isotrope. L'anisotropie du matériau doit être prise en compte pour que des méthodes comme TFM et PWI puissent améliorer les résultats par rapport aux techniques de l'incidence normale. Dans le prochain chapitre, on s'attachera tout d'abord à caractériser l'anisotropie de vitesse et d'atténuation de plaques composites. Ces propriétés seront ensuite intégrées dans le modèle de reconstruction des images TFM et PWI en fin de manuscrit.

2.6. Références bibliographiques

[2-1] G. Montaldo, M. Tanter, J. Bercoff, N. Benech et M. Fink, « Coherent planewave compounding for very high frame rate ultrasonography and transient elastography », *IEEE Transactions on Ultrasonics, Ferroelectrics, and Frequency Control* 56, 489–506, cf. p. 35, 42–44, 56, 2009.

[2-2] A. Austeng, C. Nilsen, A. Jensen, S. Nasholm et S. Holm, « Coherent plane-wave compounding and minimum variance beamforming », in *IEEE International Ultrasonics Symposium Proceedings*, p. 2448–2451, cf. p. 35, 42, 2011.

[2.3] M2M. M2M. [Online]. <http://www.m2m-ndt.com>

[2.4] CEA. CIVA-aide contextuelle.

[2.5] B. Chapuis, N. Terrien and D. Royer, « Modeling and experimental investigations of Lamb waves focusing in anisotropic plates », *Journal of Physics, Conference Series*, 269 (2011), p. 12-20.

[2-6] S. Deydier, « Modélisation par une méthode d'homogénéisation de la propagation ultrasonore dans les composites multicouches: application à la simulation du contrôle non destructif », thèse de Doctorat, Université Paris-Diderot – Paris 7, 2006.

[2-7] S. Deydier, N. Gengembre, P. Calmon, V. Mengeling, and O. Pétillon, « Ultrasonic Field Computation into Multilayered Composite Materials Using a Homogenization Method Based on Ray Theory », *QNDE 2004*, in *Review of Progress in Quantitative Nondestructive Evaluation*, eds. D. E. Chimenti and L. J. Bond (American Institute of Physics), AIP Conf. Proc. 760, 1057, 2005.

[2.8] W. Weibull, « A statistical distribution function of wide applicability », *Journal of Applied Mechanics*, Vol. 9, pp. 293-296, 1951.

[2.9] M. Evstatiev, K. Friedrich, and S. Fakirov, « Crystallinity Effect on Fracture Rings made of Thermoplastic Powder impregnated Carbon or Glass Fiber Composites », *International Journal of Polymeric Material and Polymeric Biomaterials*, Vol. 21, pp. 177-187, 1993.

[2.10] Vinay Dayal and Richard Livings, *Ultrasonic Characterization and Assessment of Bonding between Adjacent Structures in Polymeric Additive Manufacturing*, Center for NDE and Department of Aerospace Engineering, Iowa State University, Ames IA 50011.

[2.11] B. A. Auld, « Acoustic fields and waves in solids », R. E. Krieger, Malabar (Fla.), cf. p. 8, 1990.

[2.12] D. Royer, E. Dieulesaint et P.-G. d. Gennes, « Ondes élastiques dans les solides », tome 1, *propagation libre et guidée*, Enseignement de la physique, Masson, cf. p. 7, 8, 1996.

Chapitre 3

Ondes ultrasonores dans un composite anisotrope

3. Ondes ultrasonores dans un composite anisotrope

Les structures composites ne sont généralement pas isotropes et leurs propriétés dépendent fortement de la direction de propagation considérée. En effet, selon le type d'anisotropie considérée, les propriétés viscoélastiques gouvernent les variations de vitesse et d'atténuation des ondes ultrasonores. Les fibres de carbone constituant le composite sont considérées comme étant purement élastiques contrairement à la matrice époxy. L'onde ultrasonore ne sera donc pas atténuée lors de sa propagation dans les fibres car les coefficients de rigidité mis en jeu sont réels. Dans ce cas, il est attendu à ce que la présence des fibres de carbone dans le matériau composite crée des pertes d'énergie par diffraction lors d'interactions locales qui sont à l'origine même de la diffusion des ondes élastiques.

La structure multicouche des matériaux composites permet d'établir des liens entre les symétries cristallographiques et l'orientation des différents plis du composite à une échelle macroscopique [3.1, 3.2]. Par ailleurs, le comportement viscoélastique de ces matériaux est souvent complexe et nécessite une bonne connaissance de l'évolution de ces mêmes propriétés en fonction de la symétrie du matériau et de la longueur d'onde considérée. Caractériser les composites et modéliser leur comportement élastique devient donc primordial pour maîtriser le contrôle de ces matériaux en pleine expansion dans l'industrie moderne. L'utilisation de composites à base de fibres de carbone a beaucoup augmenté dans plusieurs domaines tels que l'aéronautique, l'industrie automobile, la construction navale et l'éolien et cela a permis d'évoluer la production des fibres de carbone dans plusieurs pays européens, ou encore aux États-Unis et au Japon [3.3-3.4].

Ce chapitre débutera par une étude théorique visant à modéliser les aspects liés à la vitesse de phase et à l'atténuation des ondes élastiques dans les matériaux homogènes, isotropes et anisotropes. Pour donner suite à cette étude, deux méthodes de caractérisation expérimentales seront présentées dans le but de remonter aux modules élastiques complexes, aux vitesses ultrasonores des ondes de volume générées dans le composite ainsi qu'aux atténuations de ces mêmes ondes. Nous aborderons également la dispersion fréquentielle des paramètres susmentionnés lorsque les ondes élastiques se propagent dans différentes directions au sein d'un composite carbone-époxy [3.5-3.8]. Les différentes caractérisations ont pour objectif d'intégrer les paramètres viscoélastiques (i.e. vitesse et atténuation en fonction des directions de propagation) dans les algorithmes d'imagerie multiéléments utilisés dans le contrôle non destructif (CND) par ultrasons de ces matériaux complexes. In fine, à l'aide de cette démarche basée sur l'utilisation de modèles de propagation, il sera donc possible de quantifier l'impact de la prise en compte de l'anisotropie sur la qualité des images multiéléments des composites étudiés.

3.1. Résolution de l'équation de Christoffel dans le cas d'une symétrie orthotrope ou isotrope-transverse

D'un point de vue structurel, un matériau orthotrope est caractérisé par trois plans de symétrie orthogonaux deux à deux (Figure 3-1 (a)). Cela permet d'écrire son tenseur d'élasticité en fonction de neuf constantes élastiques C_{ij} indépendantes :

$$C_{ij} = \begin{bmatrix} C_{11} & C_{12} & C_{13} & 0 & 0 & 0 \\ C_{12} & C_{22} & C_{23} & 0 & 0 & 0 \\ C_{13} & C_{23} & C_{33} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & C_{44} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & C_{55} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & C_{66} \end{bmatrix} \quad (3-1)$$

où $C_{11} \neq C_{22} \neq C_{33} \neq C_{44} \neq C_{55} \neq C_{66}$; $C_{12}=C_{21}$; $C_{13}=C_{31}$; $C_{32}=C_{23}$.

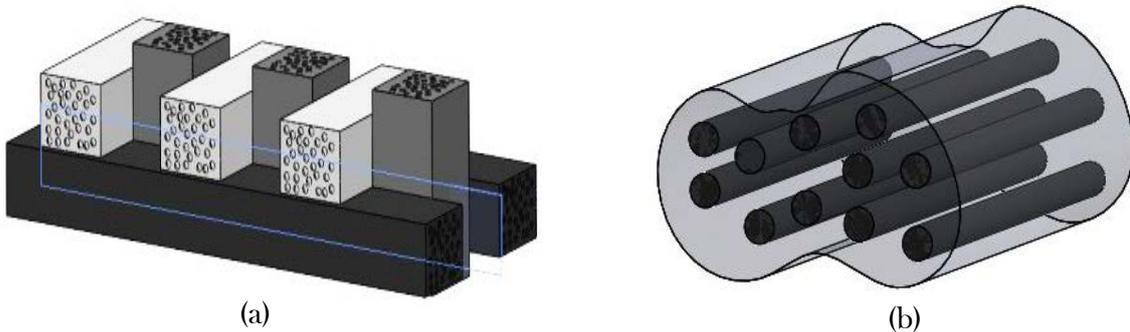


Figure 3-1. (a) Composite 3D orthogonal (b) couche unidirectionnelle de composite

Le matériau composite de symétrie isotrope-transverse possède une propriété invariante par changement de direction suivant une rotation autour d'un axe privilégié et tout plan passant par cet axe est un plan de symétrie. À cet effet, il est considéré comme un cas particulier du matériau orthotrope (Figure 3-1 (a)) doté d'un axe sénaire dont le vecteur directeur est porté par la normale au plan d'isotropie. Dans ce cas, les relations entre les différentes constantes élastiques sont écrites comme :

$$C_{13}=C_{23} ; C_{11}=C_{22} ; C_{44}=C_{55} ; C_{66}=\frac{1}{2}(C_{11}-C_{12}) \quad (3-2)$$

En utilisant la notation d'Einstein (contraction tensorielle) et en éliminant les éléments qui ne contribuent pas dans le calcul, pour un matériau orthotrope, l'équation de Christoffel s'écrit comme : [3.1-3.2]

$$\Gamma_{ij} = \begin{bmatrix} \Gamma_{11} = C_{11}n_1^2 + C_{66}n_2^2 + C_{55}n_3^2 & \Gamma_{12} = (C_{12} + C_{66})n_1 n_2 & \Gamma_{13} = (C_{13} + C_{55}) n_1 n_3 \\ \Gamma_{21} = \Gamma_{12} & \Gamma_{22} = C_{66}n_1^2 + C_{22}n_2^2 + C_{44}n_3^2 & \Gamma_{23} = (C_{23} + C_{44}) n_2 n_3 \\ \Gamma_{31} = \Gamma_{13} & \Gamma_{32} = \Gamma_{23} & \Gamma_{33} = C_{55}n_1^2 + C_{44}n_2^2 + C_{33}n_3^2 \end{bmatrix}$$

(3-3)

Le plan concerné pour réaliser l'imagerie ultrasonore multiéléments est le plan de propagation (ZX). Dans ce cas, il est possible d'écrire les composantes du vecteur \vec{n} comme : $n_1 = \sin(\theta)$; $n_2 = 0$ et $n_3 = \cos(\theta)$, θ étant l'angle de phase entre les vecteurs n_1 et n_3 . La résolution de l'équation de propagation s'effectue en annulant le déterminant suivant : [3.1-3.2]

$$\begin{vmatrix} C_{11}n_1^2 + C_{55}n_3^2 - \rho c_\varphi^2 & 0 & (C_{13} + C_{55}) n_1 n_3 \\ 0 & C_{66}n_1^2 + C_{44}n_3^2 - \rho c_\varphi^2 & 0 \\ (C_{13} + C_{55}) n_1 n_3 & 0 & C_{55}n_1^2 + C_{33}n_3^2 - \rho c_\varphi^2 \end{vmatrix} = 0$$

(3-4)

D'après le déterminant donné par la relation (3-4), une valeur propre peut déjà être identifiée. Il s'agit de celle de l'onde quasi-transversale horizontale dont la vitesse C_{qTH} s'écrit :

$$C_{qTH} = \sqrt{\frac{C_{66}n_1^2 + C_{44}n_3^2}{\rho}} \quad (3-5)$$

En considérant les différentes égalités de la relation (3-2), l'équation (3-5) peut s'écrire aussi avec :

$$C_{qTH} = \sqrt{\frac{\frac{1}{2}(C_{11} - C_{12})n_1^2 + C_{55}n_3^2}{\rho}} \quad (3-6)$$

L'annulation du sous-déterminant noté par la relation (3-7) permet de retrouver les deux autres vitesses.

Il s'agit des ondes quasi-longitudinale C_{qL} et quasi-transversale verticale C_{qTV} :

$$\begin{vmatrix} C_{11}n_1^2 + C_{55}n_3^2 - \rho c_\varphi^2 & (C_{13} + C_{55})n_1n_3 \\ (C_{13} + C_{55})n_1n_3 & C_{55}n_1^2 + C_{33}n_3^2 - \rho c_\varphi^2 \end{vmatrix} = 0. \quad (3-7)$$

Les deux vitesses (c_{qL}, c_{qTV}) sont exprimées par les relations suivantes :

$$c_{qL} = \sqrt{\frac{(c_{55}+c_{11})n_1^2 + (c_{55}+c_{33})n_3^2 + \sqrt{((c_{11}-c_{55})n_1^2 + (c_{55}-c_{33})n_3^2)^2 + 4(c_{13}+c_{55})n_1n_3}}{2\rho}} \quad (3-8)$$

$$c_{qT} = \sqrt{\frac{(c_{55}+c_{11})n_1^2 + (c_{55}+c_{33})n_3^2 - \sqrt{((c_{11}-c_{55})n_1^2 + (c_{55}-c_{33})n_3^2)^2 + 4(c_{13}+c_{55})n_1n_3}}{2\rho}} \quad (3-9)$$

Pour un matériau de symétrie isotrope, les trois vitesses susmentionnées se réduisent à deux vitesses dont les valeurs sont indépendantes des directions de propagation.

Tel que mentionné précédemment, le plan d'imagerie multiéléments est le plan de propagation (ZX). La vitesse longitudinale du milieu homogène équivalent selon la direction Z est donc déterminée pour $\theta = 0^\circ$ ($n_1 = 0$ et $n_3 = 1$) dans les équation (3-8) et (3-9).

Cela permet d'obtenir les deux vitesses des ondes longitudinales et transversales :

$$c_L = \sqrt{\frac{c_{33}}{\rho}} \quad (3-10)$$

$$c_T = \sqrt{\frac{C_{55}n_3^2}{\rho}} \quad (3-11)$$

3.2. Propagation des ondes élastiques dans un milieu solide homogène atténuant

L'équation de propagation d'une onde élastique dans un solide s'écrit sous la forme :

$$\rho \frac{\partial^2 u_i}{\partial t^2} = \hat{C}_{ijkl} \frac{\partial^2 u_l}{\partial x_j \partial x_k} \quad (3-10)$$

En considérant un vecteur d'onde complexe dans la solution en onde plane ($\vec{k}^* = \frac{\omega}{c_\varphi} - i\alpha_\varphi$) et en l'injectant dans l'équation (3-10) permet de mettre en relation le coefficient d'atténuation avec la fréquence de l'onde plane ainsi que les propriétés viscoélastiques du milieu de propagation. La partie réelle du nombre d'onde permet de calculer la vitesse de propagation c_φ alors que les parties réelles et imaginaires servent à évaluer l'atténuation. L'atténuation α_φ et la vitesse de phase c_φ dépendent de la fréquence f et sont théoriquement liées par la relation de Kramers-Kronig [3.9-3.13]. Le système peut donc s'écrire comme :

$$\begin{cases} 2 \alpha k = \frac{\rho \omega^3 \left(\frac{\eta_{ijkl}}{c_{ijkl}}\right) \delta_{ik}}{c_{ijkl} \left(1 + \left(\frac{\omega \eta_{ijkl}}{c_{ijkl}}\right)^2\right)} n_j n_l \\ k^2 - \alpha^2 = \frac{\rho \omega^2 \delta_{ik}}{c_{ijkl} \left(1 + \left(\frac{\omega \eta_{ijkl}}{c_{ijkl}}\right)^2\right)} n_j n_l \end{cases} \quad (3-11)$$

La résolution du système d'équations (3-11) permet d'extraire l'atténuation :

$$\alpha^2 = \frac{\delta_{ik} \rho \omega^2}{2 c_{ijkl}} \left(\frac{1}{\left(1 + \left(\frac{\omega \eta_{ijkl}}{c_{ijkl}}\right)^2\right)^{\frac{1}{2}}} - \frac{-1}{\left(1 + \left(\frac{\omega \eta_{ijkl}}{c_{ijkl}}\right)^2\right)} \right) n_j n_l \quad (3-12)$$

Par ailleurs, il est important de noter que toute hétérogénéité élastique dans le matériau peut contribuer à la diffusion de l'énergie acoustique et atténuer l'onde cohérente transmise dans le solide hétérogène. L'interaction n'est significative que lorsque la dimension caractéristique des hétérogénéités n'est pas trop petite devant la longueur d'onde.

En pratique, les hétérogénéités pourraient comprendre les pores et/ou les renforts dans les matériaux composites aussi bien que celles liées au caractère polycristallin ou granulaire de certains matériaux. L'approximation de faible viscosité ($\frac{\omega\eta_{ijkl}}{c_{ijkl}} \ll 1$) permet de simplifier la relation (3-12) :

$$\alpha = \frac{1}{2} \frac{\eta_{ijkl}}{c_{ijkl}} \sqrt{\frac{\rho}{c_{ijkl}}} \omega^2 \delta_{ik} n_j n_l \quad (3-13)$$

Dans le cas d'un milieu isotrope équivalent, la contrainte est linéairement proportionnelle à la déformation [3.10-3.13]. Cela conduit à une équation d'onde unidimensionnelle où l'atténuation est proportionnelle au carré de la fréquence. La relation (3-15) se réduit donc à :

$$\alpha = \frac{1}{2} \frac{\eta_{11}}{c_{11}} \sqrt{\frac{\rho}{c_{11}}} \omega^2 \eta_j \eta_l (\eta_j \eta_l = 1) \quad (3-14)$$

3.3. Propriétés viscoélastiques des matériaux anisotropes

Les ondes élastiques ont été utilisées depuis plusieurs années pour remonter aux propriétés élastiques et viscoélastiques de nombreux matériaux ayant des propriétés et des compositions très différentes. Les méthodes de génération et de réception des ondes élastiques sont également nombreuses et ont été adaptées en fonction des matériaux étudiés et des applications désirées. Dans le cas des matériaux composites, il a été possible d'établir le lien entre les constantes viscoélastiques des composites et les vitesses de propagation des ondes générées au sein du même matériau [3.14-3.15]. Ainsi, l'utilisation d'ondes de volume en immersion a été effectuée pour remonter aux propriétés viscoélastiques d'une plaque en composite de symétrie orthotrope mise dans l'eau et ce, à travers la détermination des coefficients de réflexion et de transmission des ondes ultrasonores mises en jeu [3.16]. Dans certaines applications, l'eau à température ambiante a été remplacée par de l'huile à haute température et ce, pour caractériser le matériau composite au voisinage de la température de transition vitreuse [3.17-3.18]. Par ailleurs, les effets de réfraction ont également été étudiés en remplaçant le transducteur récepteur de diamètre petit par un transducteur rectangulaire de taille plus importante [3.19-3.21]. D'autres variantes de cette approche en onde de volume ont également été développées où il a été question d'automatiser les mesures en immersion [3.22] ou de coupler une excitation au contact avec une détection laser pour remonter aux propriétés viscoélastiques des matériaux composites [3.23]. Par ailleurs, d'autres approches émission/réception laser ont été développées. En effet, nous pouvons noter tout d'abord celles basées sur les ondes de Lamb se propageant dans des plaques de différentes natures. Dans ce cas, l'anisotropie a pu être identifiée à travers l'étude des propriétés viscoélastiques du silicium pour des vitesses de groupe nulles et des vitesses de phases finies [3.24]. Ainsi, il est important de noter que l'anisotropie du milieu de propagation induit une focalisation des ondes de Lamb dans certaines directions qui correspondent en général aux minimas des courbes de lentéur. Cela montre l'intérêt de prendre cet effet en considération de façon à optimiser les systèmes de

caractérisation mono ou multiéléments basées sur les ondes de Lamb (ex. Application SHM) [3.25]. Dans le cas où l'accès à la plaque ne s'effectue que d'un seul côté, l'influence des réflexions des champs ultrasonores divergents sur le côté opposé a été démontrée pour remonter aux constantes élastiques d'une plaque en silicone à partir des vitesses de phases d'ondes de volume [3.26-3.27]. D'autre part, les approches laser ont également été appliquées sur des composites moyennant des transformées en ondelettes et des réseaux de neurones [3.28]. Il est important de noter que la coïncidence entre les axes géométriques et les axes cristallographiques n'est pas toujours parfaite ou n'est tout simplement pas connue. Dans ce cas, il devient important d'identifier les angles dits d'Euler qui permettent de retrouver les axes de symétrie à partir des axes géométriques selon lesquels le matériau est découpé [3.29-3.32]. D'un autre côté, les ondes ultrasons air (*air coupled ultrasound*) ont également été générées en émission et en réception et ce, pour déterminer les constantes élastiques de matériaux composites anisotropes moyennant des ondes de volume ou de Lamb [3.33-3.35]. Il est à noter que ces méthodes sont appliquées dans le cas de matériaux pris au repos où l'influence des contraintes n'est pas prise en compte. La prise en compte de l'influence des contraintes sur les propriétés élastiques est effectuée via les constantes dites « effectives » en appliquant la théorie de l'acoustoélasticité [3.36-3.39]. D'autres méthodes peuvent également être utilisées pour déterminer les propriétés viscoélastiques des matériaux [3.40]. Parmi les techniques les plus anciennes, notons la spectroscopie ultrasonore en résonance qui peut être appliquée à des matériaux isotropes rigides de différentes géométries (cube, sphère, cylindre, etc.) [3.40-3.42]. Cette méthode peut être étendue aux matériaux composites anisotropes à travers une mesure unique des différents modes de vibration en résonance [3.43]. Enfin, notons que les mesures ultrasonores peuvent également être effectuées pour identifier les propriétés viscoélastiques des tissus biologiques connus pour leur caractère anisotrope et ce à travers l'étude des ondes de volume longitudinales et transversales se propageant dans des tissus mous (muscles) [3.44] ou dans les fluides [3.45] ou encore dans des os [3.46].

3.3.1 Matériau composite et caractérisation ultrasonore

Dans la présente étude, nous nous sommes intéressés à la caractérisation des propriétés viscoélastiques des matériaux composites à travers l'étude de la variation des vitesses de phase des ondes de volumes longitudinales et transversales en fonction de la direction de propagation. L'intérêt pour ce type d'onde est motivé par les techniques d'imagerie ultrasonore utilisées dans ce travail. En effet, les méthodes TFM et PWI sont basées sur la propagation et la réflexion des ondes de volumes qui sont générées entre ~ 3.5 MHz et ~ 5 MHz. Cela a pour avantage de pouvoir rendre compte de l'effet de l'anisotropie sur la vitesse et l'atténuation des ondes de volume dans le traitement des données expérimentales visant à reconstruire les images TFM et PWI.

3.3.1.1 Composite étudié

Les méthodes d'imagerie développées dans cette thèse ont pour objectif de caractériser les défauts dans des structures composites hétérogènes ayant une épaisseur importante souvent

utilisées dans différents domaines industriels (naval, aéronautique, etc.). Pour répondre à ce besoin, nous avons usiné une plaque en composite de dimensions $200 \times 200 \times 30 \text{ mm}$. Le composite est fabriqué à partir de fibres de carbone disposées dans une matrice époxy croisées en stratifié (96 plis). Les séquences d'empilements symétriques sont de type $[0^\circ / \pm 45^\circ / 90^\circ]_{12s}$. La cuisson de cette plaque notée « P1 » a été réalisée en autoclave à 3 bars et 105°C . Le pli unidirectionnel constituant le composite est de type T700 avec une épaisseur d'environ $\sim 0.32\text{mm}$ et un grammage de 300gr/m^2 .

La plaque a été découpée de façon à faire coïncider les axes géométriques avec les axes cristallographiques. Ainsi, les plis à 0° sont orientés parallèlement à l'axe X et ceux à 90° sont parallèles à l'axe Y . Les plis à $\pm 45^\circ$ sont orientés parallèlement aux directions bissectrices du plan (XY) et forment ainsi un angle de $\pm 45^\circ$ par rapport aux axes Y et X , respectivement. Notons enfin que lors de l'usinage il n'est pas facile de respecter rigoureusement les dimensions susmentionnées. En effet, au moment où la maîtrise du découpage est assurée avec précision, celle liée à l'épaisseur varie souvent par endroit lors de la cuisson du composite, où nous avons mesuré des variations de $\pm 2\text{mm}$ sur toute la surface du composite étudié. L'impact de cette variation sur les images multiéléments sera discuté ultérieurement. Enfin, les séquences d'empilement choisies devraient correspondre à une symétrie isotrope-transverse dans laquelle le plan (YZ) est isotrope.

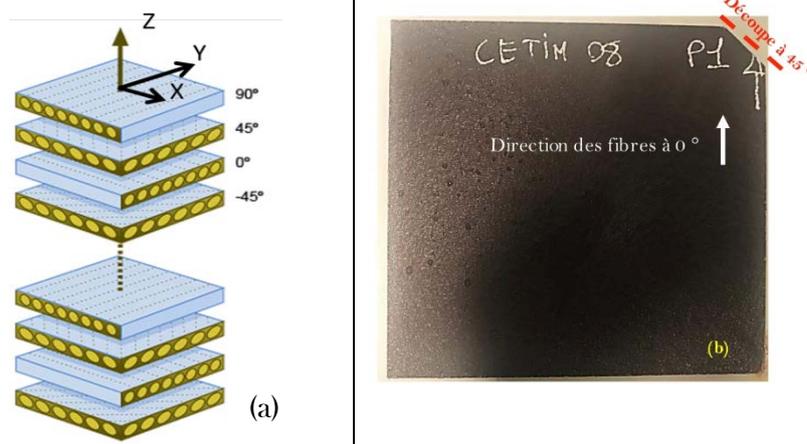


Figure 3-2. Schéma du repère utilisé pour définir les C_{ij} de la plaque composite P1. Matériau composite stratifié homogène avec l'axe x dans la direction des fibres à 0° .

3.3.1.2 Mode opératoire

Les mesures de vitesse et d'atténuation des ondes de ultrasonores de volume se propageant au sein du composite sont effectuées en immersion en mode transmission à température ambiante 20°C .

La symétrie isotrope-transverse du composite étudié nous a amené à étudier l'influence de la direction de propagation sur la vitesse et l'atténuation des ondes ultrasonores dans deux plans caractéristiques : le plan isotrope (YZ) et le plan anisotrope (XZ).

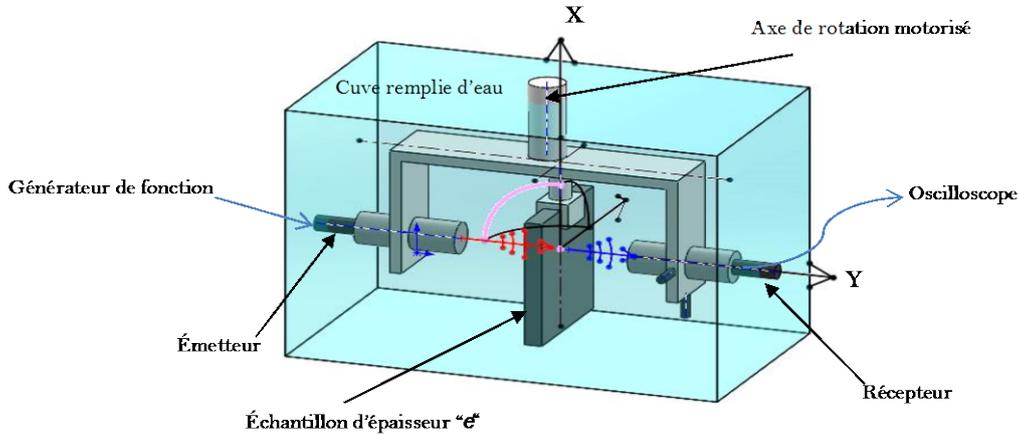


Figure 3-3. Système de mesures par ondes de volume des vitesses et des atténuations des ondes de volume en fonction de la fréquence et des directions de propagation.

Deux transducteurs identiques mono-élément de fréquence centrale de $\sim 5\text{MHz}$ et de 10mm de diamètre sont utilisés pour émettre et recevoir les ondes ultrasonores de part et d'autre du composite et ce, dans les mêmes conditions expérimentales et les mêmes gammes de fréquences dans lesquels sont effectuées les imageries multiéléments.

Le transducteur émetteur est excité avec des burst de courtes durées (4 cycles) générés à des fréquences allant de 2 MHz à 6 MHz et modulés par une gaussienne. Une première mesure est tout d'abord effectuée en l'absence d'échantillon afin de recevoir le signal de référence relatif à la propagation dans l'eau $r(t)$.

En présence d'échantillon, les mêmes mesures sont refaites et ce pour différentes incidences des ondes ultrasonores dont les valeurs dépendent des angles limites des ondes de volume ainsi générées.

Cela nous permet d'obtenir les signaux $s(t)$ dont les temps d'arrivée sont naturellement plus courts que celui de $r(t)$.

L'incidence normale est obtenue à l'aide d'un système mécanique à balayage automatisé assurant la perpendicularité des échantillons par rapport à l'axe central du faisceau ultrasonore incident (axe-Z). Cette mesure est jumelée à des mesures d'amplitudes où une optimisation est effectuée pour relier le maximum d'amplitude transmise et l'angle d'incidence normal qui est pris comme origine.

Selon le principe énoncé dans la Figure 3-3, le temps de vol dans l'échantillon est déterminé par inter-corrélation des signaux $r(t)$ et $s(t)$:

$$R(\tau) = \int_{-\infty}^{+\infty} r(t)s(t - \tau)dt \quad (3-15)$$

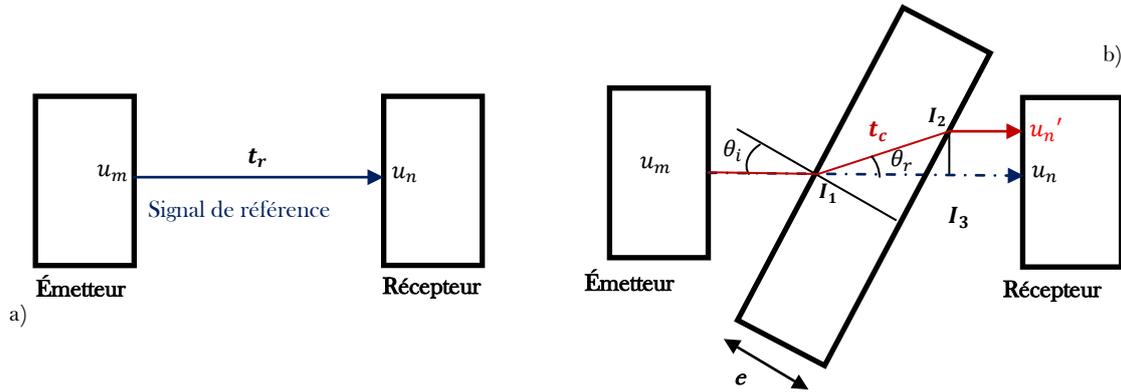


Figure 3-4. Principe de mesures de vitesses en incidence oblique ; (a) mesure du temps de référence dans l'eau t_r , (b) mesure du temps de vol de l'onde de volume dans le composite t_c .

3.3.2. Détermination des vitesses de phase en fonction des directions de propagation

La Figure 3-3 montre le principe de base permettant de remonter à la vitesse de propagation des différents modes de propagation dans le composite.

Ainsi, le temps de vol τ de l'onde ultrasonore en présence de l'échantillon peut s'exprimer en se basant sur les différents trajets ultrasonores : [3.47]

$$\tau = t_c - t_r = \left(\frac{u_m l_1 + l_2 u_n'}{c_1} + \frac{l_1 l_2}{c_2} \right) - \frac{u_m u_n}{c_1} = \frac{l_1 l_2}{c_2} - \frac{l_1 l_3}{c_1} \quad (3-16)$$

c_1 et c_2 sont les vitesses de propagation dans l'eau et dans le composite, respectivement.

L'expression (3-16) se simplifie sous la forme :

$$\tau = \frac{e}{c_2 \times \cos \theta_r} - \frac{e \cos(\theta_r - \theta_i)}{c_1 \times \cos \theta_r} \quad (3-17)$$

À l'aide de la loi de Snell-Descartes, l'angle de réfraction est donné par :

$$\theta_r = \sin^{-1} \left(\frac{c_{comp}}{c_{eau}} \sin \theta_i \right) \quad (3-18)$$

Cette expression permet d'obtenir la vitesse de propagation c_2 de l'onde ultrasonore dans le composite :

$$c_2 = e c_1 (e^2 + \tau^2 c_1^2 + 2e\tau c_1 \cos \theta_i)^{-\frac{1}{2}} \quad (3-19)$$

Les différentes mesures effectuées ont permis d'obtenir les valeurs représentées dans la figure 3-5 où il est possible de voir la variation de la vitesse de l'onde quasi-longitudinale en fonction de l'angle de réfraction obtenue dans le plan anisotrope (XZ). En effet, ladite vitesse reste quasiment inchangée pour des angles de réfraction compris entre 0° et $\pm 10^\circ$ où les vitesses sont les plus faibles ~ 2850 m/s. Au-delà de $\pm 10^\circ$, la vitesse de propagation croît rapidement pour atteindre une valeur de ~ 3350 m/s et ce pour une réfraction de $\pm 30^\circ$. Expérimentalement, il nous a été impossible d'aller au-delà de cette réfraction vraisemblablement à cause d'une atténuation élevée, hypothèse qui sera vérifiée ci-dessous. Enfin, notons que la vitesse enregistrée aux alentours de 0° sera considérée comme étant la vitesse du matériau supposé isotrope.

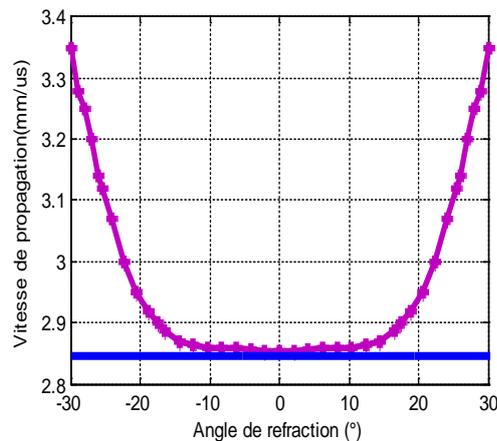


Figure 3-5. Vitesse de propagation expérimentale des ondes quasi-longitudinales (magenta) et celle du modèle isotrope homogène équivalent (bleu) en fonction des angles de réfraction.

3.3.3. Détermination de l'atténuation en fonction des directions de propagation

Avant de déterminer l'atténuation des ondes de volume dans le composite, nous avons tout d'abord calculé l'atténuation des ondes longitudinales dans l'eau. Cela s'est effectué dans les mêmes conditions expérimentales décrites ci-dessus. L'atténuation dans l'eau en transmission est donnée par :

$$\alpha_{eau}(f) = \frac{1}{D} \frac{e(f)}{r(f)} \quad (3-20)$$

$e(f)$ est le signal émis à la fréquence f , $r(f)$ est le signal de propagation dans l'eau (signal de référence), D est la distance séparant les deux transducteurs.

Les mesures effectuées à différentes fréquences ont montré que l'atténuation reste très faible et qu'elle évolue en fonction du carré de la fréquence selon la formule [3.47] :

$$\alpha_{eau}(f) = 2.17 \cdot 10^{-4} f^2 \text{ (dB/mm)} \quad (3-21)$$

Dans nos conditions expérimentales, l'atténuation dans l'eau varie entre $\alpha_{eau}(2\text{MHz}) \cong 1.1 \cdot 10^{-3} \text{ dB/mm}$ et $\alpha_{eau}(6\text{MHz}) \cong 8.0 \cdot 10^{-3} \text{ dB/mm}$. Cependant, l'épaisseur du composite étant $e = (30 \pm 2) \text{ mm}$, il est attendu à ce que la contribution de l'atténuation dans l'eau soit négligeable. L'atténuation des ondes ultrasonores dans le composite ne peut être déterminée sans la prise en compte des coefficients de transmission aux interfaces eau/composite. En incidence normale, le coefficient de transmission T est obtenu en fonction des impédances acoustiques des deux milieux de propagation Z_1 et Z_2 comme étant :

$$T = \frac{4 Z_1 Z_2}{(Z_1 + Z_2)^2} \quad (3-22)$$

Les impédances acoustiques des deux milieux sont obtenues en calculant le produit de la vitesse et de la masse volumique comme : $Z_1 = \rho_1 c_1$ et $Z_2 = \rho_2 c_2$. Notons que la

formulation du coefficient de transmission tient compte de la fréquence de façon implicite et ce à travers les vitesses de propagation dans les deux milieux où les signaux considérés correspondent aux transmissions directes. Pour des incidences plus élevées, le coefficient de transmission change de forme et devient dépendant de l'incidence et donc de l'anisotropie du matériau [3.48-3.52] :

$$T = \frac{2\gamma}{2\beta + i(\beta^2 - \alpha^2 - 1)} \quad (3-23)$$

où les coefficients γ et β sont donnés par:

$$\gamma = \frac{\rho_2 c_2 \cos \theta_i \cos^2(2\theta_r)}{\rho_1 c_1 \cos \theta_i \sin(2 \times \frac{e}{2} \times \cos \theta_i)} + \frac{\rho_2 c_2 \cos \theta_i \sin^2(2\theta_r)}{\rho_1 c_1 \cos \theta_i \sin(2 \times \frac{e}{2} \times \cos \theta_i)} \quad (3-24)$$

$$\beta = \frac{\rho_2 c_2 \cos \theta_i \cos^2(2\theta_r)}{\rho_1 c_1 \cos \theta_i \tan(2 \times \frac{e}{2} \times \cos \theta_i)} + \frac{\rho_2 c_2 \cos \theta_i \sin^2(2\theta_r)}{\rho_1 c_1 \cos \theta_i \tan(2 \times \frac{e}{2} \times \cos \theta_i)} \quad (3-25)$$

La valeur du coefficient d'atténuation dans le composite $\alpha_2(f)$ est obtenue en effectuant les transformées de Fourier des signaux de référence et de mesure $R(f)$ et $S(f)$, respectivement. Dans ce cas, $\alpha_2(f)$ s'écrit comme :

$$\alpha_2(f) = \frac{1}{D} (\ln T - \ln \left| \frac{E(f)}{R(f)} \right|) + \alpha_1(f) \quad (3-26)$$

En se basant sur l'équation (3-28), il nous ainsi été possible de déterminer le coefficient d'atténuation du composite P_1 en fonction de la direction de propagation et ce pour différentes fréquences allant de 2MHz à 6MHz. Les différentes mesures ont été effectuées pour un pas angulaire de 1° où l'influence de l'anisotropie des propriétés viscoélastiques sur l'atténuation a pu être mise en valeur pour le mode de propagation longitudinal.

Ainsi, les mesures ont permis de suivre l'évolution de l'atténuation en fonction des angles d'incidence θ_I jusqu'à une position angulaire maximale ($\theta_{MAX} \cong 15^\circ$) au-delà de laquelle le signal transmis devient difficile (ou impossible) à mesurer, en raison de sa faible amplitude.

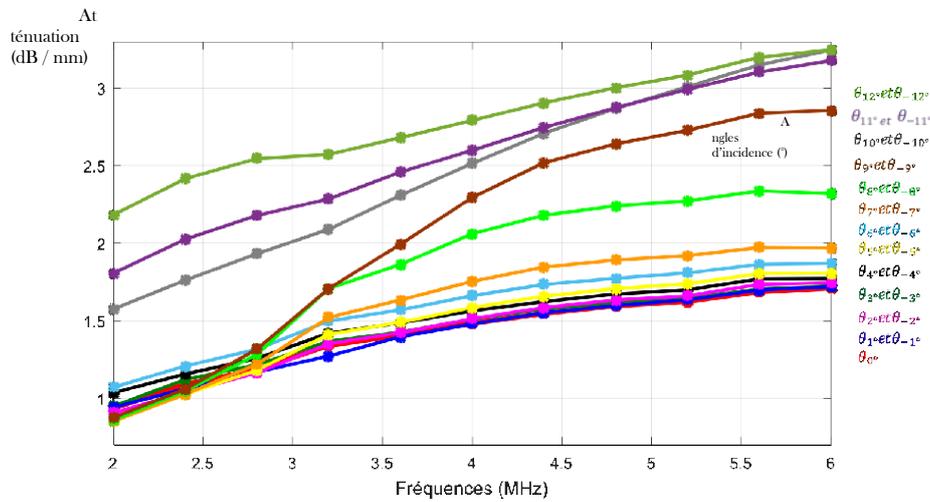


Figure 3-6. Dispersion fréquentielle du coefficient d'atténuation de l'onde longitudinale α_L dans le composite mesuré à différentes incidences symétriques par rapport à la normale dans le plan (ZX).

Cela peut être observé sur la Figure 3.7 où la décroissance de l'amplitude est très importante entre 0° et une réfraction de 25° (correspondre à une incidence de $\cong 15^\circ$).

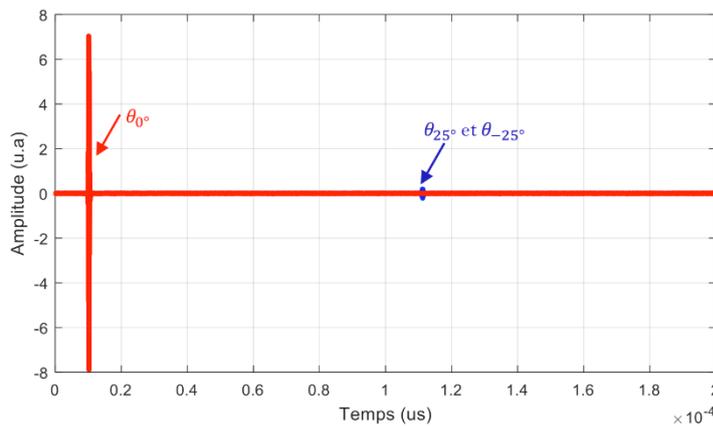


Figure 3-7. Signal mesuré dans le composite P1 pour une fréquence de 5MHz normale (rouge) en incidence et (bleu) pour une incidence de 15° correspondant à un angle de réfraction de 25° .

Les résultats révèlent que pour cet échantillon composite, les ondes ultrasonores sont fortement atténuées. En effet, les effets viscoélastiques de la matrice résineuse (qui joue un rôle de liant entre les charges) associés aux effets de dispersion causé par les fibres de carbone (les

renforts) ainsi qu'à celui du parcours ultrasonore dans le composite (épaisseur $\sim 30\text{mm}$) dégradent la qualité des signaux ultrasonores de façon importante dans un intervalle angulaire relativement faible. En incidence normale, il est facile de voir l'augmentation de l'atténuation α_L entre 2 MHz ($\sim 0.5 \text{ dB/mm}$) et 5 MHz ($\sim 1,7 \text{ dB/mm}$). De plus, il est également important de remarquer que l'évolution de l'atténuation à 2MHz en fonction de l'incidence n'est pas régulière pour un pas angulaire régulier. Cette observation qui peut être étendue aux autres fréquences étudiées, montre à quel point il est difficile de préconiser l'évolution de l'atténuation dans une structure composite réelle ce qui rend nécessaire le développement d'une telle étude. Par ailleurs, il est à remarquer que l'augmentation de la fréquence fait croître le bruit de structure. Ainsi, le rapport signal sur bruit (RSB) sera beaucoup plus faible à 5 MHz qu'à 2 MHz. Cela aura pour conséquence de rendre vulnérable la détection de certains défauts de petites tailles surtout ceux qui se trouvent du côté opposé au transducteur émetteur. Dans le cadre de ce travail, nous nous servirons des valeurs expérimentales du coefficient d'atténuation α_L trouvées ci-dessus pour étudier la pertinence de les intégrer dans les algorithmes d'imagerie TFM et PWI. Enfin, il est à noter que les vitesses et atténuations déterminées ci-dessus n'ont pas vocation à être intégrées directement dans une représentation mettant en jeu la plateforme de simulation CIVA. En effet, ce dernier exige la connaissance des propriétés viscoélastiques du milieu de propagation. La section suivante présente une démarche permettant de remonter aux propriétés viscoélastiques par méthode inverse.

3.4. Caractérisation des propriétés viscoélastiques par méthode inverse (Laboratoire I2M bordeaux)

L'objectif de cette partie est de caractériser les propriétés viscoélastiques de la plaque P_1 à partir de mesures ultrasonores. Ce principe a été utilisé dans différents travaux pour évaluer les propriétés élastiques des systèmes biologiques [3.48-3.52]. L'inversion des mesures de vitesse des ondes ultrasonores [3.35] a également été adaptée au problème d'un matériau isotrope-transverse dans le cas de matériaux composites unidirectionnels renforcés par des fibres et plus récemment au problème d'imagerie quantitative osseuse [3.46]. Dans notre cas, la motivation de cette démarche est double. Elle permet tout d'abord d'utiliser les données viscoélastiques dans la plateforme de simulation CIVA [3.53]. De plus, elle permet de valider les vitesses et atténuations identifiées précédemment dans le cadre d'une approche qui respecterait le principe d'homogénéisation du matériau composite étudié et ce moyennant de nouveaux modes de propagation différents de ceux utilisés précédemment. Ainsi, la prise en compte d'ondes de Lamb nous a amené à usiner une autre plaque possédant la même symétrie que la plaque P_1 avec la même coupe à 45° et dont l'épaisseur est six fois plus faible (épaisseur de $\sim 5\text{mm}$) pour un empilement de type $[0^\circ/\pm 45^\circ/90^\circ]_2$. Elle sera notée P_3 dans la suite du document. Enfin notons que cette partie a été développée à l'aide des moyens expérimentaux de l'institut de Mécanique et d'Ingénierie (I2M) à Bordeaux [3.5-3.8] [3.19-3.20].

3.4.1. Mode opératoire

Les ondes de volume sont générées selon des plans et des directions différents à l'aide d'une méthode ultrason en immersion en mode transmission (Cf. Figure 3.9). Les rotations peuvent être réalisées à l'aide du goniomètre qui supporte l'échantillon composite et l'incidence

normale est optimisée par un réglage précis des transducteurs ultrasonores. La vitesse ultrasonique dans l'eau est déterminée comme $V_w = 1487 \text{ m/s} \pm 1 \text{ m/s}$. Par inter-corrélation des impulsions ultrasonores en mode écho, il a été estimé que l'épaisseur du composite était de $5,00 \text{ mm} \pm 0,02 \text{ mm}$. La densité mesurée vaut 1831 kg/m^3 . Afin de mesurer la propagation dans différentes directions de propagation, l'effet de l'anisotropie sur les ondes de propagation ultrasonore a été pris en compte. En effet, la variation de l'angle d'inclinaison (pas angulaire θ) doit être optimisée selon l'anisotropie du plan de propagation envisagé. Dans le cas d'un plan isotrope, l'angle d'incidence peut être pris régulièrement avec un pas angulaire de 2° .

Cependant, si le plan est parallèle aux fibres, ce pas devient grossier : d'où la faible valeur de l'angle critique correspondant aux ondes longitudinales ($\sim 10^\circ$) et qui nécessite l'utilisation d'un plus petit pas de déplacement angulaire ($\sim 0,5^\circ$).

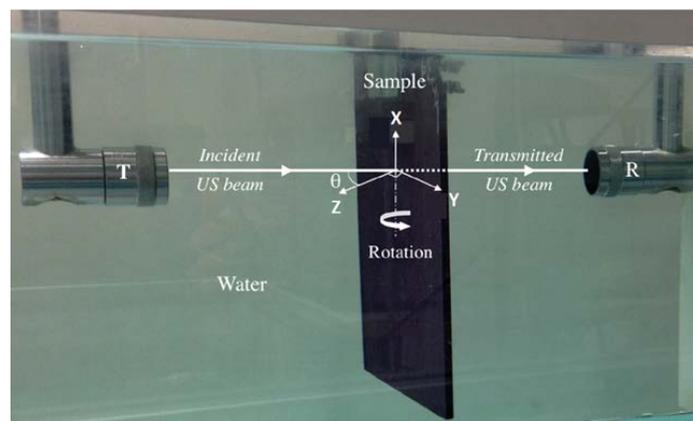


Figure 3-8. Banc ultrasonore à immersion utilisé pour mesurer les C_{ij} de matériaux (I2M).

En outre, le succès de ces mesures dépend fortement de la séparation du temps existant entre les ondes directes et les ondes réfléchies multiples. Cette condition implique que la durée des signaux devrait être supérieure à 2 fois T_0 , où T_0 est l'inverse de la fréquence centrale f_0 du transducteur. Par conséquent, la condition devient : $2.5 T_0 < 2H/V_L$, où H est l'épaisseur de la plaque et V_L la vitesse longitudinale dans le composite. Cette condition signifie que la fréquence centrale du transducteur devrait être : $f_0 > 2.5 V_L / (2H)$. Par conséquent, la fréquence centrale du transducteur devrait être d'environ 1MHz. Il convient de mentionner que l'utilisation de la fréquence 1MHz suffit pour considérer le composite comme un milieu de propagation homogène. En effet, la condition d'homogénéité est satisfaite lorsque la plus petite longueur d'onde (en général correspondant aux ondes de cisaillement) est au moins 2 fois supérieure à la plus grande hétérogénéité existant dans le milieu de propagation. Dans notre cas, cette condition est satisfaite car la couche la plus épaisse est d'environ $\sim 0,8 \text{ mm}$. Les données expérimentales acquises dans différents plans et directions sont ensuite utilisées pour déterminer les vitesses ultrasonores des ondes de volume générées. Ensuite, une technique inverse basée sur l'algorithme d'optimisation Newton-Raphson est utilisée pour résoudre l'équation de Christoffel dans le cas d'une symétrie orthotrope afin d'obtenir les sept constants élastiques indépendants du composite orthotrope.

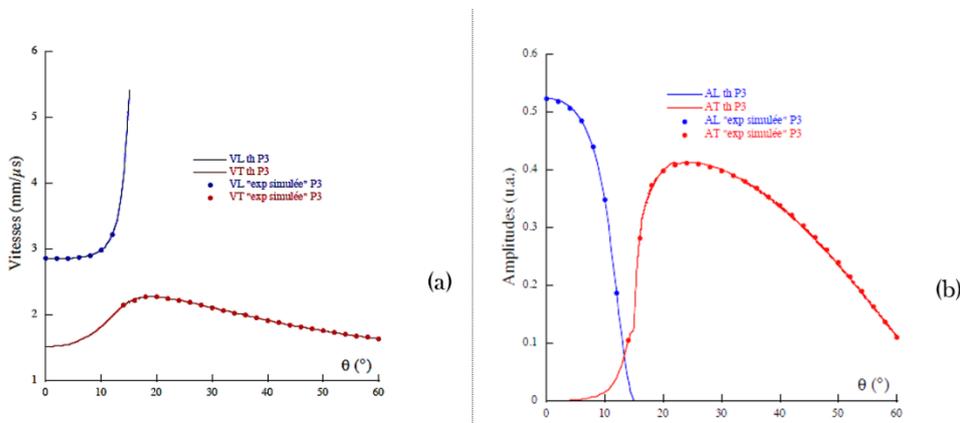
3.4.2. Tenseur d'élasticité du composite

Les problèmes d'homogénéisation rendent la méthode susmentionnée restrictive et empêchent d'effectuer des mesures ultrasonores à des fréquences élevées. Il a ainsi été tenté de retrouver les résultats différemment en se basant sur une détermination théorique en ondes de volume qui permettrait alors de retrouver les vitesses et les atténuations. Dans le but de réduire les erreurs sur les constantes élastiques, l'expérience a été simulée sur le même matériau avec un trajet ultrasonique plus long pour mieux séparer les signaux correspondant aux ondes ultrasonores de volume générées dans la plaque composite. Les constantes élastiques réelles optimisées pour la plaque P_3 d'empilement $[0/45/-45/90]_{2s}$ sont données par :

$$[C'_{ij-P_3}] = \begin{bmatrix} 60^{\mp 1} & 19.65 & 7.2^{\mp 0.1} & 0 & 0 & 0 \\ - & 60^{\mp 1} & 7.2^{\mp 0.1} & 0 & 0 & 0 \\ - & - & 14.8^{\mp 0.04} & 0 & 0 & 0 \\ - & - & - & 4.2^{\mp 0.02} & 0 & 0 \\ - & \text{symétrique} & - & - & 4.2^{\mp 0.02} & 0 \\ - & - & - & - & - & 19.15 \end{bmatrix} (GPa) \quad (3-27)$$

L'évolution des vitesses de phases c_φ des modes longitudinal et transversal en fonction de l'angle de réfraction dans le composite est donnée par la Figure 3-9. Cette dernière permet d'apprécier la concordance entre les valeurs théoriques et expérimentales et surtout "voir" les plages angulaires réduites auxquelles il est possible d'avoir accès aux vitesses longitudinales. De même, les constantes élastiques imaginaires optimisées pour la plaque P_3 d'empilement $[0/45/-45/90]_{2s}$ sont données par :

$$[C''_{ij-P_3}] = \begin{bmatrix} 0.25^{\pm 0.08} & 0.01^{\pm 0.01} & 0.01^{\pm 0.01} & 0 & 0 & 0 \\ - & 2^{\pm 0.08} & 0.39^{\pm 0.01} & 0 & 0 & 0 \\ - & - & 2^{\pm 2} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0.65^{\pm 2} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0.2^{\pm 0.05} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0.2^{\pm 0.08} \end{bmatrix} (GPa) \quad (3-28)$$



Par ailleurs, des mesures de vitesses d'ondes de Lamb ont été effectuées à l'aide d'un

Figure 3-10. (a) Représentation des vitesses de phase c_φ en fonction de l'angle. (b) Évolution de l'amplitude des modes longitudinal et transversal en fonction de l'angle de réfraction dans le composite

émetteur ultrasonore PZT en contact avec la plaque et d'un récepteur ultrasonore à couplage air. Dans ce cas, l'analyse des données est effectuée moyennant une double FFT appliquée sur les signaux mesurés le long du trajet des ondes guidées ainsi générées.

À cela s'ajoutent des mesures par contact à l'aide de deux transducteurs piézoélectriques couplés à deux tranches de la plaque situées en vis à vis où la distance de propagation est de 200 mm et les temps de vols ont été mesurés en plusieurs positions de la plaque dans les direction X et Y. Ainsi, les vitesses expérimentales obtenues à différentes fréquences sont comparées à celles calculées à partir du tenseur de viscoélasticité du matériau homogène équivalent au composite P₃, sa masse volumique et son épaisseur.

La Figure 3.12 montre le très bon accord existant entre les valeurs mesurées et que les ondes de Lamb ont notamment permis de vérifier la validité de cet accord notamment pour de très faibles valeurs de fréquence allant jusqu'à ~ 70kHz.

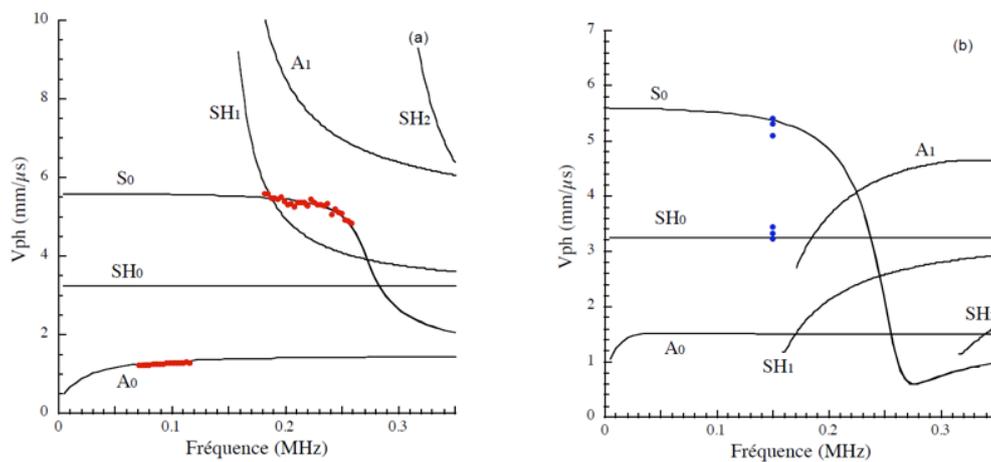


Figure 3-11. Calculs (—) et mesures (•••) des courbes de vitesses (a) de phase et (b) de groupe pour les ondes guidées le long de la plaque P3 ($[0^\circ/45^\circ/-45^\circ/90^\circ]_{2s}$) (I2M).

Enfin, il est important de noter que le modèle de reconstruction basé sur l'équation de Christoffel utilise comme données d'entrée des C_{ij} complexes indépendants de la fréquence i.e. les parties réelle et imaginaire sont constantes. Dans ces conditions, le modèle reproduit l'atténuation linéaire mesurée lors des expériences. Ce résultat est conforme à ceux trouvés lors de mesures de l'atténuation des ondes L et T en fonction de la fréquence dans divers types de matériaux dissipatifs (époxy, PVC, Plexiglas, composites UD, composites croisés) où il a été montré qu'elle évolue linéairement en fonction de la fréquence sur des plages allant de ~ 0.5 MHz jusqu'à ~ 8 MHz [3.5-3.8]. Notons cependant que les phénomènes physiques complexes à l'échelle moléculaire n'étant que partiellement compris, la recherche d'un modèle généralisé permettant d'obtenir l'atténuation dans ce type de matériau n'est toujours pas facile. La variation non linéaire (quadratique ou autre) de l'atténuation en fonction de la fréquence peut donc être vue, dans la mesure du possible, comme composée de portions linéaires sur la plage fréquentielle susmentionnée (~0.5MHz à ~7MHz). Le calcul

de la matrice d'élasticité C_{ij} , homogénéisée pour cet empilement sera de ce fait validé sur la plage de fréquences susmentionnées.

3.5. Comparaison des résultats relatifs aux deux approches

Les deux méthodes présentées ci-dessus sont potentiellement différentes lorsqu'il s'agit de respecter le critère d'homogénéité du matériau composite. Malgré les critères permettant de valider les mesures effectuées à des fréquences relativement élevées (pouvant aller jusqu'à 7MHz) il demeure néanmoins nécessaire de comparer les deux résultats en termes de variation de la vitesse de phase et d'atténuation en fonction de l'angle d'incidence (ou de réfraction). En effet, la comparaison des vitesses de phase (Figure 3-12) et de l'atténuation (Figure 3-3) permet de voir que les deux résultats sont très proches malgré le fait que les deux échantillons utilisés n'aient pas les mêmes épaisseurs. Cette observation très importante montre que le tenseur de viscoélasticité trouvé pour le composite de faible épaisseur reste valable pour le composite de forte épaisseur ($\sim 30\text{mm}$) sur la plage fréquentielle considérée par les deux approches ce qui nous affranchit du nombre de plis mis en jeu lors de la fabrication des deux composites i.e. $[0/45/-45/90]_{rs}$ où r représente la répétition des plis. Le résultat montre également qu'au-delà d'une incidence de 10° , le signal transmis dans le composite n'est plus exploitable à cause de l'augmentation considérable du coefficient d'atténuation au-delà de 25° de réfraction (ou 10° d'incidence). Ceci explique la raison pour laquelle le champ de rayonnement dans ce composite est essentiellement compris entre $[-10^\circ, 10^\circ]$.

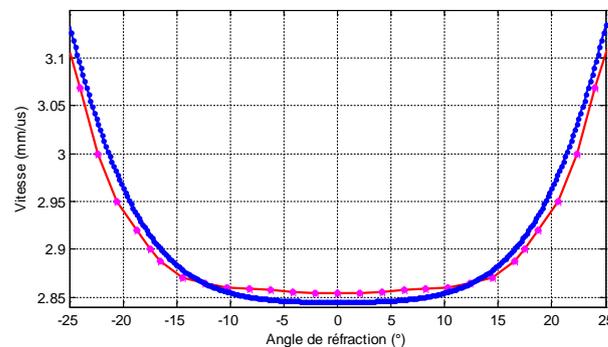


Figure 3-13. Superposition des courbes de vitesse de phase par les deux méthodes (rose) à partir de mesures directes et (bleu) à partir des constantes élastiques obtenues par méthode inverse.

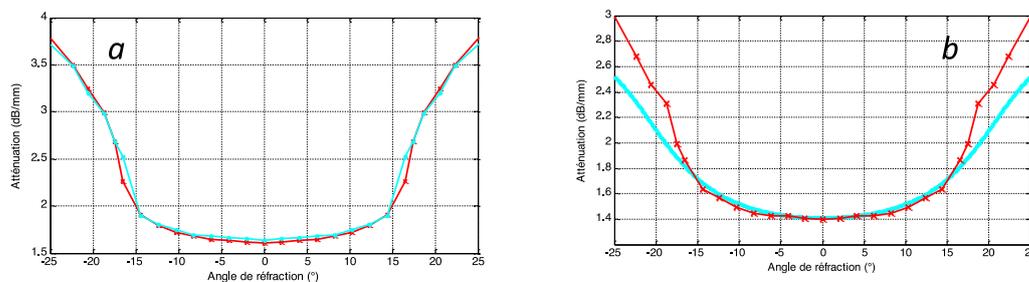


Figure 3-14. Évolution de l'atténuation des ondes quasi-longitudinales dans le composite à 5 MHz (a) et 3.5 MHz (b). Rouge : à partir de mesures directes ; (Cyan) à partir des constantes élastiques obtenues par méthode inverse.

3.6. Représentation des courbes de lenteurs et d'atténuation

Dans le but de compléter la description de l'effet de l'anisotropie sur les paramètres de propagation (vitesse et atténuation), il est important de s'intéresser à l'évolution de ces deux paramètres dans les différentes directions de propagation au sein du matériau composite. Ainsi, il est souvent utile de représenter les courbes de lenteurs relatives aux différents modes de propagation. Dans ce cas, le vecteur de lenteur de module ($1/V_\phi$) est orienté selon la direction de propagation de l'onde élastique. Lorsque l'onde élastique se propage dans un plan isotrope, la vitesse du mode considéré reste la même quelle que soit la direction de propagation et les courbes de lenteurs sont représentées par des cercles (Figure 3-15-a). Dans le cas d'un plan anisotrope, les vitesses de phases des différents modes varient en fonction de la direction de propagation ce qui confère aux courbes de lenteurs des formes plus au moins complexes en fonction de la symétrie du plan considéré. Ainsi, l'injection des éléments du tenseur d'élasticité de la plaque P_1 ($[0/45/-45/90]_{12s}$) dans les équations (3-32), (3-33) et (3-30) a permis de remonter aux variations des vitesses de phase c_{qL} , c_{qTH} et c_{qTV} (Figure 3-16-b). Les courbes obtenues correspondent aux variations dans le plan d'imagerie ultrasonore (XZ). Dans le cas d'un matériau homogène équivalent de symétrie isotrope, l'énergie se propage toujours dans la même direction que les ondes élastiques considérées. En revanche, dans le cas où l'anisotropie est prise en compte, cela n'est plus vrai et nous devons nous poser la question relative à la pertinence d'effectuer une étude basée sur les vitesses de phase. En effet, une telle étude prendrait tout son sens dans le cas des méthodes d'imagerie que nous proposons où différentes directions de propagation sont mises en jeu que ce soit pour la méthode TFM ou PWI.

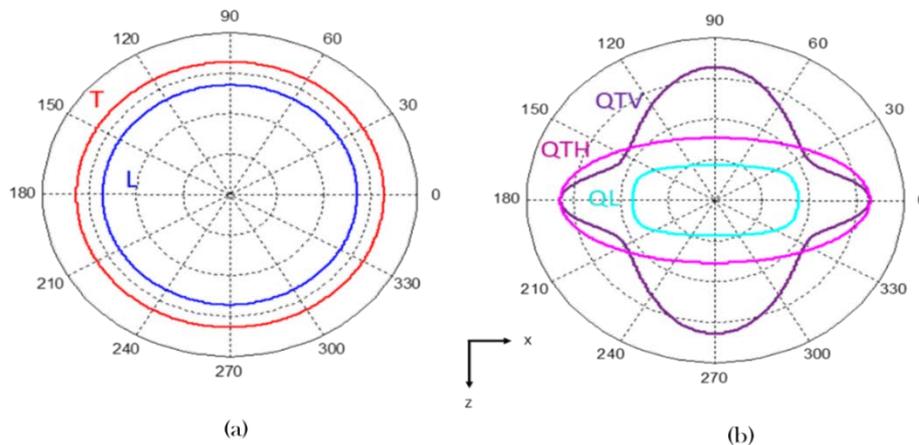


Figure 3-17. Courbes de lenteur dans le plan P_{13} (a) Pour le composite homogénéisé isotrope, (b) Pour le matériau composite d'empilement $[0/45/-45/90]_{12s}$.

Par ailleurs, la prise en compte de la réalité physique du milieu de propagation nécessite de considérer les phénomènes d'atténuation dans le modèle de reconstruction ultrasonore. Cela est d'autant plus justifié lorsqu'il s'agit de structures composites épaisses et très hétérogènes. Ainsi, les atténuations correspondant au composite d'empilement $[0/45/-45/90]_{12s}$ et son modèle isotrope homogène équivalent ont été déterminées moyennant les équations (3-37) et (3-46) pour les différents modes de propagations mis en jeu dans les plans isotrope et anisotrope, respectivement. Les résultats présentés dans la Figure 3-18 permettent d'envisager une prise en compte de l'atténuation dans les méthodes TFM et PWI pour les cas isotrope et surtout anisotrope dans le plan (XZ) et ce même pour les incidences normale (0°) et rasante (90°).

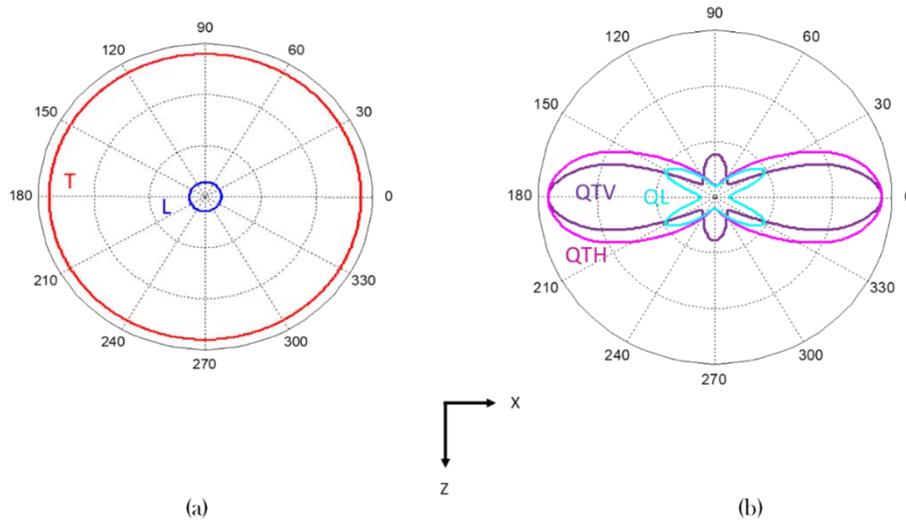


Figure 3-19. Évolution de l'atténuation (dB/mm) des ondes ultrasonores générées à $f=3.5$ MHz dans le plan P_{13} : (a) Pour le composite homogénéisé isotrope, (b) Pour le matériau composite d'empilement $[0/45/-45/90]_{12s}$.

3.7. Conclusion du chapitre

Dans ce chapitre, nous nous sommes intéressés à la caractérisation des propriétés viscoélastiques du matériau composite $[0/45/-45/90]_{12s}$. Cela s'est effectué aussi bien dans le cas isotrope et anisotrope où les questions relatives à l'homogénéisation des propriétés viscoélastiques ont été exposées. Les deux approches proposées permettent d'envisager d'intégrer les variations des propriétés viscoélastiques soit à travers les paramètres vitesse et atténuation soit à travers la prise en compte des parties réelle et imaginaire du tenseur d'élasticité déterminées par méthode inverse. Par ailleurs, les résultats obtenus révèlent que pour le composite étudié les ondes ultrasonores sont fortement atténuées et que la dispersion de l'atténuation affecte sensiblement la détection des ondes élastiques. En effet, au moment où l'atténuation à $\theta = 0^\circ$ est relativement faible à 2 MHz, les résultats montrent qu'elle croît sensiblement à ~ 5 MHz ($\sim 1,7$ dB/mm). De plus, l'augmentation de la fréquence de l'onde ultrasonore détériore le rapport signal-sur-bruit (RSB) ce qui pourrait limiter les capacités réelles de détection de certains défauts, qui est théoriquement devrait être possible. Les raisons susmentionnées, nous ont amenées à trouver un compromis entre une longueur d'onde raisonnablement petite et un RSB convenable de façon à pouvoir détecter des défauts petits et profonds pouvant exister dans ce composite dont l'épaisseur avoisine les 30mm. Ainsi, les méthodes TFM et PWI traitées dans le quatrième chapitre seront basées sur la propagation et la réflexion des ondes de volumes générées avec un capteur de 3.5MHz. Enfin, le dernier chapitre étudiera également les possibilités d'améliorer les résultats expérimentaux lors de la prise ou non de l'anisotropie en considérant des vitesses de phase et de groupe.

3.8. Références bibliographiques

[3.1] B. A. Auld, «Acoustic fields and waves in solids», R. E. Krieger, Malabar (Fla.), cf. p. 8, 1990.

[3.2] D. Royer, E. Dieulesaint et P.-G. d. Gennes, «Ondes élastiques dans les solides», tome 1., propagation libre et guidée, Enseignement de la physique, Masson, cf. p. 7, 8, 1996.

[3.3] J. Weiss, C. Bord, «Les matériaux composites», Usine Nouvelle ,1983.

[3.4] G. Dupupet, «Fibres de carbone. », AM5134, Techniques de l'Ingénieur, 2008.

[3.5] B.Hosten, A. Barrot et J.Roux , «Interférométrie numérique ultrasonore pour la détermination de la matrice de raideur des matériaux composites», Acoustica vol.53, N°4, p.212-217, 1983.

[3.6] S.Baste, B.Hosten, «Evaluation de la matrice d'Hasticite des composites orthotropes par propagation ultrasonore en dehors des plans principaux de symetrie», Revue de Phys.Appl. 25 ,161-168, 1990.

[3.7] B.Castagnede, J.Roux, B.Hosten , «Correlation method for normal mode tracking in anisotropic media using an ultrasonic immersion system », Ultrasonics , Vol.27, pp.280-287, 1989.

[3.8] M.Castaigns, C.Bacon , B.Hosten , MV. Predoi, «Finite element predictions for the dynamic response of thermo-viscoelastic material structures», J Acoust Soc Am, 115:1125-33, 2004.

[3.9] Gu. Shu, «Convergence rates of Neumann problems for Stokes systems», Journal of Mathematical Analysis and Applications, Volume 457, Issue 1, 1, Pages 305-321,2018.

[3.10] A.E. Love, «Some problems of geodynamics», Cambradge University Press, London, 1911, 180p,1927.

[3.11] J. M. Carcione, M. A. Schoenberg, « 3-D ground-penetrating radar simulation and plane-wave theory in anisotropic media», *Geophysics*, 65(5), 1527-1541, 2000.

[3.12] J. M. Carcione, «Ground-Penetrating Radar: Wave Theory and Numerical Simulation in Lossy Anisotropic Media», *Geophysics*, 61(6), 1664-1677, 1996.

[3.13] A. Ben-Menahem, S. J. Singh-, «Seismic Waves and Sources», Berlin, Heidelberg, New York: Springer-Verlag, *Volume 119, Issue 4*, p. 426, 1982.

[3.14] Z. Hashin, «Complex moduli of viscoelastic composites. II. Fiber reinforced materials», *Int. J. Solids Struct.* 6, 797-807, 1970.

[3.15] J.D. Achenbach, G. Herrmann, «Dispersion of free harmonic waves in fiber-reinforced composites», *AIAA Jnl*, 6, p. 1832, 1968,

[3.16] M. Deschamps, B. Hosten, «The effects of viscoelasticity on the reflection and transmission of ultrasonic waves by an orthotropic plate», *The Journal of the Acoustical Society of America* 91, 2007, Acoustical Society of America, 1992.

[3.17] S. Baudouin, B. Hosten, «Immersion ultrasonic method to measure elastic constants and anisotropic attenuation in polymer-matrix and fiber-reinforced composite materials.».

[3.18] Sandrine Baudouin, Bernard Hosten, , «Comparison between prediction and measurement of viscoelastic moduli in composite materials versus temperature using ultrasonic immersion technique with oil», *Ultrasonics Volume 34, Issues 2-5, Pages 379-382*, 1996.

[3.19] M. Castaings, B. Hosten, «Delta operator technique to improve the Thomson Haskell method stability for propagation in multilayered anisotropic absorbing plates», *J Acoust Soc Am* 1994; 95(4):1931-41.

[3.20] B. Hosten, M. Castaings, «Transfer matrix of multilayered absorbing and anisotropic media. Measurements and simulations of ultrasonic wave propagation through composite materials», *J Acoust Soc Am*, 94(3):1488-95, 1993.

[3.21] DE. Chimenti, «Guided waves in plates and their use in materials characterization»,. J Am Soc Mech Engng, 50(5):247–84, 1997.

[3.22] M.D. Enderbya, A.R. Clarkea, M. Patelb, P. Ogdenc, A.A. Johnsona, «An automated ultrasonic immersion technique for the determination of three-dimensional elastic constants of polymer composites».

[3.23] A. Varadé, A. Bayón, P. N. J. Rasolofosaon, F. Gascón, «Experimental results on bulk waves and Rayleigh waves in slate»,. The Journal of the Acoustical Society of America 99, 292 , Acoustical Society of America, 1996.

[3.24] C. Prada, D. Clorennec, T.W. Murray, D. Royer, «Influence of the anisotropy on zero-group velocity Lamb modes», The Journal of the Acoustical Society of America 126, 620 Acoustical Society of America, 2009.

[3.25] B.Chapuis, N.Terrien, and D.Royer, «Excitation and focusing of Lamb waves in a multilayered anisotropic plate»,. The Journal of the Acoustical Society of America 127, 198, Acoustical Society of America, 2010.

[3.26] F. Reverdy, and B. Audoin, « Ultrasonic measurement of elastic constants of anisotropic materials with laser source and laser receiver focused on the same interface», Journal of Applied Physics 90, 4829, American Institute of Physics, 2001.

[3.27] F. Reverdy, and B. Audoin, « Elastic constants determination of anisotropic materials from phase velocities of acoustic waves generated and detected by lasers», The Journal of the Acoustical Society of America 109, 1965, Acoustical Society of America, 2001.

[3.28] J.Yang, J.Cheng, and Y.H. Berthelot, «Determination of the elastic constants of a composite plate using wavelet transforms and neural networks», The Journal of the Acoustical Society of America 111, 1245, Acoustical Society of America, 2002.

[3.29] C.Aristégui, and S.Baste, «Optimal determination of the material symmetry axes and associated elasticity tensor from ultrasonic velocity data», The Journal of the Acoustical Society of America 102, 1503 , Acoustical Society of America, 1997.

[3.30] J. Vishnu Vardhan, C. V. Krishnamurthy, «Material Symmetries from Ultrasonic Velocity Measurements: A Genetic Algorithm Based Blind Inversion Method», AIP Conference Proceedings 894, 725, American Institute of Physics, 2007.

[3.31] N. Alaoui-Ismaili, P. Guy, and B. Chassignole, «Experimental determination of the complex stiffness tensor and Euler angles in anisotropic media using ultrasonic waves», AIP Conference Proceedings 1581, 934, American Institute of Physics, 2014.

[3.32] N. Leymarie, C. Aristegui, B. Audoin, and S. Baste, J. Acoust. Soc. Am. 111, 1232, 2002.

[3.33] M. Cinquina, M. Castaingsa, B. Hostena, P. Brassierb, «Monitoring of the moisture content in carbon-epoxy plates using Lamb waves», NDT&E International 38 37-44, 2005.

[3.34] Bernard Hosten, David A. Hutchins, and David W. Schindel, , « Measurement of elastic constants in composite materials using air-coupled ultrasonic bulk waves», The Journal of the Acoustical Society of America 99, 2116, Acoustical Society of America, 1996.

[3.35] M. Castaings, and P. Cawley, «The generation, propagation, and detection of Lamb waves in plates using air-coupled ultrasonic transducers, », The Journal of the Acoustical Society of America 100, 3070, Acoustical Society of America, 1996.

[3.36] M.Duquenoay, M.Duafrouh, D.Devos, F.Jenot, M.Durak, «Effective elastic constants in acoustoelasticity»,Appl. Phys. Lett. 92, 244105 American Institute of Physics, 2008.

[3.37] F. D. Murnaghan, , «Finite Deformation of an Elastic Solid »,Wiley, New York, 1951.

[3.38] R. A. Toupin and B. Bernstein, J. Acoust. Soc. Am. 33, 216, 1961.

[3.39] M.Destrade, R. W. Ogde, «On the third- and fourth-order constants of incompressible isotropic elasticity», The Journal of the Acoustical Society of America 128, 3334, Acoustical Society of America, 2010.

[3.40] R. S. Lakes, «Viscoelastic measurement techniques», Review of Scientific Instruments 75, 797 American Institute of Physics, 2004.

[3.41] J. Maynard, Phys. Today 49, 26 1996.

[3.42] A. Migliori, J. L. Sarrao, « Resonant Ultrasound Spectroscopy », Wiley, New York, 1997.

[3.43] J. Plešek, R. Kolman, M. Landa, « Using finite element method for the determination of elastic moduli by resonant ultrasound spectroscopy », The Journal of the Acoustical Society of America 116, 282, Acoustical Society of America, 2004.

[3.44] J.L. Gennisson, T. Deffieux, E. Macé, G. Montaldo, «viscoelastic and Anisotropic Mechanical Properties of in Vivo Muscle Tissue Assessed by Supersonic Shear Imaging», Ultrasound in Med. & Biol., Vol. 36, No. 5, pp. 789–801, 2010.

[3.45] C. Baron, S. Naili, «Propagation of elastic waves in a fluid-loaded anisotropic functionally graded waveguide: Application to ultrasound characterization», The Journal of the Acoustical Society of America 127, 1307, Acoustical Society of America, 2010.

[3.46] D. Royer and E. Dieulesaint, «Elastic Waves in Solids. I. », Free and Guided Propagation, Springer, Berlin, Chap. 4, 1999.

[3.47] G.W.C KAYE, T.H LABY, « Tables of Physical and Chemical Constants », 16th Edition, London : Longmans, Green and Co, 611 p, 1995.

[3.48] P. Lasaygues P, «Etude de l'écho d'une fissure. Traitement de signaux par analyse en ondelettes en contrôle non destructif», PhD- Thesis of University Aix Marseille II , 1992.

[3.49] P. Lasaygues , J.P. Lefebvre, «Cancellous and cortical bone imaging by reflection tomography», Ultrasonic Imaging, 23, 55-68, 2001.

[3.50] P. Lasaygues , J.P. Lefebvre, E. Quedraogo, «New deal and prospects in long bone ultrasonic imaging», in progress in Proceedings IEEE Ultrasonics, Atlanta, 2001.

[3.51] Lefebvre J.P., 1988, , «A linearized inverse problem: acoustic impedance tomography of biological scattering: detection and inverse problem», in Bourelly C., et al ED., 287-301.

[3.52] Lipson S.F., Katz J.L., 1984. , «The relationship between elastic properties and microstructure of bovine cortical bone», Journal of Biomechanics 17, 231-240.

[3.53] S. Deydier, N. Gengembre, O. Pétillon and V. Mengeling, «Ultrasonic field computation into multilayered composite materials using a homogenization method based on ray theory», Review in progress in QNDE, vol 24 (b), p. 1051, 2004.

Chapitre 4

Amélioration de l'imagerie par focalisation en tout point dans un composite anisotrope

4. Amélioration de l'imagerie par focalisation en tout point dans un composite anisotrope

Dans le cas des matériaux composites, nous sommes souvent confrontés aux variations des paramètres vitesse et atténuation en fonction des directions de propagation des ondes élastiques considérés. Ainsi, les méthodes d'imagerie multi-éléments nécessitent de connaître l'anisotropie du composite étudié pour focaliser en émission et réception dans la zone d'intérêt. Quand les données sur l'anisotropie ne sont pas accessibles, le problème est alors éludé en focalisant suivant l'épaisseur sans défléchir les faisceaux (ex. balayage linéaire focalisé, section 2.3) ou en transmettant une onde plane parallèle à la surface de la plaque composite (ex. méthode PWI^{0°}, section 2.3). Dans le cas d'une structure de surface complexe, le principe du contrôle consiste à transmettre dans le couplant un front d'onde parallèle à la surface d'entrée, ce qui peut être réalisé au moyen d'un capteur multi-éléments avec une mise en forme courbe [4.1] ou en mettant en œuvre une méthode adaptative [4.2].

La démarche proposée dans ce dernier chapitre est basée sur l'exploitation des mesures effectuées dans le chapitre 3. En effet, nous proposons dans cette partie d'améliorer les méthodes d'imagerie multi-éléments en prenant en compte la dépendance angulaire des vitesses de phase et/ou de groupe pour la formation de faisceaux. L'originalité de cette étude est qu'elle s'intéresse à l'application des deux méthodes d'imagerie, TFM et Plane Wave Imaging (PWI). Il est attendu à ce que les effets de l'anisotropie du composite étudié ne soient pas perçus de la même manière par les deux méthodes. Il est, par exemple, attendu à ce que la méthode PWI soit moins sensible aux effets de l'atténuation, ainsi qu'aux variations de vitesse dans la mesure où les ondes planes sont transmises sous des angles pas trop éloignés de l'incidence normale (pour TFM, chaque tir correspond à une onde divergente se propageant potentiellement dans toutes les directions). Ainsi, la pertinence des méthodes pour l'inspection des composites sera étudiée en analysant la qualité des images obtenues (Rapport Signal sur Bruit (RSB), largeurs et positions des échos, etc.), ainsi qu'en étudiant la sensibilité en fonction de l'incertitude de mesure des constantes de rigidité susmentionnées.

Le présent chapitre décrit tout d'abord le dispositif expérimental et rappelle les propriétés acoustiques du composite carbone/époxy issues de la campagne de mesures du précédent chapitre. Cela est suivi par une première étude avec des données simulées « idéales » où seule l'anisotropie de vitesse est susceptible d'impacter la qualité des images (absence d'atténuation et de bruit). L'apport d'une prise en compte de l'anisotropie est démontré clairement pour l'imagerie TFM et PWI, notamment en confrontant les résultats avec ceux obtenus en milieu isotrope. Enfin, ce chapitre s'achève par une étude expérimentale et présente les résultats d'imagerie en considérant les variations des vitesses de phase (lorsque cela est possible) et propose également une étude en vitesse de groupe dans l'algorithme de reconstruction pour pallier le manque d'informations relatives aux constantes élastiques des matériaux composites anisotropes.

4.1. Configuration d'inspection et propriétés de la plaque composite

Dans ce chapitre, les méthodes TFM et PWI sont évaluées sur la plaque P1 en carbone/époxy décrite sur la Figure 4.1. La plaque a une épaisseur de 30 mm et est imagée au contact avec un traducteur linéaire constitué de 64 éléments. Ce dernier est à la fréquence centrale $f_c = 3,5$ MHz avec une bande-passante estimée à 80% à -6 dB. Le pas inter-éléments est 1 mm et la surface active des éléments est estimée à $\sim 0,9 \times 7$ mm². Le capteur est positionné sur une partie de la plaque comportant quatre trous génératrice identiques de diamètres 1,5 mm et de longueurs 10 mm.

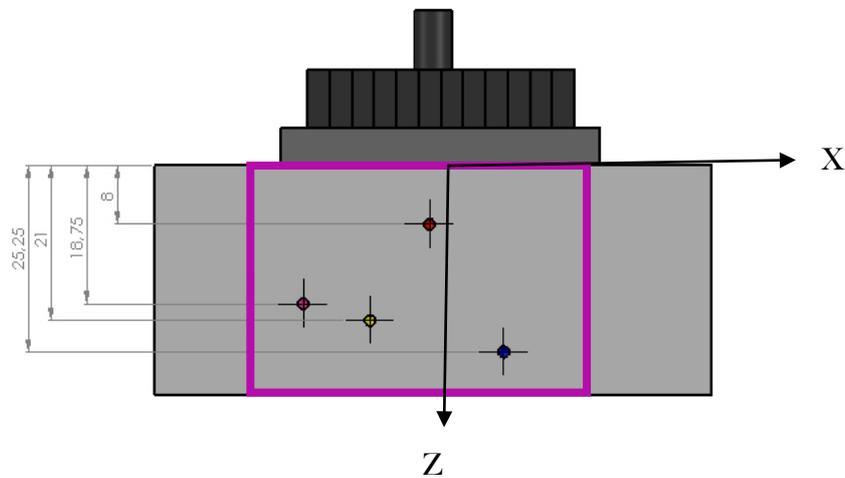


Figure 4-1. Configuration d'inspection de la plaque P1 avec un capteur au contact et distribution des réflecteurs dans la zone d'intérêt (rose).

Les propriétés acoustiques (vitesse de phase et atténuation) du matériau ont été caractérisées dans le chapitre précédent. Il est aussi rappelé que le tenseur des rigidités (en GPa) pour la plaque P₁ d'empilement $[0/45/-45/90]_{12s}$ est :

$$[C'_{ij-P_1}] = \begin{bmatrix} 60^{\mp 1} & 19.65 & 7.2^{\mp 0.1} & 0 & 0 & 0 \\ - & 60^{\mp 1} & 7.2^{\mp 0.1} & 0 & 0 & 0 \\ - & - & 14.8^{\mp 0.04} & 0 & 0 & 0 \\ - & - & - & 4.2^{\mp 0.02} & 0 & 0 \\ - & \text{symétrique} & - & - & 4.2^{\mp 0.02} & 0 \\ - & - & - & - & - & 19.15 \end{bmatrix} \quad (4-1)$$

La Figure 4-2 présente les profils de vitesse de phase et d'atténuation pour une fréquence centrale de 3, 5 MHz en fonction de l'angle de transmission dans le matériau. Ainsi, pour une plage angulaire comprise entre $[-25^\circ ; +25^\circ]$, il est possible de remarquer que l'évolution de l'atténuation ne va en faveur d'une détection optimale des signaux ultrasonores. En effet, les effets viscoélastiques relatifs à la matrice résineuse et la diffusion causée par les fibres de

carbone, additionnés aux effets liés au parcours ultrasonore dans le composite d'épaisseur importante ($\sim 30\text{mm}$), peuvent dégrader considérablement la qualité des signaux. Par ailleurs, cette même figure montre que dans l'intervalle angulaire $[-15^\circ; +15^\circ]$ les vitesses de phase évoluent très peu et que l'atténuation déjà importante à 0° ($\sim 1.4 \text{ dB/mm}$) évolue de manière importante pour atteindre $\sim 1.7 \text{ dB/mm}$ pour une transmission à $\pm 15^\circ$ et $\sim 2.5 \text{ dB/mm}$ à $\pm 25^\circ$.

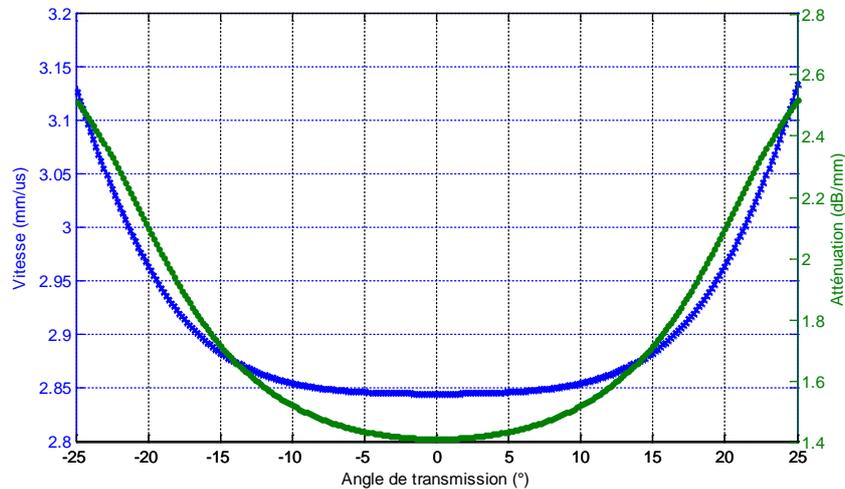


Figure 4-2. Variations angulaires à 3, 5 MHz (a) de vitesse de phase (bleu) et (b) d'atténuation (vert) et dans la plaque P1 entre -25° et $+25^\circ$ déduites des mesures en transmission

4.2. Imagerie TFM et PWI : étude avec des données simulées

4.2.1. Effet de l'anisotropie sur les images TFM et PWI

Dans un premier temps, le matériau composite stratifié a été pris en compte dans la plateforme de simulation CIVA moyennant la matrice d'élasticité homogénéisée dans le plan (ZX) telle que calculée dans le troisième chapitre. Dans ce cas, il est important de noter que seule l'anisotropie relative à la vitesse de phase a pu être modélisée. En effet, dans sa forme actuelle, la plateforme CIVA ne permet pas l'utilisation de la partie imaginaire du tenseur d'élasticité de manière à prendre en compte l'atténuation. Par ailleurs, les données simulées n'ont pas pris en compte le bruit électronique et le bruit de structure pouvant être créé par l'hétérogénéité du matériau.

Dans le but de mieux évaluer l'impact de l'anisotropie sur les images TFM et PWI, les échos ont été simulés avec CIVA en considérant un milieu de propagation isotrope, dans un premier temps, puis anisotrope. Les jeux de données ainsi obtenus ont été post-traités en supposant un modèle de reconstruction isotrope. En ce qui concerne l'algorithme PWI, 31 ondes planes ont été transmises dans le matériau entre -15° à $+15^\circ$ avec pas angulaire de 1° . Les lois de retard appliquées pour dévier les ondes planes ont été calculées en supposant un milieu isotrope dans chaque cas (échos simulés en milieu isotrope, puis anisotrope).

Sur la Figure 4-3, les images TFM (a) et PWI (b) sont calculées en post-traitant les données simulées en milieu isotrope avec un modèle de reconstruction isotrope. La zone de reconstruction est définie pour imaginer les quatre trous génératrice (l'écho du fond de la plaque n'a pas été inclus dans les simulations). Ces derniers sont représentés sur chaque image par des cercles jaunes de diamètres 1,5 mm. Comme le montre la figure ci-dessous, les méthodes TFM et PWI (-15° à +15°, par pas de 1°) offrent une qualité d'image remarquable en tous points de la zone d'intérêt car les propriétés du milieu pour simuler les échos et calculer les temps de vol sont en accord. Les échos localisent avec précision les réflecteurs ponctuels dans le milieu.

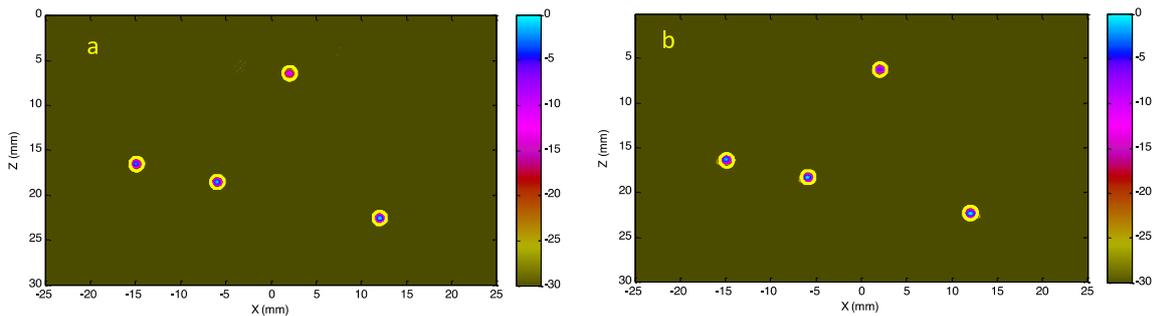


Figure 4-3. Images avec des données simulées en milieu isotrope avec un modèle de reconstruction isotrope dans le plan (ZX) : (a) TFM (b) PWI (-15° à 15° par pas de 1°). Les quatre trous de génératrice de diamètres 1,5 mm sont représentés par les cercles jaunes.

Dans le cas où les propriétés anisotropes du milieu de propagation sont prises en compte (symétrie isotrope-transverse), la reconstruction des images relatives aux signaux simulés à l'aide d'un modèle isotrope n'est plus adaptée. En effet, comme le montre la Figure 4-4, les échos relatifs aux défauts dans les imageries TFM et PWI sont alors altérés à cause de l'anisotropie du matériau (celle de la vitesse de phase dans le cas présent) dont l'impact sur les deux types d'imagerie n'est pas le même. Ainsi, nous pouvons déjà souligner l'avantage de la méthode PWI qui est moins sensible aux variations de vitesse par rapport à la méthode TFM car les ondes planes sont transmises dans une plage angulaire relativement étroite [-15° ; +15°] où le profil de vitesse sur la Figure 4-3 est presque plat. Cependant, pour ce traitement, il est clair que les deux images souffrent de la non prise en compte de l'anisotropie qui peut être visible à l'œil nu à travers la mauvaise location des défauts et/ou à travers l'étalement spatial des échos associés. Pour l'imagerie PWI, même si les ondes planes sont transmises sous des angles faibles, l'anisotropie doit être prise en compte dans le calcul des temps de vol en réception (entre les points de l'image et les récepteurs), car ils correspondent à des angles plus forts, et donc à des écarts de vitesses plus importants entre les milieux de propagation isotrope et anisotrope.

Il est rappelé à ce niveau que la vitesse c_L utilisée dans le modèle de reconstruction isotrope est celle en incidence normale évaluée dans le plan (ZX) comme :

$$c_L = \sqrt{\frac{c_{33}}{\rho}} \quad (4-2)$$

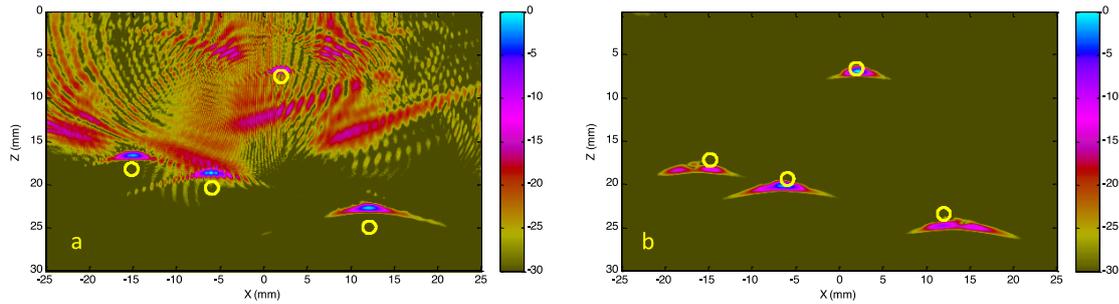


Figure 4-4. Présentation des images avec des données simulées anisotropes (symétrie isotrope-transverse) avec un modèle de reconstruction isotrope dans le plan (ZX) : (a) TFM (b) PWI (-15° à 15° , pas de 1°).

Il est possible de mieux quantifier l'impact de l'anisotropie à travers les courbes échodynamiques horizontales. Pour une image donnée, une échodynamique horizontale représente l'évolution du maximum d'amplitude le long de la direction X ; pour une chaque valeur de X, la courbe indique donc le maximum d'amplitude d'une colonne de l'image. Ces courbes permettent de quantifier le RSB, la résolution latérale, et le positionnement des échos selon X (les courbes échodynamiques verticales informent sur la résolution temporelle et le positionnement des échos selon Z). Les échodynamiques horizontales des images TFM et PWI sont affichées sur les Figures 4-4 (a) et 4-4 (b), respectivement. Afin de mieux apprécier l'effet de l'anisotropie, ces courbes sont comparées à celles obtenues dans la même direction X dans le cas du même composite supposé de symétrie isotrope, et ce, à partir des données de la Figure 4-3.

Les échodynamiques horizontales TFM et PWI ainsi obtenues sont superposées et présentées sur la Figure 4-5.

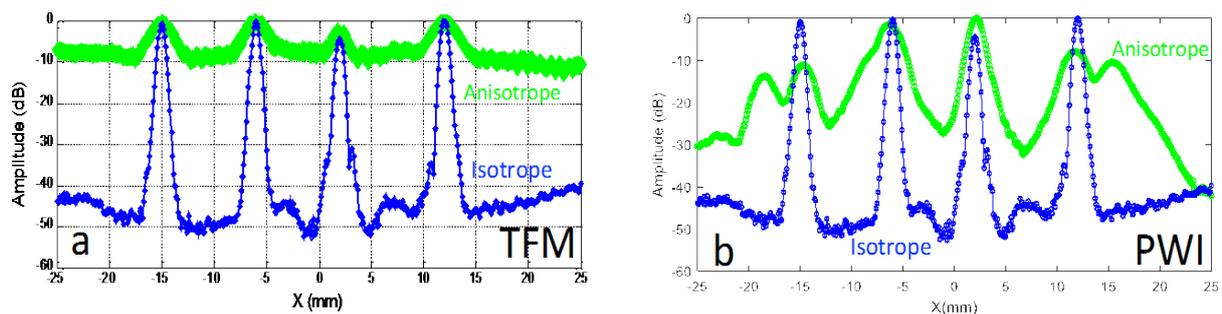


Figure 4-5. Courbes échodynamiques dans la direction X des images (a) TFM et (b) PWI (-15° à 15° par pas de 1°) avec un modèle de reconstruction isotrope. Les échos ont été simulés en supposant un milieu de propagation isotrope (Bleu), puis anisotrope (Vert). Chaque courbe est affichée en dB et a été normalisée par l'amplitude maximale de l'image correspondante.

La Figure 4-5 permet de constater que la dynamique en amplitude diminue considérablement lorsqu'on passe d'une symétrie isotrope à une symétrie anisotrope, où elle passe de ~ 40 dB à ~ 10 dB pour l'image TFM et de ~ 40 dB à ~ 30 dB pour l'image PWI. Ces courbes en dB permettent de lire la valeur de RSB pour chacun des défauts. Ainsi, si l'on considère le réflecteur en $X = -6$ mm imagé avec la méthode TFM, on peut lire que le défaut est détecté avec un RSB de ~ 50 dB quand les échos sont simulés dans un matériau isotrope, contre ~ 8 dB pour un matériau anisotrope. L'anisotropie engendre donc une diminution du RSB de ~ 42 dB. La méthode PWI est moins affectée par l'anisotropie de vitesse puisque la perte de RSB est de ~ 28 dB pour ce même défaut. Par ailleurs, la sommation incohérente des signaux avec le modèle de reconstruction isotrope (supposant une vitesse constante dans toutes les directions de propagation) est à l'origine des décalages entre les positions réelles des défauts (centres des TGs) et celles déduites des maxima d'amplitude sur les images. Les tableaux 4-1 et 4-2 permettent d'apprécier la valeur des décalages en X et en Z pour les images TFM et PWI, respectivement.

Tableau 4-1. Comparaison des positions réelles des défauts selon X et Z avec les positions des indications sur l'image TFM calculée dans le matériau anisotrope.

	TG1		TG2		TG3		TG4	
	X (mm)	Z (mm)						
Coordonnées des défauts	-15	8	-6	18.75	2	21	12	25.25
Coordonnées des échos	-14.9	7.5	-5.9	20.5	2.4	18.2	12.2	24.8

Tableau 4-2. Comparaison des positions réelles des défauts selon X et Z avec les positions des indications sur l'image PWI calculée dans le matériau anisotrope.

	TG1		TG2		TG3		TG4	
	X (mm)	Z (mm)						
Coordonnées des défauts	-15	8	-6	18.75	2	21	12	25.25
Coordonnées des échos	-14.5	6.95	-5.4	20.04	2.4	18.55	13.6	24.52

L'observation du Tableau 4-1 montre que l'écart de positionnement dans la direction X est de 0.1 mm pour les deux défauts TG1 et TG2 détectés par la méthode TFM avec un modèle de reconstruction non adapté à la symétrie structurale contre 0.4 mm pour le défaut TG3 et 0,2 mm pour le défaut le plus profond TG4. Par contre, les écarts sont plus importants dans la direction Z. En effet, alors que les écarts pour les défauts TG1 et TG4 sont d'environ $\sim 0,5$ mm et $\sim 0,45$ mm, ceux correspondant aux défauts TG2 et TG3 sont de 1.75 mm et de 2.8 mm, respectivement. Par ailleurs, le Tableau 4-2 montre que les écarts de positionnement dans la direction X estimés à partir de la méthode PWI sont plus importants et varient entre $\sim 0,4$ mm et $\sim 1,6$ mm, alors que ceux estimés dans la direction Z varient entre ~ 1 mm et $\sim 2,5$ mm. Ces mesures montrent qu'un modèle de reconstruction non adapté conduit à des images erronées ou imprécises car les échos de défauts sont très étalés spatialement, et certains échos se dédoublent. Quand il y a dédoublement, la position du pic le plus proche de la position réelle du défaut a été retenue et renseignée dans le Tableau 4-2.

Pour conclure sur les effets de l'anisotropie sur les reconstructions en tous points, on retient de cette analyse que l'anisotropie de vitesse impacte plus fortement le RSB des images TFM, même avec des données simulées dépourvues de bruit. L'image PWI avec une insonification comprise entre -15° et $+15^\circ$ conserve un RSB satisfaisant, mais les échos restent trop étalés par rapport à l'image des mêmes défauts dans le matériau isotrope. Certains se dédoublent et peuvent donc conduire à des fausses alarmes. L'image PWI est donc acceptable du point de vue de la détection de défauts, mais pas pour la caractérisation. Dans la sous-section qui suit, l'anisotropie sera prise en compte dans le modèle de reconstruction pour améliorer à la fois le RSB (détection) et la résolution spatiale (caractérisation), et éliminer les dédoublements d'échos (élimination des fausses alarmes). En d'autres termes, on cherchera à obtenir une qualité d'image aussi proche que possible de celle observée dans un matériau isotrope.

4.2.2. Correction des images TFM et PWI en milieu anisotrope

Dans le but de prendre en considération l'anisotropie des propriétés viscoélastiques du matériau composite, nous avons développé un nouvel algorithme permettant de calculer les temps de vol relatifs aux différentes directions de propagation des ondes élastiques. Il est à noter que la plateforme CIVA dispose déjà d'un outil de calcul des temps de vol pour la reconstruction des images. En effet, comme expliqué auparavant, le modèle utilisé dans cette plateforme fait appel à la théorie des rayons qui requiert le suivi des trajets des rayons d'énergie à l'intérieur de chaque couche de l'empilement, et ce, dans le but de reconstruire les surfaces de lenteur. Cependant, ce processus alourdit le temps de calcul, et justifie le développement du modèle analytique proposé dans ce travail afin de répondre aux exigences de reconstruction rapide, voire même en temps réel. Dans ce cas, le calcul d'une image expérimentale est beaucoup plus rapide que celui réalisé avec la plateforme de simulation CIVA.

4.2.2.1. Calcul des temps de vol et des lois de retard

Les méthodes multiéléments TFM et PWI avec un modèle de reconstruction isotrope ont déjà été explicités lors du premier chapitre.

Pour rappel, l'amplitude de l'image TFM notée A^{TFM} et celle de PWI notée A^{PWI} en un point $P(x_p; z_p)$ s'écrivent respectivement par les relations (cf. Figure 4-7) :

$$A^{TFM}(x_p; z_p) = \left| \sum_{m=1}^N \sum_{n=m}^N (2 - \delta_{nm}) \Omega_m(x_p; z_p) \Omega_n(x_p; z_p) \widetilde{k}_{mn} [t_m(x_p; z_p)] \right| \quad (4-3)$$

$$A^{PWI}(x_p; z_p) = \left| \sum_{m=1}^M \sum_{n=1}^N \Omega_m^e(x_p; z_p) \Omega_n^r(x_p; z_p) \widetilde{q}_{mn} [t_m^e(x_p; z_p) + t_n^r(x_p; z_p)] \right| \quad (4-4)$$

où δ_{nm} est le symbole de Kronecker, ($\delta_{nm} = 1$ si $n = m$, $\delta_{nm} = 0$ sinon). Il est à noter que les facteurs de pondération pour les méthodes TFM (Ω_m, Ω_n) et PWI (Ω_m^e, Ω_n^r) sont tous fixés à 1 dans la suite de l'étude.

En raison de la nature anisotrope du milieu de propagation, les fronts d'ondes ultrasonores ne sont plus circulaires. Il devient alors nécessaire de prévoir les trajets de propagation ultrasonores dans le composite permettant la prise en compte de la déformation des fronts d'onde. Ainsi, il est proposé de prendre en compte les variations des propriétés du matériau (i.e. la variation angulaire de la vitesse de phase) dans les algorithmes d'imagerie afin d'améliorer la caractérisation des défauts. Dans ce cas, la différence dans le post-traitement entre les algorithmes TFM et PWI "conventionnels" et "anisotropes" réside dans le calcul des temps de vol. Ce dernier, prend en compte la variabilité de la vitesse de phase dans le composite selon la direction de propagation et nécessite donc l'introduction des constants élastiques du composite (via la résolution de l'équation de Christoffel) dans les algorithmes d'imagerie.

Ainsi, les vitesses de phase des ondes ultrasonores sont déterminées en fonction des directions de propagation et utilisées dans les imageries TFM et PWI dans le cas d'une reconstruction avec un modèle anisotrope. Ceci est réalisé en faisant appel à l'équation (3-7) du troisième chapitre. Les vitesses d'ondes longitudinales correspondant au milieu isotrope équivalent, dans le cas d'une reconstruction avec un modèle isotrope, sont obtenues avec l'équation (3-9) lors de l'évaluation des temps de propagation.

Par ailleurs, il est à noter que le modèle de reconstruction dans cette partie diffère du modèle de reconstruction isotrope exposé lors du premier chapitre au sein duquel il a été démontré que le temps de propagation t_m pour TFM et t_n^r pour PWI se calculent de la même manière. Le calcul des temps de vol retours, du point $P(x_p; z_p)$ jusqu'au capteur est identique pour les deux méthodes, avec $t_m = t_n^r$:

$$t_m(x_p; z_p) = \frac{\sqrt{(x_m - x_p)^2 + z_p^2}}{c_{qL}(\theta_m)} \quad (4-5)$$

Ainsi, l'influence de la symétrie s'effectue en prenant un angle de phase θ_m , variable d'un émetteur à un autre, lors du calcul de la vitesse des ondes quasi-longitudinales dans le composite anisotrope. La Figure 4-7 représente la géométrie du problème, en mode direct, ainsi que les notations associées à un point de focalisation $P(x_p, z_p)$ et un couple émission/réception $n-m$ au contact pour TFM (a) et PWI (b). Le principe de PWI a été

explicité dans le chapitre 1, et l'intérêt de la méthode a été démontré pour le contrôle de structures atténuantes avec des hautes cadences d'inspection. Dans cette partie, il peut être rappelé que le post-traitement des données de l'acquisition PWI est effectuée selon un principe de focalisation en tous points qui est analogue à celui de TFM. Cependant, les temps de vol en émission et ceux en réception sont dissociés pour PWI (le temps de vol en émission est celui d'une onde plane, et celui d'une onde cylindrique en réception).

Le nombre de temps de vol à calculer est donc doublé par rapport à TFM.

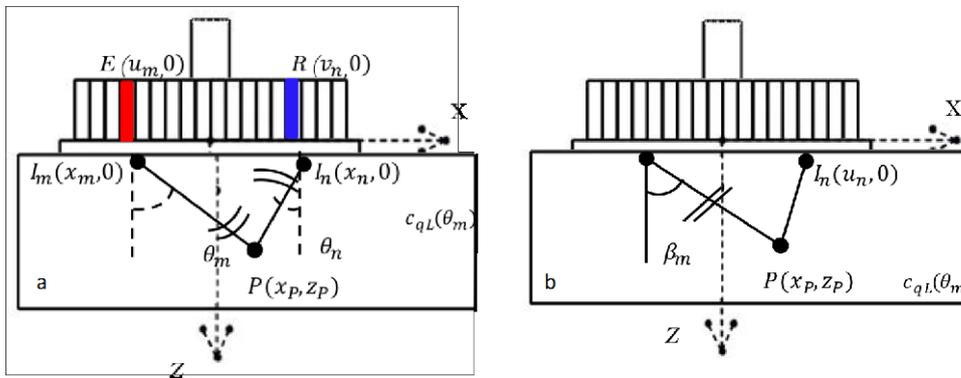


Figure 4-6. TFM et (b) PWI : géométrie du problème et notations associées à un point de focalisation $P(x_P, z_P)$ et un couple émission/réception $n-m$.

Ainsi, cette partie va se focaliser sur les particularités que présente l'algorithme PWI avec un modèle de reconstruction anisotrope par rapport à celui de la méthode TFM : la différence dans la méthode d'acquisition et le temps de vol à l'émission $t_m^e(x_P; z_P)$ de l'onde plane incidente jusqu'au point $P(x_P; z_P)$ (cf. Figure 4-7). Les améliorations apportées dans l'algorithme PWI pour les milieux anisotropes concernent particulièrement les lois de retards pour transmettre dans le matériau des ondes planes avec différents angles d'incidence β_m . Ces lois de retards sont donc adaptées en prenant en compte la variation angulaire de la vitesse de propagation $c_{qL}(\beta)$. Le retard E_n appliqué à un élément d'abscisse u_n pour dévier une onde plane d'un angle β_m s'écrit :

$$E_n(\beta_m) = \frac{u_n \sin \beta_m}{c_{qL}(\beta_m)} - \min_{1 \leq n \leq N} \left(\frac{u_n \sin \beta_m}{c_{qL}(\beta_m)} \right) \quad (4-6)$$

Ces retards ainsi calculés permettent de maîtriser l'angle de transmission β_m souhaité dans le

milieu anisotrope homogénéisé. Ensuite, pour reconstruire une image PWI, le temps de vol théorique de la $m^{ième}$ onde plane jusqu'au point de l'image P (x_P ; z_P) est donné par :

$$t_m^e(x_P; z_P) = \frac{x_P \sin \beta_m + z_P \cos \beta_m}{c_{qL}(\beta_m)} \quad (4-7)$$

Rappelons enfin, que la vitesse $c_{qL}(\theta_m)$ utilisée dans le modèle de reconstruction anisotrope a pour expression dans le plan (ZX) :

$$c_{qL} = \sqrt{\frac{(c_{55}+c_{11})n_1^2 + (c_{55}+c_{33})n_3^2 + \sqrt{((c_{11}-c_{55})n_1^2 + (c_{33}-c_{55})n_3^2)^2 + 4(c_{13}+c_{55})n_1n_3}}{2\rho}} \quad (4-8)$$

où $n_1 = \sin(\theta_m)$ $n_3 = \cos(\theta_m)$.

4.2.2.2. Résultats et discussions

La prise en compte de l'anisotropie dans les algorithmes d'imagerie a donné lieu aux résultats présentés dans la Figure 4-8. La comparaison des images TFM (a) et PWI (b) montre que sur une échelle de couleur limitée à -30 dB, l'image résultante TFM présente davantage d'artefacts de reconstruction par rapport à PWI, ce qui pourrait noyer l'information utile par endroits. Il est également à noter que la méthode TFM possède une source omnidirectionnelle et que la direction de l'énergie orientée perpendiculaire aux lenteurs, n'est pas forcément effectuée en direction des défauts recherchés. Il demeure toutefois évident qu'émettre et recevoir avec un seul élément comme dans l'acquisition FMC (post-traité par TFM) affecte la détection des défauts. En effet, il faut considérer le fait que certains défauts se trouvent à des angles de transmission sévères (plus de 30°) par rapport à l'incidence normale où la perte d'amplitude par rapport à la direction normale peut atteindre ~20dB. Aussi, les résultats obtenus laissent croire à un potentiel lien entre le mode d'émission (émission quasi-omnidirectionnelle pour TFM et quasi-unidirectionnelle pour PWI), et l'écart en amplitude entre les échos des défauts et les artefacts. Par exemple, une palette de couleur seuillée à -30 dB fait alors apparaître les artefacts sur l'image TFM dont l'amplitude reste tout de même faible par rapport à celle des échos des défauts.

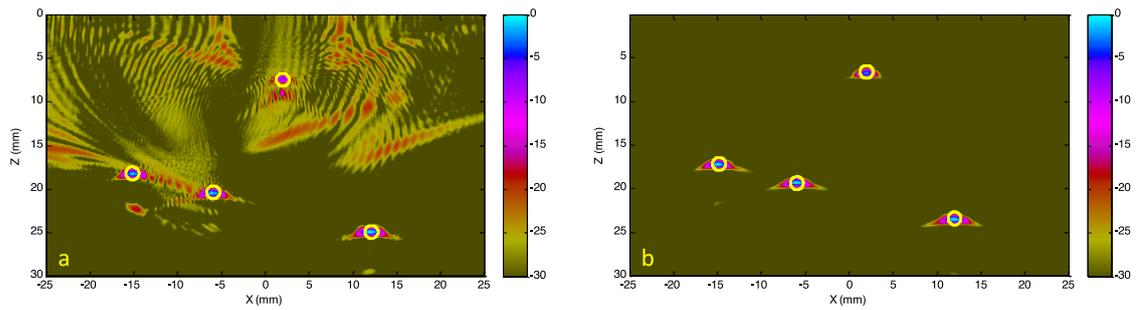


Figure 4-7. Présentation des images avec des données simulées anisotropes (symétrie isotrope-transverse) avec un modèle de reconstruction anisotrope dans le plan (ZX) : (a) TFM (b) PWI (-15° à 15° , pas de 1°).

La précédente analyse des effets de l'anisotropie avait mis en évidence un élargissement significatif des échos, voire un dédoublement de ces derniers, ce qui introduisait une imprécision sur le positionnement des défauts, voire de fausses alarmes. Ici, compte tenu du modèle de reconstruction anisotrope qui tient compte du profil des ondes quasi-longitudinales et de leur orientation par rapport à une symétrie isotrope-transverse, le nouvel algorithme offre des images reconstruites avec une résolution spatiale améliorée, et ce quelle que soit la position du réflecteur. C'est ce qui peut être observé sur la Figure 4-9. Pour chaque méthode d'imagerie, les échodynamiques horizontales sont superposées à celles de la précédente sous-section où le modèle de reconstruction était isotrope. On constate que les échos sont un peu plus étroits que précédemment, et que les dédoublements des échos les plus éloignés de l'axe central du transducteur (les échos des TG1 et TG4) ne sont plus observés pour PWI. Les positions des défauts, quant à elles, sont bien détectées pour les deux algorithmes TFM et PWI. En effet, le temps de vol calculé avec le modèle de reconstruction anisotrope utilise alors la bonne vitesse dans toute la région d'intérêt correspondant au déplacement réel des ondes quasi-longitudinales.

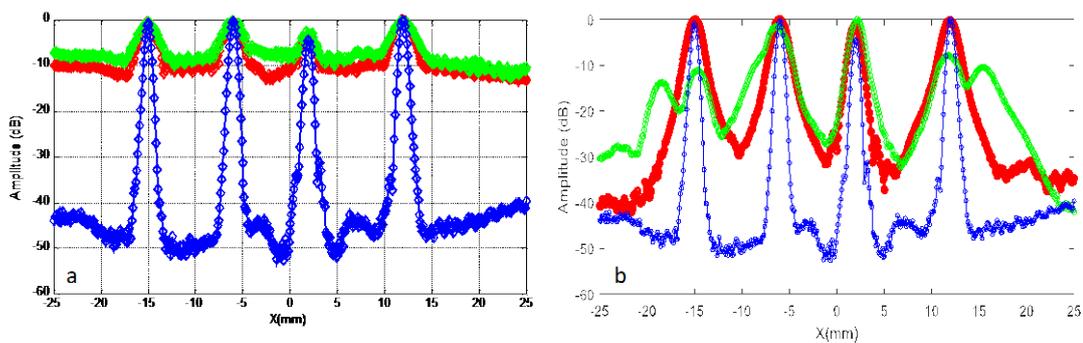


Figure 4-8. Courbes échodynamiques des images TFM (a) et PWI (b) selon la direction X : simulation isotrope et reconstruction avec un modèle isotrope (bleu) ; simulation anisotrope et reconstruction avec un modèle isotrope

4.2.2.3. Impact de la variabilité de la matrice des C_{ij} sur l'imagerie TFM et PWI

Les constantes élastiques du matériau composite sont déterminées à partir de mesures de vitesses d'ondes de volume.

En considérant le plan sagittal relatif aux méthodes d'imagerie TFM et PWI les constantes élastiques indépendantes mises en jeu sont C_{33} , C_{11} et C_{55} . La constante C_{33} est déterminée en mesurant la vitesse de l'onde longitudinale en incidence normale dans la direction Z, selon l'épaisseur du composite.

A cet effet, l'erreur effectuée sur la vitesse longitudinale dépend de la mesure du temps de vol et de l'épaisseur du composite. La vitesse est donc obtenue comme avec une erreur relative inférieure à 1%. Cela sous-entend que l'erreur relative liée à la constante C_{33} est également très faible ($< 1\%$) et qu'elle dépend essentiellement de celle liée à la vitesse longitudinale en incidence normale et très faiblement de celle liée à la masse volumique.

Cela n'est pas forcément le cas des deux autres constantes élastiques C_{11} et C_{55} qui sont déterminées essentiellement par optimisation et pourraient de ce fait être déterminées de manière peu précise selon les matériaux étudiés. Afin d'apprécier l'impact d'une erreur relativement importante sur les deux constantes C_{11} et C_{55} , nous les avons surdimensionner de 30%. Cela est effectué en maintenant la constante C_{33} inchangée au vu de sa faible erreur relative.

Les courbes de lenteurs ont ainsi été recalculées et sont présentées dans la Figure 4-10. La superposition de ces courbes avec les courbes de lenteur évaluée précédemment (sans prendre en compte les erreurs de 30%) montre que l'écart entre les deux résultats reste faible dans la zone angulaire considérée dans les méthodes d'imagerie susmentionnées et que les lenteurs gardent la même forme.

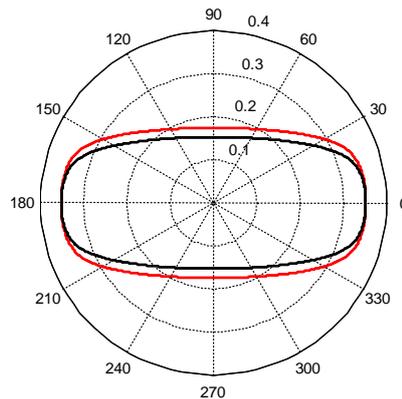


Figure 4-9. Courbes de lenteurs dans le plan (ZX) des ondes quasi-longitudinales obtenues avec (noir) et sans (rouge) surdimensionnement des constantes élastiques C_{11} et C_{55} de 30%.

Les effets de l'erreur de 30% sur les reconstructions des images TFM et PWI sont présentés sur la Figure 4-11.

Cette dernière montre déjà qu'une erreur sur les constants élastiques n'est pas sans conséquences que ce soit par rapport à l'étalement des indications ou à la qualité des images, les deux effets étant produits par des calculs de temps erronés. Par ailleurs, l'image TFM semblent plu affectées que celles en PWI.

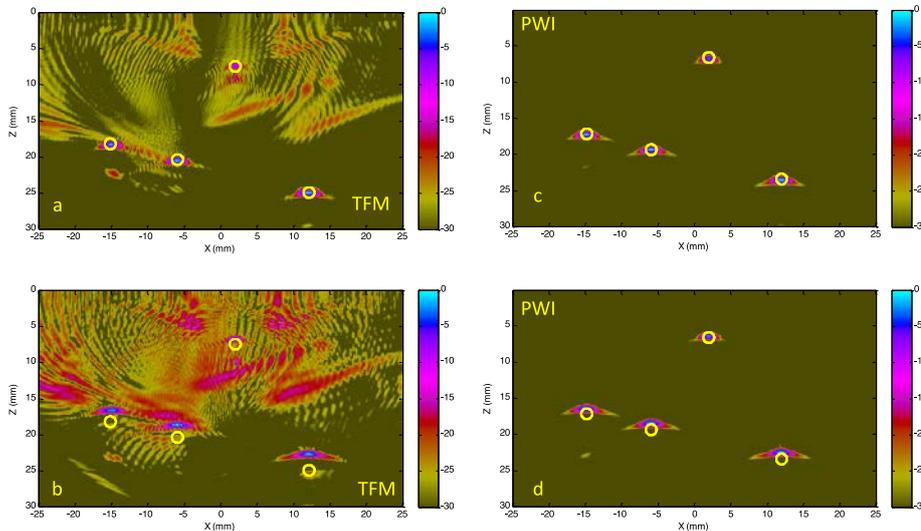


Figure 4-10. Présentation des images TFM et PWI (-15° à 15° , pas de 1°) avec des données simulées anisotropes (symétrie isotrope-transverse) et un modèle de reconstruction anisotrope dans le plan ZX. Les images sont obtenues avec (b, d) et sans (a, c) surdimensionnement de constantes C_{11} et C_{55} de 30%.

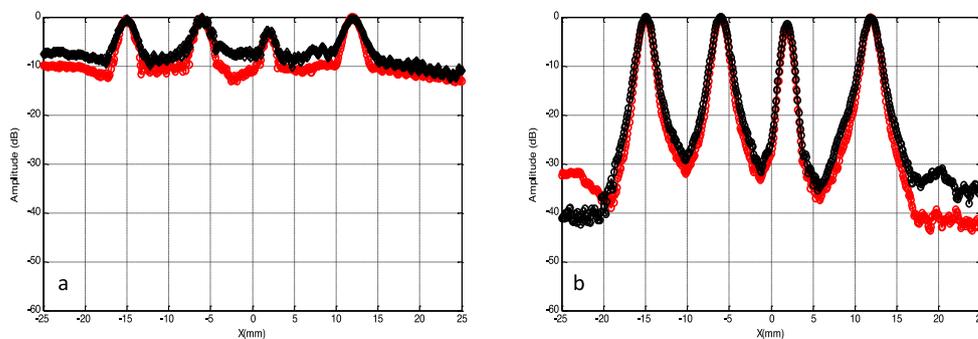


Figure 4-11. Courbes échodynamiques des images TFM (a) et PWI (b) selon la direction X des simulations "anisotrope - reconstruction avec un modèle anisotrope" effectuées avec (noir) et sans (rouge) surdimensionnement des constantes élastiques C_{11} et C_{55} de 30%.

À partir des échodynamiques de la Figure 4-12 il est possible de quantifier les effets du surdimensionnement des constants élastiques sur le positionnement des indications dans le plan sagittal. Ainsi, les Tableaux 4-5 et 4-6 montrent que les positions selon l'axe X sont très peu affectées par le surdimensionnement et ce pour les deux méthodes TFM et PWI. Cela n'est pas le cas des résultats dans le sens de l'épaisseur (selon l'axe Z) où les résultats d'imagerie TFM semblent être plus affectés que ceux des images PWI. En effet, les décalages par rapport

aux positions réelles varient entre $\sim 1.5\text{mm}$ et $\sim 2.5\text{mm}$ pour la méthode TFM et entre $\sim 0.3\text{mm}$ et $\sim 2.8\text{mm}$ pour la méthode PWI, en fonction de la position des défauts dans le matériau composite.

Tableau 4-3. Effet du surdimensionnement des constantes élastiques C_{11} et C_{55} de 30% sur les positions des défauts dans le plan sagittal pour l'image TFM

	TG1		TG2		TG3		TG4	
	X (mm)	Z (mm)						
Coordonnées des défauts	-15	8	-6	18.75	2	21	12	25.25
Coordonnées des échos	-14.9	6.5	-5.9	16.4	1.9	18.4	12	22.6

Tableau 4-4. Effet du surdimensionnement des constantes élastiques C_{11} et C_{55} de 30% sur les positions des défauts dans le plan sagittal pour l'image PWI

	TG1		TG2		TG3		TG4	
	X (mm)	Z (mm)						
Coordonnées des défauts	-15	8	-6	18.75	2	21	12	25.25
Coordonnées des échos	-14.9	7.7	-5.9	16.2	2.3	18.3	11.8	22.4

4.2.3. Apport de la vitesse de groupe dans les imageries TFM et PWI en milieu anisotrope

Le formalisme basé sur la propagation d'ondes planes et développé dans le chapitre 3 a permis de retrouver les constantes élastiques du second ordre à partir de mesures de vitesses, moyennant le tenseur de Christoffel. Dans ce cas, il est possible d'exprimer la vitesse de groupe V_g en fonction de la vitesse de phase V comme étant : [4.6].

$$V_g = V \sqrt{1 + \left(\frac{1}{V} \frac{dV}{d\theta}\right)^2} \quad (4-9)$$

L'angle θ_g que fait la vitesse de groupe V_g avec la normale peut quant à lui s'exprimer à l'aide de l'équation suivante :

$$\tan(\theta_g) = \frac{\tan(\theta) + \frac{1}{V} \frac{dV}{d\theta}}{1 - \frac{\tan(\theta) dV}{V d\theta}} \quad (4-11)$$

La connaissance de l'expression analytique de la vitesse de phase permet, moyennant l'équation 4-10, de retrouver la vitesse de groupe V_g dans le plan sagittal (XZ).

Jusqu'à présent, les différents paramètres élastiques trouvés par méthode inverse ont été intégrés au modèle direct de calcul des trajets ultrasonores pour corriger les effets d'anisotropie dans l'imagerie TFM et PWI. Ainsi, nous avons étudié les possibilités d'amélioration de la détection et de la caractérisation des défauts pouvant exister au sein des structures composites étudiées. Pour rappel, le modèle de reconstruction anisotrope proposé utilise l'équation (4-9) pour évaluer les vitesses de phase des ondes quasi-longitudinales en fonction des directions de propagation. Néanmoins, il est important de souligner que ce modèle de reconstruction nécessite la connaissance des constantes élastiques impliquées dans le calcul des vitesses de phase dans le plan (XZ). Au vu du contexte industriel de la présente thèse, il est nécessaire de s'affranchir de la détermination analytique de la vitesse de groupe et d'étudier la pertinence de son utilisation en utilisant une approche simplifiée. En effet, le modèle que nous proposons d'utiliser est basé sur une description elliptique de la variation de la vitesse de phase de l'onde quasi-longitudinale. Ce dernier repose sur l'utilisation de deux vitesses limites V_1 et V_3 correspondant à la propagation dans le plan sagittal parallèlement (suivant X) et perpendiculairement (suivant Z) aux plis, respectivement. En supposant que les variations des propriétés élastiques restent faibles sur une distance comparable à la longueur d'onde mise en jeu, il est possible de proposer une équation de propagation basée sur le principe d'anisotropie elliptique :

$$\frac{\partial^2 P}{\partial t^2} = V_1^2 \frac{\partial^2 P}{\partial x^2} + V_3^2 \frac{\partial^2 P}{\partial z^2} \quad (4-12)$$

P est le champ de pression acoustique où $P = \frac{\partial^2 f}{\partial t^2}$ avec $f = f(x, y, z, t)$.

Il devient alors possible d'exprimer les amplitudes de la vitesse de phase du mode longitudinal (c_L) et de la vitesse de groupe (V_g) comme étant :

$$c_L^2 = V_1^2 \sin^2(\theta) + V_3^2 \cos^2(\theta) \quad (4-13)$$

$$V_g^2 = \frac{V_1^2 V_3^2}{V_1^2 \cos^2(\theta_g) + V_3^2 \sin^2(\theta_g)} \quad (4-14)$$

L'angle θ_g s'exprime quant à lui à l'aide de l'équation suivante :

$$\theta_g = \tan^{-1} \left(\frac{V_1^2}{V_2^2} \tan(\theta) \right) \quad (4-15)$$

La lenteur de la vitesse de groupe est représentée en fonction de l'angle θ_g dans la Figure 4-12. En comparant la lenteur de V_g avec celle de c_{qL} , tracée sur la même courbe en fonction de l'angle θ , nous pouvons remarquer que l'écart entre les deux lenteurs est faible aux alentours de la zone angulaire utilisée dans les méthodes d'imagerie PWI et TFM et que la différence entre les deux lenteurs commence à pour des angles plus importants (supérieurs à $\sim 25^\circ$).

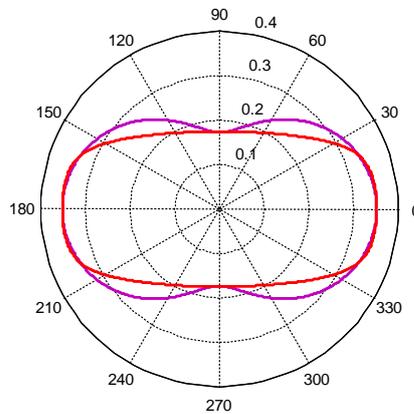


Figure 4-12. Courbes de lenteurs dans le plan (ZX) des ondes quasi-longitudinale en vitesse de phase (rouge) et de groupe (magenta)

Dans le but d'apprécier l'avantage de la prise en compte de la vitesse de groupe dans la reconstruction des images TFM et PWI, nous avons comparé les résultats dans le cas d'un modèle anisotrope avec une reconstruction anisotrope en vitesse de phase et en vitesse de groupe.

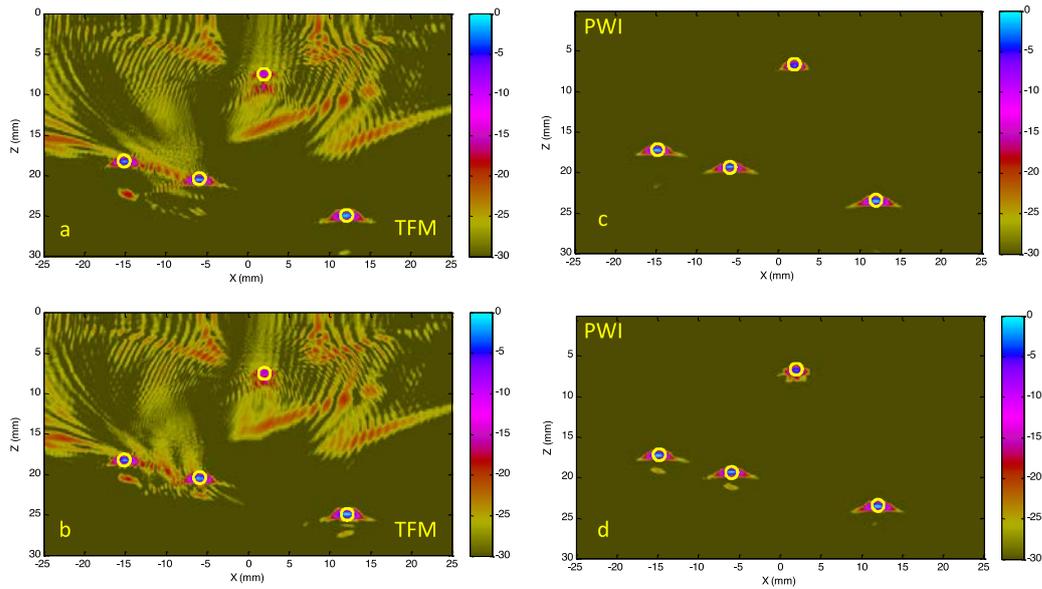


Figure 4-13. Images TFM et PWI (-15° à 15° , pas de 1°) avec des données simulées anisotropes et un modèle de reconstruction anisotrope dans le plan ZX en prenant en compte les variations de la vitesse de phase quasi-longitudinale (a, c) et la vitesse de groupe (b, d).

Les résultats de la Figure 4-14 associés à ceux de la Figure 4-15, représentant les échodynamiques, confirment l'utilité de prendre en compte un modèle elliptique (anisotrope) dans la reconstruction des images TFM et PWI.

En effet, ce dernier arrive à retrouver les bonnes positions des défauts créés au sein du composite et apporte ainsi une nette amélioration par rapport au modèle isotrope dans les deux directions X ou Z et cela moyennant une connaissance beaucoup moins détaillée des propriétés du matériau que le modèle de reconstruction anisotrope basé sur les vitesses de phase.

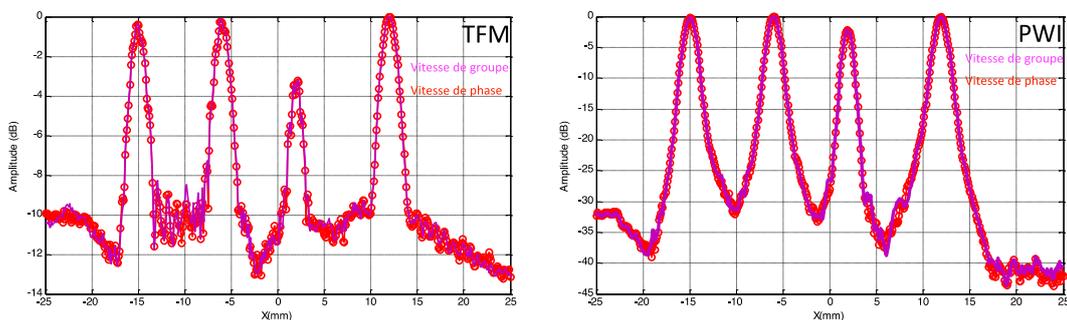


Figure 4-14. Échodynamiques des images TFM et PWI selon la direction X mettant jeu des reconstructions anisotropes basées sur les vitesses de phase (rouge) et de groupe (magenta).

4.3. Évaluation des algorithmes avec des données expérimentales

4.3.1. Acquisition des signaux et analyse des données

Dans le but de caractériser les quatre défauts (TG_i, i allant de 1 à 4) créés dans la plaque en composite de 30mm d'épaisseur, nous avons utilisé une barrette de 64 éléments ayant les mêmes caractéristiques que celles décrites dans les simulations CIVA. Le transducteur est relié au système ultrasons multiéléments MX++(M2M) où les ondes élastiques dans le composite sont excitées à $\sim 100V$. Le gain en tension quant à lui a été fixé à 55 dB pour la méthode TFM et 25 dB pour la méthode PWI. Notons que le RSB de des signaux relatifs à PWI est nettement meilleur que celui des signaux relatifs à TFM et ce malgré un gain en tension ~ 30 fois inférieur que celui d TFM.

Aussi, il est important de mentionner que la méthode PWI a été appliquée avec 11 transmissions pour un balayage angulaire allant de -5° à $+5^\circ$ par pas de 1° .

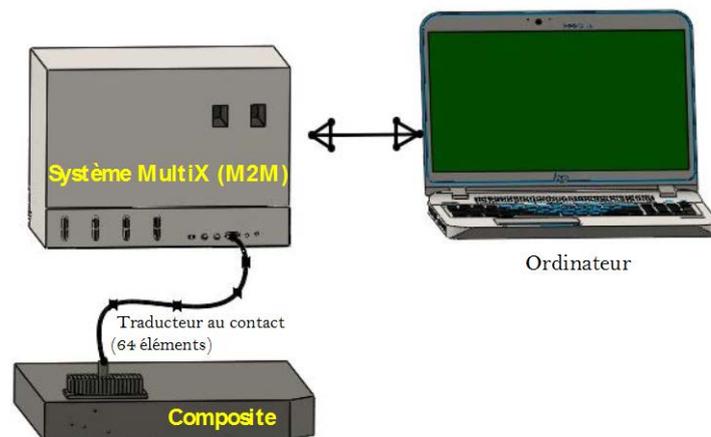


Figure 4-15. Un transducteur linéaire (64 éléments, pitch 1mm, fréquence centrale 3.5 MHz) est utilisé au contact pour imaginer la plaque en carbone-époxy isotrope-transverse (P1) de 30 mm d'épaisseur.

La réduction du nombre de transmission en PWI par rapport aux simulations est justifiée par le choix de la zone d'inspection. En effet, pour imaginer les quatre défauts simultanément, un balayage réalisé entre -15° et $+15^\circ$ ne permet pas de récupérer les signaux avec les limitations rectangulaires proposée par CIVA. Une telle opération n'est pas sans conséquence lorsqu'il s'agit de détecter le défaut le plus proche de la surface dont le signal ne peut être détecté à cause de l'interaction de ce dernier avec les échos de surfaces d'amplitudes déjà saturées. Par ailleurs, des simulations sur des ondes élastiques ont montré que la génération d'ondes planes

via une acquisition PWI dans une structure anisotrope a des conséquences sur la directivité désirée. En effet, l'observation de la Figure 4-17 montre qu'une bonne partie de l'énergie des ondes ultrasonores s'écarte de la direction de la phase avant même les angles de transmissions limites situés à $\pm 15^\circ$. En effet, pour des lois de retard permettant d'émettre une onde plane avec une transmission de 15° (Figure 4-17-a), la direction de l'énergie est orientée principalement à $\sim 30^\circ$ (Figure 4-17-b) provoquant ainsi une atténuation de l'onde plane dans la direction désirée.

Ceci peut avoir des conséquences importantes sur la détection expérimentale des défauts si l'intervalle angulaire adéquat n'est pas choisi en fonction de l'anisotropie à laquelle sont confrontées les ondes élastiques.

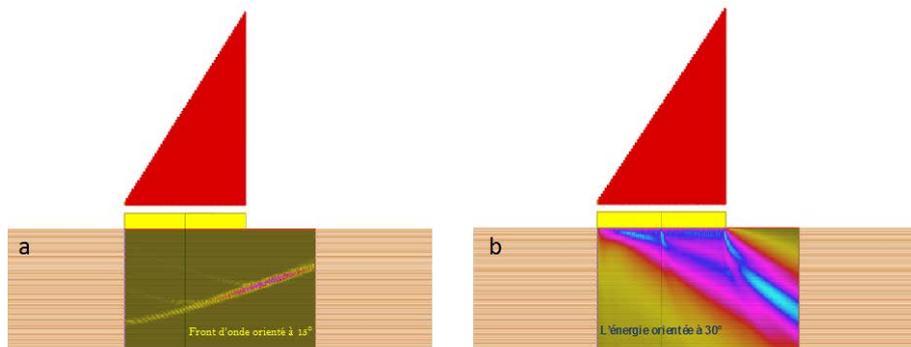


Figure 4-16. (a) Direction de l'onde plane à 15° (b) direction de l'énergie relative à l'onde plane de 15°

Par ailleurs, le contrôle au contact nous expose très couramment au problème de la zone morte qui a pour effet d'engendrer des échos très saturés en dessous de la surface contrôlée. Cela a un effet important sur la qualité des signaux lorsque le défaut est proche de la surface. Dans notre cas le premier défaut étant à seulement 7mm de la surface, il ne pourra être visualisé si le niveau de gain est très élevé. Ceci implique un compromis au niveau du réglage du gain lors des acquisitions. Par ailleurs, il est également possible de réaliser des limitations temporelles dans le but d'éliminer l'écho de surface très saturé. Les différentes mesures et analyses de la plaque composite étudiée dans ce chapitre ont montré qu'au-delà de 15° de transmission, le signal ne peut plus être mesuré.

En effet, il n'est plus nécessaire de l'enregistrer au vu de sa très faible amplitude. De plus, les observations des courbes d'atténuation montrent une augmentation considérable de l'atténuation au-delà de 15° de transmission (la valeur de l'atténuation est très élevée à 5° de transmission).

Ces remarques sont synthétisées dans la Figure 4-18 montre à travers le B-Scan électronique (balayage/temps) pour les méthodes TFM et pour PWI.

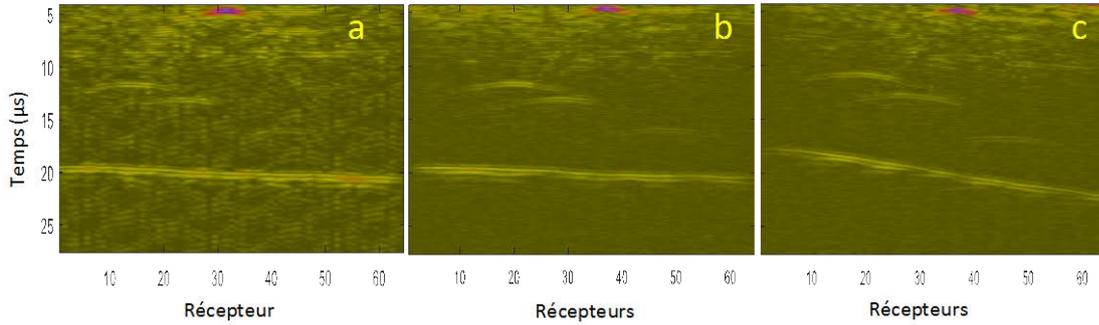


Figure 4-17. B-Scan (voies / temps) : (a) signaux de l'acquisition FMC relatifs à l'émission avec l'élément 32 pour un gain de 55dB et une tension de 100V ; Signaux de l'acquisition PWI pour un tir à 0°(b) et à 5°(c).

4.3.2. Résultats expérimentaux et discussion

La Figure 4-15 présente les résultats obtenus lors de la reconstruction TFM et PWI avec les deux modèles de reconstructions isotropes et anisotropes. L'analyse est effectuée en se basant sur la variation de la vitesse de phase du mode quasi-longitudinal en fonction de la direction de propagation.

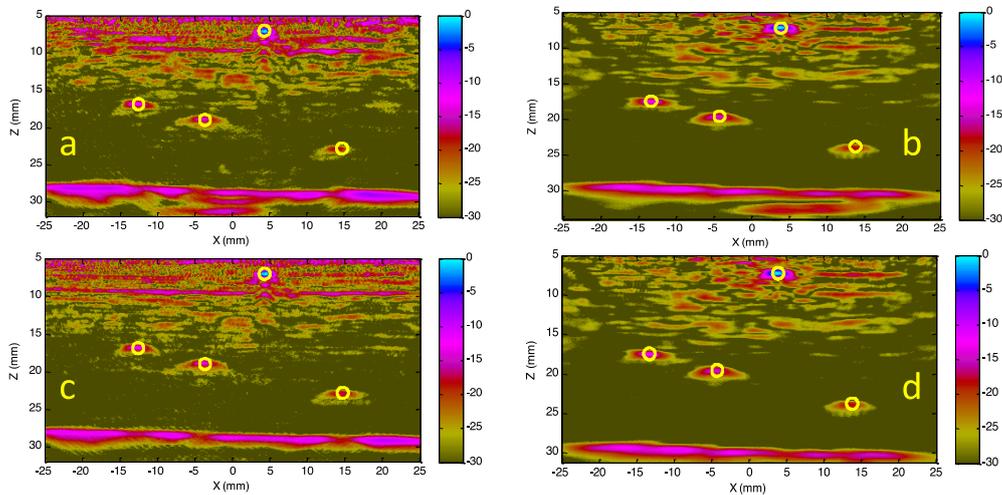


Figure 4-18. Résultats expérimentaux obtenus dans le cas du composite anisotrope (symétrie isotrope-transverse) dans le plan ZX (a) TFM avec un modèle de reconstruction isotrope (b) PWI (-5° à 5°, pas de 1°) avec un modèle de reconstruction isotrope (c) TFM avec un modèle de reconstruction anisotrope (d) PWI (-5° à 5°, pas de 1°) avec un modèle de reconstruction anisotrope.

Contrairement aux résultats relatifs aux simulations, les images expérimentales obtenues montrent une différence moins visible entre les modèles de reconstruction isotrope et anisotrope et ce pour les deux méthodes TFM et PWI. A partir des échodynamiques de la Figure 4-19, il est possible de quantifier les effets réels de la non prise en compte de

l'anisotropie. En effet, dans le cas du composite étudié la différence entre les positions réelles et mesurées est très faible (~ 0.2 mm) pour pouvoir mentionner un apport clair de la prise en compte de l'anisotropie. Ceci est peut-être justifié en observant les courbes d'atténuation en fonction de l'angle de propagation dans le composite. En effet, l'atténuation dans le composite est assez élevée (~ 2.83 dB/mm entre -5 et $+5^\circ$) tel qu'indiqué sur la Figure 4-2 et croît rapidement au-delà des angles susmentionnés. En plus de l'augmentation de l'atténuation, avec tout ce qu'elle peut avoir comme conséquence sur le faisceau ultrasonore, les vitesses des ondes générées varient très peu et ont de ce fait un faible impact sur les algorithmes de reconstruction isotrope et anisotrope. Par ailleurs, notons la présence importante d'artefacts dans la région supérieure des images (TFM et PWI) notamment aux alentours des défauts et dont l'existence peut être attribuée à la présence d'angles aigus. En effet, l'orientation variable des couches dans la région où se situent les défauts peut altérer les hypothèses du modèle de reconstruction anisotrope et amènent l'énergie transmise à arriver à un temps de propagation différent de celui prédit par les lois appliquées. A cet effet, il faudra également considérer l'usinage des défauts qui peut lui aussi altérer la qualité de l'imagerie dans cette même zone. Enfin, notons que notre étude expérimentale est naturellement très affectée par la nature ainsi que l'épaisseur du composite (30 mm). Nous avons constaté que l'apport du modèle de reconstruction anisotrope est modéré car la propagation ultrasonore est davantage gouvernée par l'atténuation viscoélastique de la résine et à celle liée à la diffusion par les plis. Ce résultat rejoint celui de C. Li et al. [4.5] où la plaque carbone/époxy avait une épaisseur de ~ 19 mm. L'analyse montre que la forte variation de l'atténuation en fonction de l'angle de transmission restreint le diagramme de rayonnement des éléments dans une plage angulaire étroite (entre -10 et 10°) où les vitesses de phase et de groupe ne varient pas suffisamment pour améliorer/dégrader la qualité des images.

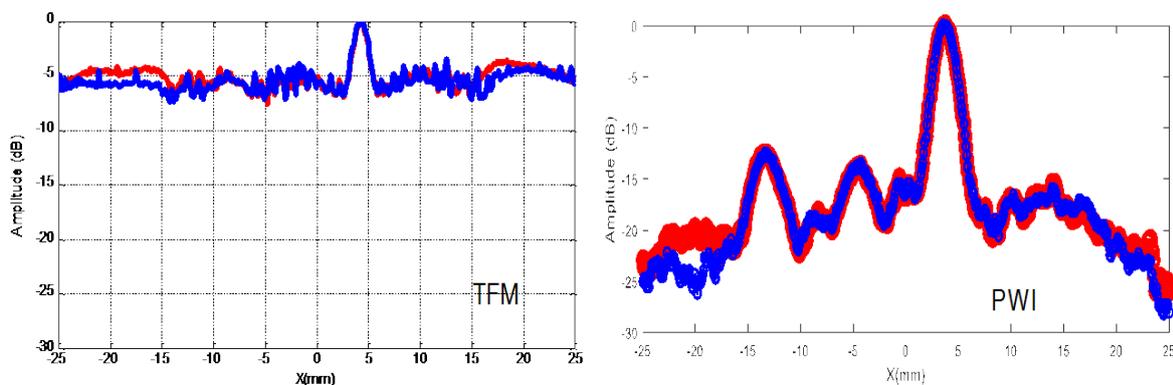


Figure 4-19. Courbes échodynamiques selon la direction X : (bleu) acquisition isotrope homogène avec des lois de retard isotrope ;(rouge) acquisition anisotrope avec des lois de retard anisotrope (modèle de reconstruction anisotrope).

4.4. Discussion

Depuis les premières applications industrielles des méthodes d'imageries basées sur les ultrasons multiéléments, telle que la méthode TFM [4.6], il est apparu que les matériaux inhomogènes et anisotropes mettent très rapidement en difficulté ces méthodes d'imagerie à cause de la distorsion des trajets ultrasonores auxquels il faut associer les bonnes valeurs de vitesse de propagation. Ce sont ces difficultés mêmes qui ont fait que le nombre de travaux sur l'application des ultrasons multiéléments, en particulier celles dédiées à l'imagerie, dans les milieux anisotropes soient peu nombreux. Dans ce contexte, différentes tentatives ont été proposées pour surmonter les difficultés liées au matériau notamment dans le cas de joints de soudure anisotropes où des problèmes relatifs au type de soudure, force de gravité, etc. font apparaître in fine une structure inhomogène anisotrope avec une texture caractéristique. À cet effet, il est essentiel de rappeler que les cas étudiés dans les soudures sont nettement différents de ceux concernés par les matériaux composites. En effet, l'inhomogénéité existant dans les composites est essentiellement liée à leur mode de fabrication de nature majoritairement stochastique. Ainsi, la prise en compte de l'anisotropie exige celle des paramètres de l'onde considéré (vitesse de phase et/ou de groupe, nombre d'onde, etc.) dont les valeurs peuvent changer de façon importante en fonction des constantes élastiques mises en jeu dans la ou les directions de propagation choisie(s) [4.7 - 4.9]. Dans le cas d'un contrôle par ondes guidées, Yan et al. ont montré que les capacités d'orientation de l'onde générée à l'aide d'un transducteur multiéléments peuvent être sérieusement affectées par la symétrie anisotrope du composite étudié [4.10]. Est apparue alors la nécessité de modifier les lois de retard pour une meilleure génération des ondes guidées dans un milieu isotrope-transverse. L'effet de l'anisotropie peut être limité dans certain cas, en considérant une faible anisotropie par exemple, où les trajets des vitesses de phase et de groupe sont supposés localement les mêmes pour imager des trous [4.11] ou des délaminages [4.12]. La détection de défauts sur une distance relativement longue a également été effectuée sur des composites en utilisant des modes de propagation à angles d'inclinaison nul [4.13] ou des directions de propagation spécifiques dans des plaques en composites [4.14]. Enfin, rappelons que les fronts d'ondes (notamment pour les ondes guidées) dans les composites ne sont plus circulaires mettant ainsi en difficulté la traditionnelle technique de « beam forming » [4.15]. Dans le cas où les ondes de volume sont mises à contribution en l'absence de réfraction (méthode à contact) les lois de retard prenant en compte l'effet de l'anisotropie ont déjà été appliquées dans le cas d'imagerie de soudures austénitiques [4.16-4.17] ou de plaque en composites [4.18-4.19]. Dans le cas où le matériau anisotrope est homogène, l'utilisation du profil de vitesse dans le matériau peut être effectuée pour le calcul des lois de retard. D'ailleurs, c'est ce principe même qui a permis la détection de défaut d'alignement dans un composite multicouches [4.20]. Par contre, la présence d'inhomogénéité complique l'application des méthodes à contact à cause de la variation des propriétés en fonction de l'endroit où l'on se trouve dans le matériau. Dans certains cas, cela peut être traité par des méthodes spécifiques basées sur la discrétisation des domaines telle que Shortest Path Ray-tracing [4-21] ou Fast Marching Method [4-22]. Dans ce cas, les différentes méthodes basées sur multiéléments au contact se trouvent en général en difficulté surtout lorsque l'information rétrodiffusée relative au défaut recherché est faible et/ou très dépendante de la direction de propagation. Cela pose d'autant plus de problème que lorsque le matériau inspecté est épais. Pour pallier cet inconvénient, de récents travaux se sont basés sur l'imagerie en transmission de matériau composites [4-23]. Ces derniers se sont basés

sur les variations des temps de vol et de l'atténuation ont pu être détectées avec une meilleure sensibilité que celle de l'imagerie conventionnelle basée sur les ondes rétrodiffusées. Même si les mesures en transmission ne sont pas tout le temps possibles (immersion, accessibilité) cette méthode représente néanmoins une voie prometteuse pouvant améliorer les résultats expérimentaux notamment en termes de rapport signal sur bruit.

4.5. Conclusion

Dans ce chapitre nous avons présenté les résultats relatifs à l'imagerie ultrasons multiéléments d'un composite épais ($\sim 30\text{mm}$) moyennant les techniques TFM et PWI. Les simulations réalisées ont pu montrer l'apport de la prise en compte de l'anisotropie pour une meilleure détection des défauts. Aussi, il est apparu que les effets de l'anisotropie du composite ne sont pas perçus de la même manière par les deux méthodes. Cependant, la prise en compte de l'anisotropie signifie la connaissance des éléments du tenseur d'élasticité. Ce dernier n'étant pas toujours connus, nous avons mis en œuvre une approche plus simple mettant en jeu la vitesse de groupe déterminée à partir d'un modèle simplifié. Cette dernière a montré que les deux résultats étaient proches et qu'il n'est pas nécessaire à chaque fois de déterminer les constantes élastiques du matériau pour prendre en compte son anisotropie. Enfin, la prise en compte de l'anisotropie dans les résultats expérimentaux n'a pas été aussi probante qu'en simulation. Cela est essentiellement dû au fait que la propagation ultrasonore est davantage gouvernée par l'atténuation viscoélastique de la résine et à celle liée à la diffusion par les plis. L'amélioration de l'étude expérimentale, sujet d'actualité, devient la priorité à donner comme suite logique de ce travail de thèse.

4.6. *Références bibliographiques*

- [4.1] Meier R, Becker J and Rehfeld T 2009 Method for the ultrasound testing of a workpiece within a curved region of its surface and device suitable for the execution of the process US Patent Specification 7516664 B2.
- [4.2] Robert S, Casula D, Roy D, Neau G. Real time nondestructive testing of composite aeronautical structures with a self-adaptive ultrasonic technique. In: IEEE int. Conf. Imaging syst. Tech. Proc, vol. 24. IEEE; 2012. p. 207-12, 2012.
- [4.3] I. Tsvankin « anisotropic parameters and P-wave velocity for orthorhombic media » *Geophysics*, vol. 62, n° 4, pp. 1292-1309, July 1997..
- [4.4] T. Alkhalifah, "An acoustic wave equation for anisotropic media," *Geophysics*, vol. 65, no. 4, pp. 1239-1250, Jul. 2000.
- [4.5] Chuan Li, Damien Pain, Paul D.Wilcox, Bruce W.Drinkwater, Imaging composite material using ultrasonic arrays, *NDT&E International* 53(2013)8-17.
- [4.6] Holmes C, Drinkwater B.W, Wilcox P.D. Post processing of the full matrix of ultrasonic transmit-receive array data for nondestructive evaluation. *NDT & E Int*; 2005. Vol 38, p.p 701-11
- [4.7] L. Wang, F.G. Yuan, Group velocity and characteristic wave curves of lamb waves in composites: modeling and experiments, *Compos. Sci. Technol.* 67 (2007) 1370-1384.
- [4.8] E. Glushkov, N. Glushkova, A. Eremin, Group velocity of cylindrical guided waves in anisotropic laminate composites, *J. Acoust. Soc. Am.* 135 (2014) 148- 154.
- [4.9] A.H. Nayfeh, *Wave Propagation in Layered Anisotropic Media*, Elsevier, Amsterdam, The Netherlands, 1995.
- [4.10] F. Yan, J.L. Rose, Guided wave phased array beam steering in composite plates, *Health Monit. Struct. Biol. Syst.* 6532 (2007). 65320-65320.
- [4.11] J. Rajagopalan, K.H.M.O.A. Multila, K. Balasubramaniam, C.V. Krishnamurthy, A phase reconstruction algorithm for lamb wave based structural health monitoring of anisotropic multilayered composite plates, *J. Acoust. Soc. Am.* 119 (2006) 872-878.
- [4.12] J. Vishnuvardhan, A. Muralidharan, C.V. Krishnamurthy, K. Balasubramaniam, Structural health monitoring of anisotropic plates using ultrasonic guided wave STMR array patches, *NDT and E Int.* 42 (2009) 193-198.
- [4.13] A. Leleux, P. Micheau, M. Castaigns, Long range detection of defects in composite plates using lamb waves generated and detected by ultrasonic phased array probes, *J. Nondestr. Eval.* 32 (2013)

200–214.

[4.14] A.S. Purekar, D.J. Pines, Damage detection in thin composite laminates using piezoelectric phased sensor arrays and guided lamb wave interrogation, *J. Intell. Mater. Syst. Struct.* 21 (2010) 995–1010.

[4.15] P. Osterc, D. Kim, B. Yoo, Phased array beamsteering in composite laminates for guided wave structural health monitoring, in: Presented at the ASME 2013 Conference on Smart Materials, Adaptive Structures and Intelligent Systems, Snowbird, Utah, USA, 2013

[4.16] G.D. Connolly, M. Lowe, J.A. Temple, and S. Rokhlin, "The application of Fermat's principle for imaging anisotropic and inhomogeneous media with application to austenitic steel weld inspection," *Proceedings of the Royal Society A: Mathematical, Physical and Engineering Sciences*, vol. 465, no. 2111, pp. 3401–3423, Aug. 2009.

[4.17] C. Hhne, S. Kolkoori, M. -U. Rahman, R. Boehm, and J. Prager, "SAFT imaging of transverse cracks in Austenitic and dissimilar Welds," *Journal of Nondestructive Evaluation*, vol. 32, no. 1, pp. 51–66, Nov. 2012.

[4.18] C. Li, D. Pain, P. D. Wilcox, and B. W. Drinkwater, "Imaging composite material using ultrasonic arrays," *NTD & E International*, vol. 53, pp. 8–17, Jan. 2012.

[4.19] D. Yan, B. Wright, and I. Cooper, "Inspection of anisotropic composites using ultrasonic phased arrays," *World Journal of Engineering*, vol. 10, no. 2, pp. 101–106, Jun. 2013.

[4.20] D. Pain and B. Drinkwater, "Detection of fibre waviness using ultrasonic array scattering data," *Journal of Nondestructive Evaluation*, vol. 32, no. 3, pp. 215–227, Feb. 2013.

[4.21] T. Moser, "Shortest path calculation of seismic rays," *Geophysics*, vol. 56, no. 1, pp. 59–67, Jan. 1991.

[4.22] J. A. Sethian, "A fast marching level set method for monotonically advancing fronts," *Proceedings of the National Academy of Sciences*, vol. 93, no. 4, pp. 1591–1595, Feb. 1996.

[4.23] A.J. Brath, and F. Simonetti, « Phased Array Imaging of Complex-Geometry Composite Components », IEEE, UFFC, 2017.

Conclusions et Perspectives

L'objectif de ces travaux de thèse était d'étudier les effets de l'anisotropie structurelle sur l'imagerie ultrasonore multiéléments dans le cas de structures composites. Pour ce type de matériau, l'étude devient rapidement complexe à cause du caractère inhomogène et anisotrope du milieu de propagation qui engendre souvent des distorsions non négligeables des trajets ultrasonores. Souvent, cela empêche d'imager de façon claire certains défauts dont la détection est pourtant sans difficulté dans un milieu isotrope.

Pour répondre à cet objectif, nous avons présenté dans un premier temps le contexte général de l'étude. Dans le chapitre I, il était alors naturel de présenter tout d'abord les matériaux composites y compris ceux concernés par cette étude. À cet effet, nous n'avons pas manqué de rappeler les fondamentaux de la propagation des ondes élastiques dans les milieux anisotropes au sein desquels les lois physiques (relatifs à l'élasticité) nécessitent un développement tensoriel. Cela est suivi par la présentation des différentes notions de bases relatives au contrôle non destructif par ultrasons multiéléments où nous avons rappelé les paramètres pouvant influencer le faisceau ultrasonore notamment dans le cas d'un transducteur multiéléments rectangulaire utilisé dans le cadre de cette thèse. Après avoir présenté au moyen de données simulées les différentes méthodes échographiques en imagerie multiéléments, nous avons présenté les méthodes les plus avancées d'entre elles que nous avons choisi pour poursuivre ce travail de thèse. Ce choix motivé essentiellement par les capacités élevées de contraste et de résolution d'image a permis de choisir les méthodes Total Focusing Method (TFM) et Plane Wave Imaging (PWI), basées sur les ondes cylindriques et les ondes planes, respectivement.

Ayant défini les méthodes utilisées et les phénomènes physiques mis en jeu, le chapitre II commence tout d'abord par l'étude des méthodes ultrasonores basées soit sur la propagation d'ondes planes en incidence normale soit sur un balayage électronique à 0° et ce dans le cas de structure composite à faible degré d'hétérogénéité. Ainsi, il a été possible d'évaluer différents paramètres relatifs à la caractérisation des défauts et montrer surtout la rapidité des méthodes basées sur l'émission d'ondes planes. Dans un second temps, nous montrons, dans le cas d'une lame de pied, les limites des méthodes basées sur la transmission d'ondes planes ou focalisées. Cela motive ainsi l'utilisation de méthodes plus sophistiquées qui ont déjà montré leur capacité à caractériser les défauts dans le cas d'imagerie ultrasonore de pièces en acier.

Une fois le choix des méthodes d'imagerie justifié, nous nous sommes intéressés dans le chapitre III à la caractérisation des propriétés viscoélastiques du composite étudié de symétrie $[0/45/-45/90]_{12s}$. Dans un premier temps, nous avons déterminé les variations de la vitesse de phase de l'onde quasi-longitudinale et de l'atténuation de ce même mode en fonction de la direction de propagation dans le matériau. Ce travail a permis d'étudier également la dispersion fréquentielle de ces deux paramètres ce qui a permis par la suite de choisir les gammes fréquentielles ayant permis de générer les ondes élastiques ultrasonores moyennant le transducteur multiélément. Aussi, rappelons que ce choix a été effectué après avoir étudié la

question relative à l'homogénéisation des propriétés viscoélastiques. En effet, à l'aide d'une caractérisation de ces derniers par méthode inverse, en respectant le critère d'homogénéisation, il a été possible de retrouver les vitesses et les atténuations déterminées par méthode directe. Par ailleurs, nous avons également montré qu'au-delà des constantes viscoélastiques (ou des vitesses et atténuation), la prise en compte de l'hétérogénéité du milieu de propagation nécessite in fine de faire un compromis de manière à avoir un rapport signal-sur-bruit (RSB) suffisamment élevé pour détecter en mode écho les défauts de petites tailles situés à l'autre bout de l'épaisseur du composite ($\sim 30\text{mm}$ dans notre cas). Cette étape nécessaire nous a ainsi conduit à monter raisonnablement en fréquence pour générer des ondes ultrasonores avec le capteur multiélément à 3.5 MHz et ce pour les deux méthodes d'imagerie susmentionnées TFM et PWI.

L'étude de l'imagerie des défauts basées sur les méthodes TFM et PWI s'est effectuée dans le chapitre IV où les résultats concernent essentiellement le composite épais ($\sim 30\text{mm}$). Dans un premier temps, nous avons montré à l'aide de simulations que la non prise en compte de l'anisotropie structurelle du composite pouvait conduire à des résultats erronés où les décalages entre les positions réelles des défauts et celles trouvées via le modèle isotrope pouvaient être importants. Ce travail nous a également permis de comparer les effets de la prise en compte de l'anisotropie sur les deux imageries TFM et PWI. En effet, nous avons noté que l'imagerie TFM présentait davantage d'artefacts de reconstruction par rapport à PWI et que nous avons attribué cela à la nature omnidirectionnelle de la source dans la méthode TFM qui, dans un matériau anisotrope, n'oriente pas nécessairement l'énergie dans la direction du défaut recherché. S'est posée ensuite la question relative à l'utilisation de la vitesse de phase ou de la vitesse de groupe du mode de propagation étudié dans les imageries effectuées. Cela nous a amené à étudier la différence entre les deux résultats pour les méthodes TFM et PWI et ce moyennant un modèle elliptique pour la vitesse de groupe. L'utilisation de dernier est motivée par la difficulté de connaître a priori les tenseurs viscoélastiques des matériaux composites contrôlés dans l'industrie. Ainsi, nous avons pu montrer que nous pouvons obtenir des résultats proches avec les vitesses de phase et de groupe et que cela pourrait faciliter le contrôle dans certains cas notamment lorsque la différence entre les profils de variation des deux vitesses est faible. Notons enfin que les mesures expérimentales relatives à la prise en compte de l'anisotropie n'ont malheureusement pas permis d'obtenir des images équivalentes à celles obtenues en simulation. Pour expliquer cette difficulté, nous avons mis en avant le fait que la propagation dans ledit composite soit essentiellement gouvernée par l'atténuation viscoélastique de la résine associée la diffusion par les plis de fibres de carbone.

Les perspectives à donner à ce travail de thèse restent liées aux objectifs que nous lui avons donnés. D'abord caractériser d'une part l'anisotropie de plaques composites avec des méthodes ultrasonores, puis intégrer ces propriétés dans les algorithmes de focalisation pour améliorer la qualité des images TFM et PWI. Par rapport aux algorithmes de CIVA reposant sur un calcul de champ ultrasonore en émission et en réception, l'algorithme proposé dans ce manuscrit se base sur un calcul géométrique des rayons qui est plus rapide et plus simple à implémenter dans les appareils de contrôle. A l'instar de la méthode ATFM (Adaptive Total Focusing Method) dédiée à l'inspection de matériaux isotropes de géométries complexes, cet algorithme pourrait être appliqué en temps-réel pour inspecter des structures anisotropes de formes complexes, ou pour corriger les effets d'une incertitude sur la position du transducteur au cours d'une trajectoire robotisée. Les travaux de cette thèse portant sur une plaque carbone/époxy constituent une première étape avant de pouvoir traiter des structures composites de formes plus complexes, comme celles rencontrées dans l'industrie aéronautique. La perspective directe de ces travaux serait de traiter des géométries courbes (ex. : intrados ou extrados de structures aéronautiques), puis d'ajouter une étape préliminaire de mesure de la surface en temps-réel, comme dans l'imagerie adaptative ATFM. Ce manuscrit a montré que la méthode PWI était potentiellement plus rapide (moins de tirs ultrasonores que dans la méthode TFM) et semble moins sensible aux effets des variations de vitesse et d'atténuation. Ainsi, la solution qui semble la plus pertinente à terme pour l'inspection temps-réel de composites de géométries complexes serait la méthode PWI en mode adaptatif, intégrant une étape préliminaire de mesure de la surface en émettant des ondes planes dans l'eau en direction de la surface.