



HAL
open science

Etude théorique et expérimentale de l'effet de la structure des métaux sur la propagation d'une onde acoustique. Application au contrôle non-destructif

Lili Ganjehi, Vincent Dorval, Frédéric Jenson, Gilles Corneloup, Joseph Moysan

► To cite this version:

Lili Ganjehi, Vincent Dorval, Frédéric Jenson, Gilles Corneloup, Joseph Moysan. Etude théorique et expérimentale de l'effet de la structure des métaux sur la propagation d'une onde acoustique. Application au contrôle non-destructif. 10ème Congrès Français d'Acoustique, Apr 2010, Lyon, France. hal-00546824

HAL Id: hal-00546824

<https://hal.science/hal-00546824v1>

Submitted on 14 Dec 2010

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.

10ème Congrès Français d'Acoustique

Lyon, 12-16 Avril 2010

Etude théorique et expérimentale de l'effet de la structure des métaux sur la propagation d'une onde acoustique.

Application au contrôle non destructif

Lili Ganjehi⁽¹⁾, Vincent Dorval⁽¹⁾, Frédéric Jenson⁽¹⁾, Gilles Corneloup⁽²⁾, Joseph Moysan⁽²⁾

⁽¹⁾CEA, LIST, DISC, F-91191 Gif-sur-Yvette, France

⁽²⁾LCND, Université de la Méditerranée, IUT Aix-en-Provence, 13625 Aix-en-Provence, France

Lors du contrôle non destructif (CND) par ultrasons des composants métalliques des centrales nucléaires, les capacités de détection et de caractérisation des défauts peuvent être limitées par des signaux provenant de l'énergie rétrodiffusée par la microstructure des métaux et que l'on désigne par bruit de structure. La prédiction des valeurs du rapport signal à bruit est donc primordiale dans la simulation des CND. Cette étude s'inscrit dans le cadre du développement dans le logiciel d'expertise CIVIA d'un simulateur du bruit de structure qui prenne en entrée les paramètres caractéristiques de la microstructure.

Un modèle d'interaction entre le champ incident et la structure polycristalline des métaux a été sélectionné. Ce modèle donne une expression du coefficient de rétrodiffusion sous certaines hypothèses. Celui-ci caractérise la capacité des matériaux à diffuser l'énergie du faisceau incident : il dépend uniquement des données intrinsèques du matériau, de la longueur d'onde du signal et du type d'onde émis. Une étude a été menée pour quantifier la sensibilité du coefficient de rétrodiffusion aux différents paramètres caractéristiques de la microstructure. Des premiers résultats de simulations de signaux bruités issus de l'algorithme d'interaction entre le champ incident et la structure sont présentés.

1 Introduction

Un solide cristallisé est considéré comme un ensemble de grains séparés par des joints. Un changement d'orientation local aux joints des grains modifie localement les valeurs des constantes élastiques. L'onde ultrasonore qui se propage d'un grain à l'autre est sensible au contraste entre les propriétés élastiques des deux grains. Une portion de son énergie est ainsi diffusée et en particulier rétrodiffusée vers le traducteur qui fonctionne en émission/réception. Certains métaux (entre autres, alliages de titane, aciers austéno-ferritiques) présentent une structure duplex qui comporte deux phases avec des relations d'orientation entre les grains appartenant aux deux phases. Le bruit de structure provient du changement d'orientation local aux joints des macrograins mais aussi du contraste des propriétés élastiques entre les grains appartenant aux deux phases. La sensibilité de l'onde acoustique aux variations spatiales des propriétés élastiques se traduit par une dépendance du bruit de structure au rapport entre la longueur d'onde et la longueur caractéristique des variations spatiales, elle-même liée à la taille moyenne des grains.

Le signal enregistré dans une large fenêtre de mesure temporelle est une superposition d'échos réfléchis par les grains dans le volume insonifié. Ce volume dépend de la longueur de la fenêtre temporelle d'observation ainsi que des dimensions du transducteur. Le niveau absolu du bruit ultrasonore rétrodiffusé mesuré lors d'une inspection dépend donc non seulement de la microstructure et de la longueur d'onde, mais il dépend aussi d'autres paramètres du système de contrôle tels que l'ouverture du traducteur, la durée du signal exciteur (impulsion ultrasonore), les caractéristiques de propagation (polarisation, direction de propagation par rapport à une éventuelle orientation préférentielle des grains).

Le bruit de structure d'un matériau est aussi corrélé à l'atténuation. En effet, l'atténuation des ultrasons dans les solides est causée par deux phénomènes : i) l'absorption qui résulte de la conversion de l'énergie mécanique en chaleur, induite par frottements visqueux et ii) la diffusion par la microstructure. L'atténuation par absorption est en général négligeable dans les métaux polycristallins. En revanche, l'atténuation par diffusion peut limiter sensiblement les performances d'un contrôle ultrasonore et la détection de défauts : l'amplitude du signal rétrodiffusé diminue avec la profondeur. Le champ acoustique après passage à travers le milieu composé de grains de différentes orientations et vitesses est dégradé en amplitude et en phase.

La modélisation de l'interaction de l'onde acoustique avec la structure est donc très complexe. Notre étude démarre par la détermination des paramètres caractéristiques de la structure duplex d'un matériau. Puis, le modèle sélectionné permettant de décrire l'interaction entre la structure polycristalline et l'onde acoustique est présentée. Celui-ci s'inscrit dans le cadre de l'approximation de la diffusion simple. Nous étudions la variation fréquentielle du coefficient de diffusion en fonction du choix des paramètres géométriques caractéristiques (fonction de corrélation spatiale) ainsi que la variation des coefficients de diffusion en fonction des deux échelles de la structure. Nous présenterons les outils de simulation du bruit de structure en cours de développement qui s'appuient sur des modèles analytiques d'interaction onde/microstructure. Enfin, nous présenterons des premiers résultats obtenus sur des matériaux à une seule phase (acier austénitique).

2 La métallurgie des solides polycristallins

Les caractéristiques mécaniques des solides polycristallins sont étroitement liées à la microstructure et sont principalement la conséquence de plusieurs paramètres tels que la proportion des différentes phases, la texture morphologique et la texture cristallographique. Ces paramètres sont fonction eux-mêmes de l'histoire thermomécanique du matériau. Ce lien est très complexe. Ici, nous avons ciblé l'étude bibliographique essentiellement sur la description des différentes microstructures possibles. Nous détaillerons la structure des métaux à une phase (acier austénitique) ou à plusieurs phases (acier austéno-ferritique).

2.1 Forme et taille des grains

La figure 1 représente des exemples de structure à une seule phase (acier austénitique, à gauche) et deux phases (acier austéno-ferritique, à droite).

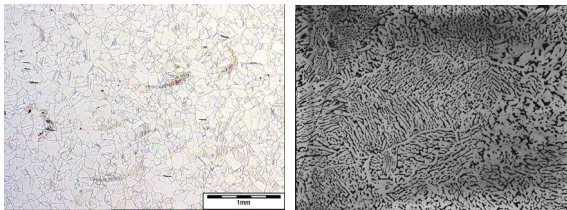


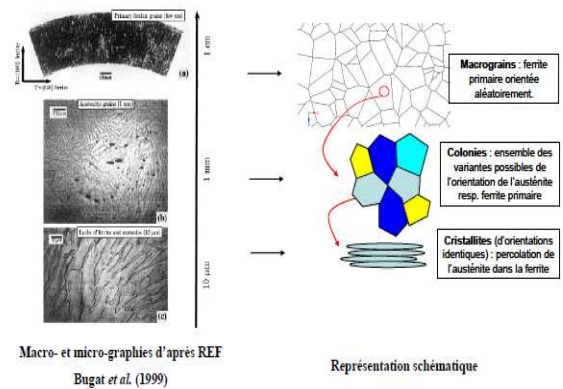
Figure 1. Exemples de structure à une seule phase (acier austénitique, à gauche) et deux phases (acier austéno-ferritique, à droite, [1]).

La structure géométrique du matériau monphasique comme l'acier austénitique (Fig. 1, à gauche) est caractérisée par la forme et la taille des grains. La structure est dite équiaxe si ces propriétés géométriques sont les mêmes quelque soit le repère dans lequel la microstructure est décrite. Cependant, certains processus de mise en forme des métaux ont tendance à induire un allongement ou un aplatissement des grains dans une direction particulière, c'est-à-dire, une texture morphologique.

La microstructure de l'acier austéno-ferritique est liée à son processus de solidification. L'acier, liquide à l'origine, se solidifie d'abord sous la forme de cristaux de ferrite appelés macrograins et orientés de manière totalement aléatoire. Puis, des cristaux d'austénite, appelés cristallites, se forment à l'intérieur des macrograins de ferrite par transformation de phase à l'état solide. Les cristallites apparaissent à l'intérieur des macrograins sous la forme de régions d'orientations cristallographiques identiques, appelées colonies. Les colonies peuvent être orientées selon un nombre de variantes fini, reliées à l'orientation du macrograin de ferrite à l'intérieur duquel elles apparaissent. A la fin du processus, le métal est constitué de ferrite et d'austénite. Il en résulte une structure à plusieurs échelles représentée sur la figure 2.

Les échelles des macrograins et des colonies sont proches des longueurs d'ondes (entre 5 mm et 1 cm) : les macrograins sont de l'ordre du millimètre ou du centimètre et les colonies de l'ordre du dixième du millimètre ou du millimètre. Comme l'échelle des cristallites sera négligée dans la suite, une colonie sera considérée comme un mélange parfait d'une phase de ferrite primaire et d'une phase d'austénite orientée selon une des variantes par-

rapport à la ferrite. Un macrograin sera considéré comme un ensemble de colonies partageant une même orientation de ferrite primaire. La forme des macrograins et des colonies peut être équiaxe ou ellipsoïdale.



Macro- et micro-graphies d'après REF Bugat et al. (1999)

Représentation schématique

Figure 2. Structure de l'acier austéno-ferritique.

2.2 Relations d'orientation et détermination des propriétés élastiques

Au cours des traitements thermomécaniques que subissent les matériaux polycristallins, la modification de la maille du réseau cristallin est accompagnée d'une rotation du réseau cristallin des grains vers un certain nombre d'orientations cristallographiques i.e la texture cristallographique. Nous considérerons dans le cas de l'acier austéno-ferritique présenté ci-dessus que la distribution des orientations cristallographiques des macrograins est supposée aléatoire. Les grains des deux phases présentent néanmoins des relations d'orientation. Une orientation de la phase des macrograins donne un ensemble d'orientation de la phase des colonies appelé variantes. Pour chacune des variantes, les matrices des constantes élastiques des deux phases doivent être exprimées dans le même repère lié au macrograin selon la méthode de Bond ([2]). A cette fin, les variantes doivent être exprimées à partir du triplet d'angles d'Euler permettant d'orienter la phase des colonies par-rapport à la phase des macrograins conformément aux relations d'orientation.

3 Interaction onde acoustique / structure polycristalline

Le niveau de bruit absolu dépend des caractéristiques de l'onde incidente, du traducteur et de la microstructure du matériau. L'effet de la structure polycristalline sur les ultrasons est caractérisé par un paramètre appelé coefficient de rétrodiffusion (largement utilisé dans le domaine des applications médicales des ultrasons). Celui-ci caractérise la capacité de l'échantillon à diffuser l'énergie du faisceau incident : il dépend uniquement des données intrinsèques du matériau, de la longueur d'onde et du type d'onde émis. Son expression est calculée par un modèle analytique sous certaines hypothèses. Nous donnons ici son expression dans les cas de matériaux à 1 et 2 phases puis nous étudierons l'influence des paramètres essentiels caractéristiques de la microstructure sur le coefficient de rétrodiffusion.

3.1 Expression du coefficient de rétrodiffusion : 1 phase.

On considère un milieu aléatoire et monophasique. Chaque diffuseur est caractérisé par une variation des constantes élastiques :

$$\Delta C_{ijkl}(\vec{r}) = C_{ijkl}(\vec{r}) - C_0 \quad (1)$$

avec $C_0 = \langle C_{ijkl} \rangle$

Sous certaines hypothèses : milieu aléatoire, statistiquement homogène et isotrope, C_0 est supposé égal à la moyenne d'ensemble des constantes élastiques C_{ijkl} en chaque point r du volume insonifié.

Le milieu est considéré comme faiblement diffuseur (approximation de Born) et la diffusion multiple est négligée.

Enfin, l'onde incidente est supposée plane. Précisons que cette hypothèse est vérifiée dès que les variations en amplitude et en phase du champ émis par le transducteur sont négligeables à l'échelle de la taille du diffuseur.

La section efficace différentielle de diffusion (ou coefficient de diffusion) est définie par-rapport à l'unité d'angle solide $d\Omega$ et de volume V et s'écrit :

$$\eta(\omega) = \frac{dP^s}{I_0 V d\Omega} \quad (2)$$

où P^s est la puissance totale diffusée par le milieu dans toutes les directions, I_0 l'intensité incidente et $\omega = 2\pi f$ avec f , la fréquence de l'onde acoustique incidente. Les calculs tirés des articles de Gubernatis *et al.* ([3]) et Margetan *et al.* ([4]) donnent l'expression du coefficient de diffusion à une fréquence donnée pour un type de polarisation et un angle d'inspection. L'expression ci-dessous est le coefficient de rétrodiffusion (i.e pour un angle de diffusion égal à 180°) dans le cas où l'onde incidente est longitudinale et se propage suivant l'axe 3 (ou z) et normale à la pièce. On évite ainsi, dans un premier temps, les phénomènes de conversion de mode et l'expression que coefficient de rétrodiffusion s'en trouve simplifiée (les autres expressions sont données dans [4]) :

$$\eta^{L \rightarrow L} = \frac{(k_i)^8}{(4\pi \rho \omega^2)^2} \langle \Delta C_{33} \Delta C_{33} \rangle \int d^3s W(s) \exp(2ik_i s) \quad (3)$$

$k_i = 2\pi f / V_i$ est le nombre d'onde (avec V_i la vitesse des ondes longitudinales) et ρ est la masse volumique du matériau.

Le coefficient de rétrodiffusion est proportionnel à la fréquence et à la somme des contributions incohérentes de tous les diffuseurs contenus dans le volume insonifié. Chaque diffuseur est caractérisé par une variation des constantes élastiques. Le passage à un ensemble de grains se fait par l'intégration de la fonction de corrélation de ΔC_{ijkl} . $\langle \Delta C_{33} \Delta C_{33} \rangle W(s)$ est la fonction d'auto corrélation du milieu avec $\langle \Delta C_{33} \Delta C_{33} \rangle$ qui représentent les fluctuations quadratiques moyennes des propriétés élastiques et $W(s)$ est la fonction de corrélation spatiale. Pour simplifier les calculs, on pose $W(s) = \exp(-s/d)$, où s est la distance entre deux points du milieu et d , la longueur de corrélation. Dans le cas d'un milieu statistiquement homogène, nous supposons que d est le diamètre des grains. $W(s)$ tend vers 1 si s est suffisamment petit devant d : les deux points sont dans le même grain. $W(s)$ tend vers 0, si s est grand devant d : les

deux points sont dans deux grains éloignés. La fonction W décrit donc la probabilité que deux points soient dans le même grain.

Finalement, le coefficient de rétrodiffusion s'exprime en fonction des variations des propriétés élastiques, de la forme des grains et de leurs tailles.

3.2 Expression du coefficient de rétrodiffusion : 2 phases

Han *et al.* ([5]) proposent une expression qui décrit le coefficient de rétrodiffusion d'un matériau polycristallin bi-phasique, dans le cas où les macrograins sont orientés aléatoirement avec toutefois des relations d'orientation entre ces grains et les colonies. Le modèle prend en compte les variantes possibles entre les deux phases supposées équiprobables. Ils obtiennent ainsi l'expression suivante pour le coefficient de rétrodiffusion :

$$\eta^{L \rightarrow L} = \frac{k_i^4}{(4\pi \rho V_i^2)^2} [\langle \Delta C_{3333}^M \Delta C_{3333}^M \rangle f + \langle \Delta C_{3333}^C \Delta C_{3333}^C \rangle g] \quad (4)$$

avec : $f = \int ds W^M(\vec{s}) \exp(2ik_i s)$

et $g = \int ds W^M(\vec{s}) W^C(\vec{s}) \exp(2ik_i s)$

W^M décrit la statistique (taille et forme) des macrograins et W^C décrit la statistique des colonies.

L'expression du coefficient de rétrodiffusion d'un milieu bi-phasique est donc similaire à celle obtenue dans le cas d'un milieu monophasique. Un terme supplémentaire apparaît à droite de l'équation : il correspond à l'influence des colonies sur le coefficient de rétrodiffusion.

3.3 Variation fréquentielle du coefficient de rétrodiffusion

Le modèle de diffusion est basé sur l'hypothèse que la microstructure du métal peut être décrite par une fonction de corrélation spatiale exponentielle. Or, utiliser une forme exponentielle pour la fonction de corrélation revient à faire une hypothèse implicite sur la distribution de taille et les formes des grains. L'influence de la distribution de tailles de grain sur la diffusion est question récurrente dans la littérature ([6]).

Dans la limite des basses fréquences, le coefficient de diffusion est proportionnel au rapport de la moyenne du carré du volume des grains sur la moyenne de leur volume. Nous montrons dans cette étude que cette quantité constitue un indicateur de la capacité de la microstructure à diffuser en basse fréquence ([7]). A cette fin, nous calculons la limite aux basses fréquences des facteurs de formes de différentes géométries de microstructure (Tab. 1). Les paramètres géométriques (par-exemple la taille des grains) sont ajustées afin d'obtenir le même rapport $(\overline{V}^2) / \overline{V}$ pour chaque structure (V est le volume des grains).

La figure 3 représente la dépendance fréquentielle du coefficient de rétrodiffusion pour les géométries décrites dans le tableau 1. Nous montrons bien qu'aux basses fréquences le coefficient de rétrodiffusion ne dépend pas du choix de la fonction de corrélation spatiale : il ne dépend que du rapport $(\overline{V}^2) / \overline{V}$.

A plus hautes fréquences, des différences apparaissent : elles peuvent atteindre 3 décibels dans le domaine

stochastique soit pour des longueurs d'onde du même ordre de grandeur que les tailles de grains.

Géométrie de la microstructure	Limite basses fréquences du facteur de forme
Fonction de corrélation exponentielle $W_{Exp}(\vec{r}) = \exp\left[-2\frac{ \vec{r} }{D_{Exp}}\right]$	πD_{Exp}^3
Fonction de corrélation Gaussienne $W_{Gauss}(\vec{r}) = \exp\left(-\frac{ \vec{r} ^2}{2D_{Gauss}^2}\right)$	$(2\pi)^3 D_{Gauss}^3$
Diagramme de Voronoi 3D de densité de germes ρ_{Vor}	$\frac{1+m}{m\rho_{Vor}}$, avec $m = 5.56219$
Grains sphériques à distribution de volumes log-normale de paramètres m et s	$\exp\left(m+3\frac{s^2}{2}\right)$

Tableau 1. Récapitulatif des limites basses fréquences des différents facteurs de forme.

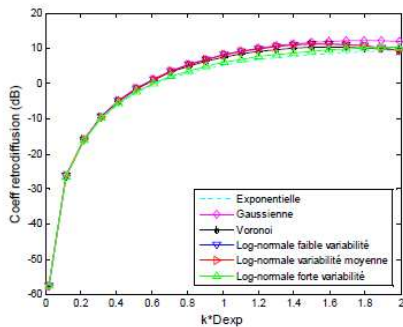


Figure 3. Dépendance fréquentielle du coefficient de rétrodiffusion obtenue pour différentes géométries.

3.4 Variation du coefficient de rétrodiffusion en fonction des deux échelles de la structure

Une méthode de calcul des coefficients de diffusion pour la structure de l'acier austéno-ferritique a été implémentée avec l'hypothèse que les fonctions de corrélation des macrograins et des colonies sont exponentielles :

$$W_M(R) = \exp\left[\frac{-2R}{D_M}\right], W_C(R) = \exp\left[\frac{-2R}{D_C}\right]$$

Les coefficients de diffusion dépendent des dimensions des macrograins D_m et des colonies D_c .

Deux représentations approchées de la microstructure ont été étudiées dans le but d'évaluer l'impact des deux échelles sur la dépendance fréquentielle du coefficient de rétrodiffusion. La première ne représente que l'échelle des macrograins et considère chacun d'entre eux comme un milieu homogène. La seconde ne représente que l'échelle des colonies et fait disparaître les macrograins en supposant qu'il n'y a pas de relation d'orientations d'une colonie à l'autre, ni pour la phase de ferrite ni pour celle d'austénite. Ces représentations de la microstructure sont schématisées dans la figure 4.

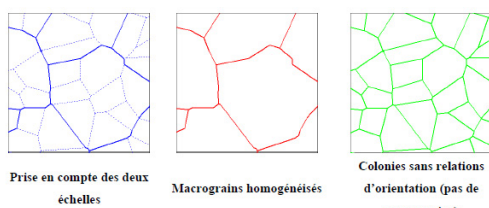


Figure 4. Différentes représentations possibles de la microstructure.

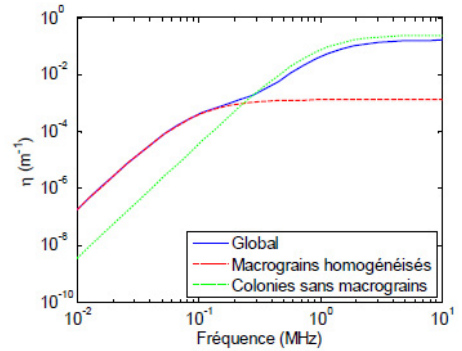


Figure 5. Représentation log-log du coefficient de rétrodiffusion L-L en fonction de la fréquence pour un acier austéno-ferritique avec $D_m = 10$ mm et $D_c = 1$ mm dans le cas de macrograins homogénéisés (en rouge), de colonies sans macrograins (en vert) et pris en compte des deux échelles (en bleu).

Les comparaisons entre le modèle global et les modèles simplifiés (Fig. 5) montrent que la diffusion est principalement due à l'interaction avec les macrograins en basses fréquences et avec les colonies en hautes fréquences. Notons toutefois que les modèles de diffusion sont basés sur l'approximation de Born.

4. Simulation du bruit de structure

4.1 Algorithme à la base du simulateur de bruit

Le logiciel d'expertise en contrôle non destructif, CIVA, propose des outils permettant de prendre en compte le bruit de structure et l'atténuation par diffusion lors de la simulation d'une configuration de contrôle.

Un simulateur de bruit est implémenté, basé sur le modèle proposé par Chatillon *et al.* ([8]), similaire à celui de Gustaffson et Stepinski ([9]) : le bruit rétrodiffusé provient de points diffractants positionnés aléatoirement dans le matériau et présentant une dépendance en fréquence. La réponse d'un ensemble de diffuseurs à une impulsion ultrasonore $s(t)$ est donnée par la somme des contributions individuelles de chaque diffuseur (hypothèse de diffusion simple). Dans le domaine fréquentiel, l'expression du signal bruité est donnée par :

$$V(\omega) = \sum_{k=1}^K A_k \omega^2 \exp[-\alpha(\omega)\tau_k] \exp(-j\omega\tau_k) C_k S(\omega) \quad (6)$$

où A_k désigne le coefficient de diffusion d'un diffuseur, τ_k le temps du trajet émetteur-diffuseur-récepteur, C_k l'amplitude du champ à la position du diffuseur, S la transformée de Fourier du signal émis s et α le coefficient d'atténuation. Le terme en ω^2 de cette expression décrit la dépendance fréquentielle moyenne des coefficients de diffusion correspondant la diffusion dans le régime de Rayleigh. L'originalité de l'approche développée tient à la façon de définir l'ensemble des points diffractants placés aléatoirement dans le volume inspecté : l'ensemble des diffuseurs est décrit par une matrice donnant la position de tous les diffuseurs qui est une répartition uniforme aléatoire suivant une densité ρ déterminée par inversion d'une mesure expérimentale. Chaque diffuseur répond au champ incident comme un diffracteur ponctuel dont la réflectivité prend une valeur aléatoire distribuée selon une gaussienne dont l'écart type σ est également déterminée par inversion d'une mesure expérimentale. Dans le cadre de cette

approche, le « modèle de bruit » est déterminé par deux paramètres : la densité de points diffractants et la largeur de la gaussienne définissant la distribution des coefficients de diffusion. Ces deux paramètres doivent être ajustés de façon à reproduire le bruit observé sur une configuration expérimentale de référence. L'atténuation est traitée séparément par un filtrage fréquentiel (loi de Beer-Lambert) appliqué à chacun des signaux élémentaires produits par les points diffractants.

4.2. Détermination des paramètres statistiques à partir du modèle analytique de diffusion simple.

L'approche proposée ici a été étudiée au CEA dans le cadre de la thèse de V. Dorval ([10]). Le modèle analytique décrit précédemment donne l'expression du coefficient de diffusion en fonction de paramètres (ρ , σ). La densité de diffuseurs est déterminée à l'entrée de la simulation par la méthode des diffuseurs équivalents. Le choix de cette quantité constitue un compromis : une densité élevée permet de générer un bruit aux propriétés statistiques très réalistes, et une densité faible permet un calcul rapide. Quelque soit la densité de diffuseurs choisie, l'énergie diffusée en moyenne par la structure synthétique est la même car les coefficients de diffusion des diffuseurs élémentaires sont ajustés en conséquence. Des densités de diffuseurs faibles ont donc pu être utilisées dans les simulations qui ne visaient qu'à simuler des niveaux de bruit moyen, afin d'accélérer les calculs. La réflectivité $\sigma = f(\eta, \rho)$ est ensuite déterminée. L'objectif est d'avoir une prédiction du bruit de structure dans un matériau donnée à partir des données métallurgiques en entrée du simulateur et d'éviter ainsi une inversion des mesures expérimentales. Les premières validations expérimentales ont été réalisées sur des matériaux polycristallins à une seule phase, équiaxes et sans texture cristallographique.

4.3. Premières validations expérimentales

Des mesures au contact ont été réalisées sur des échantillons d'acier forgé d'épaisseur 24 mm similaires à ceux utilisés dans l'industrie nucléaire. Le capteur piézoélectrique est un transducteur monoélément circulaire de 6,35 mm de diamètre de fréquence centrale 2,25 MHz

Les simulations réalisées nécessitent de spécifier certaines propriétés du métal comme données d'entrée. Pour les simulations présentées ici, les vitesses de propagation des ondes utilisées sont issues de mesures. La masse volumique du métal et les constantes élastiques d'un grain d'austénite données par Thompson *et al.* (1992, [6]) ont été utilisées. Ces constantes élastiques correspondent à une symétrie cubique. Les valeurs sont récapitulées dans le tableau 2.

v_L	v_T	ρ	C_{11}	C_{12}	C_{44}
5 650 m s ⁻¹	3 100 m s ⁻¹	8.12 g cm ⁻³	169 Gpa	145 Gpa	123 Gpa

Tableau 2. Propriétés élastiques du matériau

Une étude micrographique a permis de déterminer les propriétés géométriques des matériaux soit i) d'extraire la taille moyenne des grains égale à 120 μm , ii) de vérifier le caractère équiaxe du métal et iii) d'extraire la fonction de corrélation spatiale du matériau (Fig. 6).

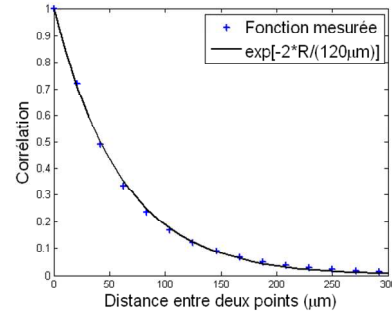


Figure 6. Fonction de corrélation spatiale du matériau

Le contenu fréquentiel du signal d'entrée est aussi une donnée d'entrée de la simulation. Il est défini par deux paramètres : une fréquence centrale et une largeur de bande. Ces deux paramètres ont été déterminés par ajustement successifs : les mesures réalisées sur un bloc d'étalonnage ont été simulées avec différentes valeurs de ces paramètres jusqu'à ce que le contenu fréquentiel des échos de référence simulés soit similaire à celui des échos mesurés.

Des mesures en T45 à 2,25 MHz sont comparées au résultat issu de la simulation. La figure 7 montre que l'évolution temporelle du niveau de bruit est bien prédite par la simulation (la référence en amplitude est l'écho d'un défaut situé à 12 millimètres de profondeur dans le bloc d'étalonnage) ainsi que les interférences constructives en fond de pièce responsable de la surintensité du bruit.

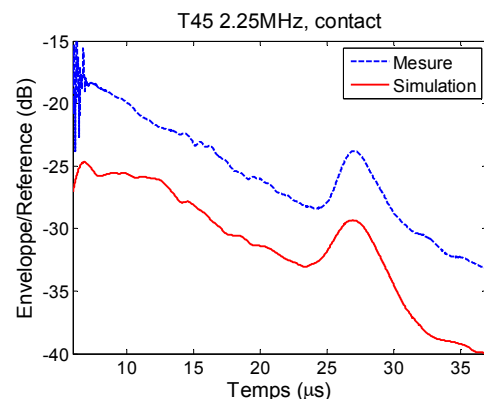


Figure 7. Evolution temporelle du niveau de bruit en T45 simulé (en rouge) et mesuré (en bleu).

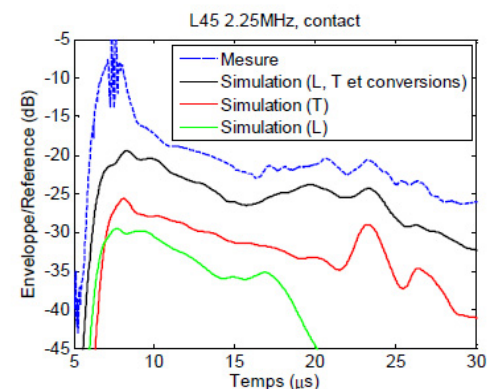


Figure 8. Evolution temporelle du niveau de bruit en L45 simulé avec les ondes L (en rouge), les ondes T (en rouge), les ondes L et T ainsi que les conversions de mode (noir) et mesuré (en bleu).

Des mesures en L45 à 2,25 MHz ont aussi été réalisées afin de vérifier que la simulation prend bien en compte les

conversions de mode. La figure 8 montre l'évolution temporelle du niveau de bruit mesuré (en bleu), le résultat simulé en onde L (en vert), en onde T (en rouge) et en onde L, T avec prise en compte des conversions de mode (en noir). Ce résultat montre i) que la simulation des ondes L seules est très insuffisante, ii) que le bruit généré par les ondes T est plus important et iii) que la prise en compte des deux modes et des conversions de mode permet une meilleure prédiction.

Le modèle qui relie le coefficient de rétrodiffusion à la structure du matériau à 1 phase permet donc i) de reproduire correctement l'évolution temporelle du niveau de bruit, ii) de prédire les interférences constructives en fond de pièce et iii) de prendre en compte les modes L et T et les conversions de mode.

Seul, le niveau de bruit est sous-estimé (environ 6 dB dans les deux configurations). L'étude présentée dans la partie 3 montre qu'une erreur sur les propriétés géométriques des grains (taille, forme) n'est pas à l'origine d'une erreur de plusieurs dB sur la prédiction du niveau de bruit ([10]). Dans les configurations où la diffusion multiple est négligeable, deux effets pourraient expliquer la mauvaise prédiction du niveau de bruit i) l'effet des mâcles ([11]) et ii) la contribution des dislocations ([12]).

5. Conclusion

L'étude du bruit de structure est motivée par i) la détermination d'une relation entre les paramètres caractéristiques de la structure des matériaux polycristallins et le niveau de contrôlabilité des défauts et ii) par l'utilisation des outils de simulation lors de la conception des capteurs afin d'améliorer les performances de contrôle et en particulier le rapport signal à bruit. Il est donc primordial de développer un outil permettant de simuler l'interaction de l'onde acoustique avec la structure. A cette fin, nous avons tout d'abord extrait les paramètres caractéristiques (propriétés morphologiques et élastiques) d'une structure polycristalline à une ou deux phases. Le modèle analytique sélectionné a permis de déterminer le coefficient de rétrodiffusion (soit la section efficace différentielle de diffusion pour un angle de 180°) en fonction de la structure duplex. L'analyse de la dépendance fréquentielle du coefficient de rétrodiffusion montre qu'aux basses fréquences, il n'est pas nécessaire d'utiliser une fonction de corrélation spatiale correspondant à la distribution réelle : seul le rapport de la moyenne du carré du volume des grains sur la moyenne de leur volume est important. Nous montrons aussi des premiers résultats sur l'importance de la prise en compte des colonies à hautes fréquences.

Le modèle analytique sélectionné et implémenté dans le simulateur de bruit permet de i) prédire l'évolution temporelle du niveau de bruit dans les deux configurations étudiées en L45 et T45, ii) de prédire les interférences constructives en fond de pièce à l'origine de la surintensité du niveau de bruit et iii) de prendre en compte les modes L et T ainsi que les conversions de mode. Plusieurs pistes (effet des mâcles et dislocations) restent à explorer afin de prédire plus précisément le rapport signal à bruit dans les matériaux mono-phasiques.

L'outil de simulation sera aussi étendu à la prédiction du niveau de bruit en fonction de la structure des matériaux bi-phasiques.

Références

- [1] J. Besson *et al.*, "Modelling of scatter and size effect in ductile fracture: application to thermal embrittlement of duplex stainless steels", *Engineering Fracture Mechanics*, *67*, 169-190, 2000.
- [2] B.A. Auld, "Acoustic fields and waves in solids. Tome 1.", Krieger, Second edition, 1990.
- [3] J.E. Gubernatis *et al.*, "Formal aspects of the theory of the scattering of ultrasound by flaws in elastic materials", *Journal of Applied Physics*, *48* (7), 2804-2811, 1977.
- [4] F.J. Margetan *et al.*, "Computation of grain noise scattering coefficients for ultrasonic pitch/catch inspections of metals", *Rev. Prog. QNDE*, *24*, 1300-1307, 2005.
- [5] Y.K. Han and R.B. Thompson, "Ultrasonic backscattering in duplex microstructures : Theory and Application to titanium alloys", *Mettallurgical and Material Transactions A*, *28A*, 91-104, 1997.
- [6] R.B. Thompson *et al.*, "Relationship of microstructure to backscattered ultrasonic noise", *Rev. Prog. QNDE*, *11*, 1685-1691, 1992..
- [7] E.P. Papadakis, "From micrograph to grain-size distribution with ultrasonic applications", *J. Appl. Phys.*, *35* (5), 1586-11594, 1964..
- [8] S. Chatillon *et al.* "Simplified modelling of backscattered noise and attenuation phenomena for quantitative performance demonstration of UT methods", *Rev. Prog. QNDE*, *657* (1), 93-100, 2003.
- [9] M.G. Gustaffson *et al.* "Studies of split spectrum processing, optimal detection and maximum likelihood amplitude estimation using a simple clutter model", *Ultrasonics*, *35* (1), 31-52, 1997.
- [10] V. Dorval, "Modélisation de la propagation ultrasonore dans une structure métallurgique diffusante, application au CND", Thèse de doctorat de l'Université de la Méditerranée, 2009.
- [11] N. Feuilly, "Etude de l'influence de la microstructure sur la diffusion ultrasonore en vue de l'amélioration du contrôle non-destructif des matériaux polycristallins", Université de la Méditerranée, 2009.
- [12] A. Maurel *et al.* " Propagation of elastic waves through polycrystals : the effects of scattering from dislocation arrays", *Proc.R.Soc.A.*, *462*, 2607-2623, 2006.