

الجمهورية الجزائرية الديمقراطية الشعبية
وزارة التعليم العالي والبحث العلمي

Ministère de l'Enseignement Supérieures et de la Recherche Scientifique

BADJI MOKHTAR UNIVERSITY

UNIVERSITE BADJI MOKHTAR



جامعة باجي مختار عنابة

Année 2024

Faculté des Sciences
Département de Physique

Thèse

Présenté en vue de l'obtention du diplôme de

Doctorat en Sciences

Thème

«Effet des traitements thermiques sur les propriétés élastiques des matériaux à mémoire de forme par des méthodes ultrasoniques et modélisation de la signature acoustique $V(z)$ ».

Option : Génie des matériaux et contrôle non destructif

Par

Chaima Larbaoui

Directeur de thèse

Youcef BOUMAIZA

Prof. U. Annaba

Co-Directeur de thèse

Amar. BOUDOUR

Prof. U. Annaba

Devant le jury :

Président du Jury :

Mostepha BENCHIHEUB

Prof. U. Annaba

Examineurs

Salah HAMDJ

M. C. (A). U. Chadli Bendjedid

Examinatrice

Saida CHOUF

Prof. U. Annaba

Dédicace

Ce modeste travail est dédié à:

A mes très chers parents qui ont été d'un grand soutien tout au long de mon travail de thèse. Je remercie ma mère qui m'a toujours soutenu dans les moments difficile ainsi que mon père qui l'a aidé dans cette tâche. Mes remerciements vont

également :

A mon mari et mon fils Med Ouçaïd

Ainsi qu'a mes frères et sœurs

A toutes la famille LARBAOUD et

KHAOUICHA

REMERCIEMENTS

Ce travail de thèse a été effectué au sein du laboratoire d'élaboration et d'analyse des matériaux (LEAM), Faculté des Sciences, Université BAdji Mokhtar, Annaba.

*Je remercie vivement le **Professeur Mostepha BENCHIHEUB** qui m'a accueilli dans son laboratoire et m'a permis d'effectuer ce travail de thèse dans de bonnes conditions ce qui m'a incité à m'investir pleinement.*

*Je remercie chaleureusement mon directeur de thèse Monsieur le **Professeur Youcef BOUMAIZA** de l'Université Badji Mokhtar, d'avoir accepté de diriger ce travail. Il m'a énormément aidé à réaliser cette thèse. Sa patience, sa gentillesse, sa disponibilité et sa grande pédagogie m'ont été d'un grand secours et aussi les nombreux encouragements qu'il m'a prodigués merci énormément.*

*Je remercie également le **Professeur Amar BOUDOUR** Co directeur de thèse pour sa disponibilité et sa sollicitude tout au long de ce travail.*

*Je tiens à remercier vivement Monsieur le **Professeur BENCHIHEB Mostepha** de m'avoir fait l'honneur de présider mon jury.*

*Je tiens à remercier Monsieur **HAMDI Salah Maître de conférences (A)** de l'université Chadli BENDJEDID El TARF du département de physique d'avoir accepté d'examiner ce travail de thèse et faire partie de mon jury de soutenance.*

*Je tiens également à remercier Madame le **Professeur Saida CHOUF** qui a accepté d'examiner cette thèse et faire partie de ce jury.*

. Je tiens à remercier pour leurs soutiens les membres du laboratoire LEAM qui m'ont aidé pendant la préparation de cette thèse.

*Mes remerciements vont aussi à Monsieur le professeur **BELKAHLA Soliman** qui a très souvent répondu à mes différents besoins techniques ou matériels.*

J'exprime ma profonde reconnaissance à toutes les personnes que je n'ai pas citées et qui m'ont aidée à réaliser ce travail de thèse que ce soit de près ou de loin qu'il en soit remerciées.

ملخص

الهدف من هذا العمل هو توصيف الخصائص المرنة لسبائك ذاكرة شكل CuZnAl في حالاتها الثلاث - الأوستنيتي، والمختلط، والمارتنسيطي - باستخدام طريقة غير مدمرة. أساس هذه الطريقة هو الموجات فوق الصوتية الصوتية الدقيقة. إنه يجعل من الممكن قياس سرعات انتشار الموجات الصوتية الطولية والعرضية ورايلي، والتي يمكن من خلالها حساب الثوابت المرنة للمادة (معامل القص: G ومعامل يونغ: E). وبالتالي، فإن نتائج القياسات التي تم الحصول عليها تمكن من مقارنة سرعات رايلي الناتجة التي تم نمذجتها ومراقبتها تجريبيا في المراحل المختلفة مع نمذجة التوقيع الصوتي $V(z)$ ومعامل الانعكاس $R(\theta)$.

الكلمات المفتاحية: سبيكة ذاكرة الشكل (CuZnAl) - السرعة (الطولية والعرضية والرايلي) - معامل (يونغ، القص) - البصمة الصوتية ($V(z)$) - معامل الانعكاس $R(\theta)$

Résumé

L'objectif de ce travail est de caractériser les propriétés élastiques de l'alliage à mémoire de forme CuZnAl dans ses trois états – austénitique, mixte et martensitique – à l'aide d'une méthode non destructive. La base de cette méthode est la micro-échographie acoustique. Elle permet de mesurer les vitesses de propagation des ondes acoustiques longitudinales, transversales et de Rayleigh, à partir desquelles peuvent être calculées les constantes élastiques du matériau (module de cisaillement : G et module d'Young: E). Ainsi, les résultats de mesures obtenus permettent de comparer les vitesses de Rayleigh résultantes qui ont été modélisées et observées expérimentalement dans les différentes phases avec la modélisation de la signature acoustique $V(z)$ et du coefficient de réflexion $R(\theta)$.

Mots clés : Alliage à mémoire de forme CuZnAl, vitesses (longitudinale, transverse, Rayleigh), module de Young, signature acoustique $V(z)$, coefficient de réflexion $R(\theta)$.

Abstract

The objective of this work is to characterize the elastic properties of *CuZnAl* shape memory alloy in its three states—*austenitic*, *mixed*, and *martensitic*—using a non-destructive method. The basis of this method is acoustic micro-ultrasound. It makes it possible to measure the longitudinal, transverse, and Rayleigh acoustic wave propagation velocities, from which the material's elastic constants (shear modulus: G and Young's modulus: E) can be computed. Thus, the obtained measurements results enable comparison of the resulting Rayleigh velocities that were modeled and observed experimentally in the different phases with the modeling of the acoustic signature $V(z)$ and the reflection coefficient $R(\theta)$.

Keywords: *Shape memory alloy CuZnAl - velocity (longitudinal, transverse and Rayleigh) - modulus of (Young, shear) - acoustic signature $V(z)$ - reflection coefficient $R(\theta)$.*

Table des matières

| | |
|--|-----------|
| REMERCIEMENTS | 3 |
| ملخص | 5 |
| RESUME | 6 |
| ABSTRACT | 7 |
| INTRODUCTION GENERALE | 17 |
| ALLIAGES À MÉMOIRE DE FORME | 19 |
| ET TRANSFORMATION MARTENSITIQUE | 19 |
| I.1. Introduction: | 20 |
| I.2. Le processus de transformation martensitique : | 20 |
| I.2.1. Concept : | 20 |
| I.2.1.1. Transformation displacive. | 20 |
| I.2.1.2. Changements dans le premier ordre : | 21 |
| I.2.1.3. Déformation homogène du réseau: | 21 |
| I.3. Principaux éléments de la transformation martensitique : | 21 |
| I.3.1. - Aspect physique: | 21 |
| I.3.2. - Aspect thermodynamique: | 22 |
| I.3.2. - Transformation induite par contrainte : | 23 |
| - | 23 |
| I.4- Les alliages à mémoire de forme: | 24 |
| I.4.1- Historique: | 24 |
| I.4.2- Définition: | 24 |
| I.4.3- Caractéristiques: | 24 |
| I.4.3.1- Effet simple sens: | 24 |
| I.4.3.2- Effet Superélastique: | 26 |
| I.4.3.3- Effet double sens: | 26 |
| I.4.3.4- Effet caoutchoutique: | 27 |
| Il est produit lorsque l'on applique une contrainte à l'état martensitique et il est découpé en trois étapes, comme illustré dans la figure I.7. Lorsque la température de l'échantillon est inférieure à M_f , c'est-à-dire lorsque la martensite auto-accommodante est présente, il est soumis à une contrainte. Cela entraîne une mutation des différentes variantes de martensite et génère de la martensite orientée. | 27 |
| Après la relâche de la contrainte, on constate une déformation résiduelle | 27 |

| | |
|--|-----------|
| I.4.3.5. L'impact sur l'amortissement : | 28 |
| I.5. Les différentes catégories d'alliages à mémoire de forme : | 28 |
| I.5.1. Alliages à base Ti-Ni: | 29 |
| I.5.2-Alliages à base de Fer: | 29 |
| I.5.3. Alliages à base de Cuivre: | 29 |
| I.5.4.Propriétés du CuZnAl : | 31 |
| I.6. Les utilisations des alliages à mémoire de forme : | 32 |
| I.7. Conclusion : | 32 |
| CHAPITRE II | 33 |
| GENERALITES SUR LE CONTRÔLE NON DESTRUCTIF | 33 |
| II. Introduction | 34 |
| II.1.Historique | 34 |
| II.2.Principe du Contrôle Non Destructif | 35 |
| II.2.1. Radiographie | 35 |
| II.2.1.1. Avantages et Inconvénients du CND par Radiographie. | 35 |
| II.2.2. Emissions acoustiques | 36 |
| I.2.3. L'échographie | 36 |
| II.2.3.1.Les différents types d'échographe | 39 |
| II.2.4.Description De l'appareillage | 40 |
| II.2.4.1.Transducteur ultrasonore : | 41 |
| II.2.4.2. Générateurs d'ultrasons : | 42 |
| II.2.4.3.Le liquide de couplage : | 43 |
| II.2.4.4.Oscilloscope : | 43 |
| II.2.5. Avantages et inconvénients du contrôle par ultrason. | 44 |
| II.6. Conclusion | 44 |
| CHAPITRE III | 45 |
| GENERALITES SUR LES ONDES ULTRASONORES | 45 |
| III. Introduction | 46 |
| III.1.Historique : | 46 |
| III.2. Types d'ondes : | 46 |
| III.2.1.Les ondes longitudinales | 47 |
| III.2.2.Les ondes transversales | 47 |
| III.2.3.Les ondes de Rayleigh | 48 |

| | |
|--|-----------|
| III.2.4.Les ondes de Lamb | 48 |
| III.3. Cas particulier des ondes mécaniques : | 49 |
| III.4.Propagation des ondes élastiques dans un matériau isotrope | 50 |
| III.5.Relation entre contraintes et déformations élastiques (constantes élastiques). | 52 |
| III.5.1.Les constants élastiques d'un Solide isotrope | 55 |
| III.6. Propagation des Ondes élastiques dans les solides. | 57 |
| III.7.Paramètres élastiques | 58 |
| III.7.1.Module de Young | 58 |
| III.7.2.Module de cisaillement | 59 |
| III.7.3.Module de compressibilité | 59 |
| III.7.4.Coefficient de Poisson | 59 |
| III.8.Coefficient de réflexion des ondes acoustiques a l'interface (liquide- solide) | 60 |
| III.8.1. La loi de Snell-Descartes | 60 |
| III.8.2.Impédance acoustique Z | 61 |
| III.8.3.Le coefficient de réflexion : | 62 |
| III.9. Signature acoustique V(z) | 63 |
| III-9-1.Expression générale du V(z) | 64 |
| III-9-2.Traitement de la signature acoustique V(z) | 64 |
| III.9.3.Transformé de Fourier rapide (FFT) : | 65 |
| III.10. Conclusion. | 65 |
| RÉSULTATS EXPÉRIMENTAUX & | 67 |
| DISCUSSIONS | 67 |
| IV. Introduction | 68 |
| IV.1. Techniques de caractérisations: | 68 |
| IV.1.1. Microscopie électronique à balayage (MEB) | 68 |
| IV.1.2. Principe de la microscopie électronique à balayage | 68 |
| IV.2. Calorimétrie différentielle à balayage (DSC) : | 72 |
| IV.2.1. Le principe de fonctionnement : | 72 |
| IV.2.2. Thermogrammes obtenus par calorimétrie différentielle à balayage. | 73 |
| IV.3. Observation optique des structures austénite et martensite. | 76 |
| IV.4. Expérience de spectroscopie vibratoire linéaire et non linéaire. | 77 |
| IV.4.1.Modèles de vibrations pour les échantillons AMF du CuZnAl de différentes géométries 3D FEM. | 78 |
| IV.4.2.Identification des modes de résonances | 82 |
| IV.5.L'échographie ultrasonore : | 85 |
| IV.5.1.Variation des vitesses en fonction de la température. | 87 |

| | |
|--|---------------|
| IV.5.2.Variation des paramètres élastique E, G en fonction de la température. | 88 |
| IV.6.Paramètres élastiques du CuZnAl (en phase austénite, martensitique, mixte): | 88 |
| IV.7.Observation acoustique des structures austénitique et martensitique. : | 89 |
| IV.8. Etude de la variation de la phase et de l'amplitude en fonction des états (austénite, mixte, martensite). | 91 |
| IV.8.1.Etude de la signature acoustique V (z) | 92 |
| IV.8.1.1.Vitesse de Rayleigh obtenue à partir du coefficient de réflexion : | 93 |
| CONCLUSION GÉNÉRALE | 94 |

Figures

| | |
|--|----|
| <i>FIGURE I. 1 : EVOLUTION DE LA FRACTION VOLUMIQUE DE MARTENSITE EN FONCTION DE LA TEMPERATURE [2].</i> | 22 |
| <i>FIGURE I. 2 : EVOLUTION DE L'ENERGIE DE GIBBS EN FONCTION DE LA TEMPERATURE [3].</i> | 22 |
| <i>FIGURE.I. 3: SCHEMATISATION DE LA LOI DE CLAUSIUS CLAPEYRON [4]</i> | 23 |
| <i>FIGURE. I. 4:EFFET DE MEMOIRE SIMPLE SENS [4]</i> | 25 |
| <i>FIGURE. I. 5: PRINCIPE DE L'EFFET MEMOIRE SIMPLE SENS.</i> | 25 |
| <i>FIGURE. I.6 :REPRESENTATION DE L'EFFET SUPER-ELASTIQUE [3].</i> | 26 |
| <i>FIGURE. I. 7: L'EFFET CAOUTCHOUTIQUE [9].</i> | 27 |
| <i>FIGURE.I. 8: REPRESENTATION DE L'EFFET D'AMORTISSEMENT. [10]</i> | 28 |
| <i>FIGURE.I. 9: VUE PARTIELLE DU DIAGRAMME DE PHASE DU CU-ZN [9]</i> | 31 |
| <i>FIGURE.I. 10:COUPE DU DIAGRAMME DE PHASE CUZNAL</i> | 31 |
| | |
| <i>FIGURE II. 1:PRINCIPE DE L'ECHOGRAPHIE ULTRASONORE.</i> | 37 |
| <i>FIGURE II. 2:SCHEMA DU SYSTEME EXPERIMENTAL EN ECHOGRAPHIE UTILISANT UN ANALYSEUR DE RESEAU.</i> | 40 |
| <i>FIGURE II. 3: VUE GENERALE DU DISPOSITIF DE MESURES DES VITESSES DES ONDES ULTRASONORES.</i> | 41 |
| <i>FIGURE II. 4: TRANSDUCTEUR ULTRASONORE (OLYMPUS PANAMETRICS-NDT, 20MHZ).</i> | 42 |
| <i>FIGURE II. 5: GENERATEURS D'ULTRASONS (OLYMPUS 5073PR, PULSER-RECEIVER).</i> | 42 |
| <i>FIGURE II. 6: OSCILLOSCOPE. (AGILENT DSO 1102B, F=100MHZ).</i> | 43 |
| | |
| <i>FIGURE III. 1: REPRESENTATION D'UNE ONDE LONGITUDINALE</i> | 47 |
| <i>FIGURE III. 2:REPRESENTATION D'UNE ONDE TRANSVERSALE.</i> | 48 |
| <i>FIGURE III. 3: LES ONDES DE RAYLEIGH</i> | 48 |
| <i>FIGURE III. 4: MODES DE LAMB SYMETRIQUE (A) ET ANTISYMETRIQUE (B) [7].</i> | 49 |
| <i>FIGURE III. 5: ECHELLE DES ONDES ELASTIQUES.</i> | 50 |
| <i>FIGURE III. 6: ILLUSTRATION DU PHENOMENE DE REFLEXION/TRANSMISSION A L'INTERFACE.</i> | 60 |

| | |
|---|----|
| <i>FIGURE III. 7: ILLUSTRATION DU PHENOMENE DE REFLEXION/TRANSMISSION A L'INTERFACE.</i> | 63 |
| <i>FIGURE III. 8: VARIATION DE LA SIGNATURE ACOUSTIQUE EN FONCTION DE DEFOCALISATION Z POUR LA STRUCTURE EAU/QUATZ</i> | 64 |
| <i>FIGURE IV. 1: MICROSCOPE ELECTRONIQUE A BALAYAGE (MEB).</i> | 69 |
| <i>FIGURE IV. 2: DIAGRAMME SCHEMATIQUE DU MICROSCOPE ELECTRONIQUE A BALAYAGE.</i> | 69 |
| <i>FIGURE IV. 3: IMAGE MEB OBTENU APRES TRAITEMENT THERMIQUE DE L'ECHANTILLON 2.</i> | 70 |
| <i>FIGURE IV. 4: IMAGE MEB OBTENU APRES TRAITEMENT THERMIQUE (HOMOGENEISATION) DE L'ECHANTILLON 3</i> | 71 |
| <i>FIGURE IV. 5: IMAGE MEB OBTENU APRES TRAITEMENT THERMIQUE (HOMOGENEISATION 15 MIN A 850°C) DE L'ECHANTILLON 6</i> | 71 |
| <i>FIGURE IV. 6: DSC SETARAM 131 EVO</i> | 73 |
| <i>FIGURE IV. 7: THERMOGRAMMES DSC DE L'ECHANTILLON CUZNAL (2).</i> | 74 |
| <i>FIGURE IV. 8: THERMOGRAMMES DSC DE L'ECHANTILLON CUZNAL (3).</i> | 74 |
| <i>FIGURE IV. 9: THERMOGRAMMES DSC DE L'ALLIAGE CUZNAL 6.</i> | 75 |
| <i>FIGURE IV. 10 : MICROSCOPE OPTIQUE DE L'ECHANTILLON CUZNAL 2 APRES UNE HOMOGENEISATION PENDANT 15 MIN A 850°C (ETAT MARTENSITIQUE).</i> | 76 |
| <i>FIGURE IV. 11 : MICROSCOPE OPTIQUE DE L'ECHANTILLON CUZNAL 3 APRES UNE HOMOGENEISATION PENDANT 15 MIN A 850°C (ETAT AUSTENITIQUE)[35].</i> | 77 |
| <i>FIGURE IV. 12 : MICROGRAPHIE OPTIQUE DE L'ECHANTILLON CUZNAL 6 APRES UNE HOMOGENEISATION PENDANT 15 MIN A 850°C (ETAT MIXTE).</i> | 77 |
| <i>FIGURE IV. 13: SCHEMA SYNOPTIQUE DU MONTAGE UTILISE (4A) ET LA FIXATION DES TRANSDUCTEURS PIEZOELECTRIQUE EN MODE TRANSMISSION (4B).</i> | 78 |
| <i>FIGURE IV14 .: FORMES DE MODE RECONSTRUITES EN SE BASANT SUR LES DONNEES DE SPECTROSCOPIE DE VIBRATION 3D ET FEM POUR LE CUZNAL (2).</i> | 79 |
| <i>FIGURE IV. 15: FORMES DE MODE RECONSTRUITES EN SE BASANT SUR LES DONNEES DE SPECTROSCOPIE DE VIBRATION 3D ET FEM POUR LE CUZNAL3</i> | 79 |
| <i>FIGURE IV16 .: FORMES DE MODE RECONSTRUITES EN SE BASANT SUR LES DONNEES DE SPECTROSCOPIE DE VIBRATION 3D ET FEM POUR LE CUZNAL(6).</i> | 80 |
| <i>FIGURE IV. 17: TEMPS DE VOL DU CUZNAL (02) ET REPRESENTATION DES ECHOS PAR L'ANALYZER.</i> | 81 |

| | |
|--|----|
| <i>FIGURE IV. 18: TEMPS DE VOL DU CUZNAL-(03) ET REPRESENTATION DES ECHOS PAR L'ANALYZER.</i> | 81 |
| <i>FIGURE IV. 19: TEMPS DE VOL DU CUZNAL-(06) ET REPRESENTATION DES ECHOS PAR L'ANALYZER.</i> | 82 |
| <i>FIGURE IV. 20: COURBES SPECTROSCOPIQUE DE VIBRATION DU CUZNAL-02 POUR DIFFERENTES AMPLITUDES (0.1-0.2-0.3-0.4-0.5)</i> | 83 |
| <i>FIGURE IV. 21: COURBES SPECTROSCOPIQUE DE VIBRATION DU CUZNAL-(03) POUR DIFFERENTES AMPLITUDES (0.1-0.2-0.3-0.4-0.5)</i> | 84 |
| <i>FIGURE IV. 22: COURBES SPECTROSCOPIQUE DE VIBRATION DU CUZNAL-06 A DIFFERENTES AMPLITUDES (0.1-0.2-0.3-0.4-0.5)</i> | 84 |
| <i>FIGURE IV. 23: SCHEMA DE PRINCIPE DE L'ECHOGRAPHE EN MODE DE REFLEXION [35].</i> | 85 |
| <i>FIGURE IV. 24:PRINCIPE DE MICROECHOGRAPHIE ULTRASONORE</i> | 86 |
| <i>FIGURE IV. 25. INFLUENCE DE LA TEMPERATURE SUR LES VITESSES (LONGITUDINALE ET TRANSVERSALE) [35].</i> | 87 |
| <i>FIGURE IV. 26:ETUDE DES PARAMETRES ELASTIQUES (E, G) EN FONCTION DE LA TEMPERATURE.</i> | 88 |
| <i>FIGURE IV. 27(A): STRUCTURE AUSTENITIQUE</i> | 89 |
| <i>FIGURE IV. 28(A): VARIATIONS DE LA PHASE DE L'ALLIAGE CUZNAL POUR DIFFERENTS ETATS THERMIQUES[35].</i> | 91 |
| <i>FIGURE IV. 29:SIGNATURE ACOUSTIQUE V(Z) DE L'ECHANTILLON CUZNAL A DIFFERENTS ETATS (AUSTENITE-MARTENSITE ET MIXTE) F=50MHZ, E=1MM [35].</i> | 92 |

Tableaux

| | |
|--|----|
| <i>TABLEAU III. 1 : VITESSE DE PROPAGATION ET MASSE VOLUMIQUE POUR DIFFERENTS MILIEUX [23].</i> | 50 |
| <i>TABLEAU IV. 1: DIFFERENTES COMPOSITION DE L'ECHANTILLON (02)</i> | 70 |
| <i>TABLEAU IV. 2:DIFFERENTES COMPOSITION DE L'ECHANTILLON 03</i> | 71 |
| <i>TABLEAU IV. 3: DIFFERENTES COMPOSITION DE L'ECHANTILLON 06</i> | 72 |
| <i>TABLEAU IV. 4:LES POINTS DE TRANSFORMATION DES ALLIAGES (CUZNAL (2), CUZNAL (3), CUZNAL (6)).</i> | 75 |
| <i>TABLEAU IV. 5:PARAMETRES ELASTIQUES DE L'ECHANTILLON CUZNAL</i> | 88 |
| <i>TABLEAU IV. 6: VITESSE DE RAYLEIGH DE L'ECHANTILLON CUZNAL A PARTIR DE L'ANGLE CRITIQUE</i> | 93 |

LISTE DES SYMBOLES

| Symbole | Désignations |
|----------------|--|
| AMF | Alliage à mémoire de forme |
| CuZnAl | Cuivre Zinc Aluminium |
| CND | Calorimétrie différentielle à balayage |
| MEB | Microscope électronique à balayage |
| EDS | Spectromètre à dispersion d'énergie |
| M_s | Martensite Start |
| M_f | Martensite finish |
| A_s | Austénite Start |
| A_f | Austénite finish |
| E | Module de Young |
| G | Module de cisaillement |
| ν | Coefficient de Poisson |
| ρ | Densité |
| V_L | Vitesse longitudinale |
| V_T | Vitesse transversale |
| V_R | Vitesse de Rayleigh |
| C_{ij} | Constantes de rigidité élastique |
| ε | Epsilon |
| $R(\theta)$ | Le coefficient de réflexion |
| $V(z)$ | Signature acoustique |
| FFT | la transformé de Fourier rapide |
| Θ_l | Angle de l'onde longitudinale |
| Θ_t | Angle de l'onde transversale |
| Θ_r | Angle l'onde de Rayleigh |
| PZT | Piézoélectrique |

Introduction générale

Dans cette thèse, les méthodes non destructives sont utilisées pour caractériser l'alliage à mémoire de forme CuZnAl à 4 %. L'étude utilise le principe du microechographe avec des capteurs acoustiques dans la gamme de (20-50 Mhz) pour montrer comment les traitements thermiques affectent les propriétés élastiques de ce type de matériau. Au préalable, d'autres techniques telles que la DSC, la spectroscopie vibratoire avec des fréquences de l'ordre du Khz et le microscope optique et le MEB ont été utilisés. Pour déterminer d'une part la composition de l'échantillon mentionné précédemment et les différents états de phase. L'innovation de cette thèse réside dans la caractérisation acoustique de l'échantillon CuZnAl en fonction de la température et des traitements. Cela a permis de voir comment les paramètres élastiques E et G changeaient en fonction de la température. Ensuite, comparez la vitesse de propagation des ondes de Rayleigh expérimentales avec les résultats obtenus par la modélisation de la signature acoustique $V(z)$ et du coefficient $R(\Theta)$.

Cette thèse est scindée en 4 chapitres dont le premier est une recherche bibliographique concernant les alliages à mémoire de forme, leurs comportements et leurs applications.

Le deuxième chapitre concerne les techniques de caractérisation non destructives. Dont on fait une description des différents montages.

En troisième lieu, les méthodes mathématiques sont fournies pour calculer les ondes dans un milieu isotrope, ainsi que pour déterminer les vitesses et les propriétés élastiques en relation avec les contraintes et les déformations.

Enfin, le dernier chapitre contient les résultats de l'expérience ainsi que les modélisations du coefficient $R(\Theta)$ et de la signature acoustique $V(z)$. On montre en premier les résultats obtenus par MEB pour déterminer la composition de l'échantillon de l'alliage à

mémoire de forme CuZnAl. Ensuite on utilise la DSC pour montrer les différents points de transformation et des images optiques sont faites pour les différents états de phases. Une étude vibrationnelle est effectuée pour déterminer les paramètres élastiques E, G. Enfin, l'évolution des vitesses de propagations des ondes en fonction des traitements thermiques est déterminée à l'aide du principe de la microéchographie en se basant sur les résultats de la DSC. Les paramètres élastiques dans divers états de phase sont déterminés en utilisant les résultats de l'expérience. Enfin, une modélisation est effectuée pour comparer les résultats de la vitesse de Rayleigh expérimentale avec ceux obtenus par le coefficient de $R(\Theta)$ et la signature acoustique $V(z)$.

Chapitre I.

ALLIAGES À MÉMOIRE DE FORME ET TRANSFORMATION MARTENSITIQUE

I.1. Introduction:

Les alliages à mémoire de forme sont des matériaux qui ont été développés récemment pour répondre aux besoins des entreprises. Ils subissent une transformation à l'état solide de type martensitique, avec certains présentant une transformation thermo-élastique, ce qui explique les propriétés spécifiques des AMF telles que la super-élasticité, l'effet mémoire de forme, etc.

Au cours de ce chapitre, nous allons d'abord définir la transformation martensitique, exposer ses caractéristiques générales et les concepts fondamentaux de cette transformation. Ensuite, nous décrirons les propriétés des AMF et leurs domaines d'application, en donnant un bref aperçu de l'alliage étudié (CuZnAl), qui est l'objet de notre étude de recherche en utilisant des techniques acoustiques. Les propriétés élastiques de ce matériau sont affectées par les températures, ainsi que la vitesse de Rayleigh pour trois types de phases : austénite, martensite et mixte.

I.2. Le processus de transformation martensitique :

I.2.1. Concept :

La découverte d'Adolf Martens en 1879 du processus de transformation de l'austénite en martensite dans l'acier est liée à l'expression « transformation martensitique ». Il désigne la transition de phase qui survient lors du refroidissement rapide de l'acier après une stabilisation à haute température. Dans l'acier, l'austénite est une phase qui reste stable à une température élevée tandis que la martensite est une phase qui reste stable à une température inférieure. Ainsi, le terme a été élargi à divers alliages dont la transformation présente certaines caractéristiques de la transformation martensitique de l'acier non seulement les alliages à base de fer, mais également les alliages ou métaux nobles. Alliages de base et même certains métaux purs tels que le Co, le Ti et le Ni.

La transformation martensitique correspond à une transition de phase vers l'état solide, c'est un mouvement de premier ordre et entraîne une déformation de réseau homogène, principalement due au mécanisme de cisaillement [1].

I.2.1.1. Transformation displacive.

La conversion de l'austénite en martensite se produit grâce à un mouvement atomique collectif et collaboratif sur des distances étroites (environ 1/10). En l'absence de diffusion, la

transformation martensitique se produit généralement sans tenir compte de la vitesse de refroidissement de l'alliage et se produit presque instantanément.

1.2.1.2. Changements dans le premier ordre :

Les deux phases, haute et basse température, peuvent coexister et sont séparées par une interface. Lorsqu'il existe une discontinuité des dérivées premières du potentiel thermodynamique à la température de transformation.

1.2.1.3. Déformation homogène du réseau:

L'homogénéité de la déformation du réseau signifie que le champ de déformation est identique à chaque point du réseau. Le cisaillement est la principale cause de cette déformation. Cela change la forme.

I.3. Principaux éléments de la transformation martensitique :

I.3.1. - Aspect physique:

Ce n'est pas à température constante que se produit la transformation martensitique. Le processus de refroidissement commence à une température appelée M_s (martensite d'ouverture) et se termine à une température appelée M_f . Deux phases se succèdent entre ces deux températures. La transformation inverse commence à une température A_s (début de l'austénite) et se termine à une température A_f (fin de l'austénite) supérieure à M_s . Par conséquent, il existe une hystérésis. Les deux températures sont distinctes. Les interfaces entre la martensite et l'austénite restent fixes à des températures constantes de M_s à M_f , mais elles se déplacent vers la structure correspondante lorsque les températures changent.

La représentation de la figure. I.1. C'est l'évolution martensitique observée dans les alliages à mémoire de forme mise en évidence.

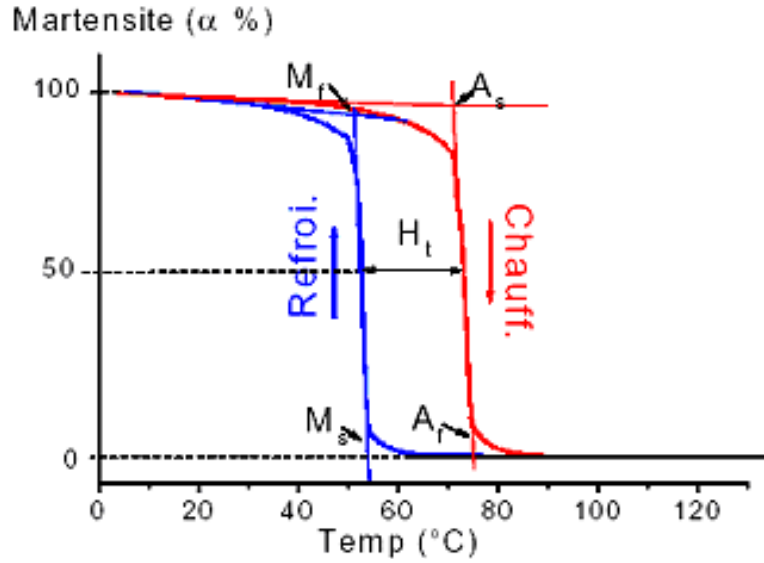


Figure I. 1 : La variation de la fraction volumique de la martensite en fonction de la température [2].

I.3.2. - Aspect thermodynamique:

Selon le principe de Gibbs, l'énergie libre d'un matériau évolue en fonction de sa température. La présence d'une transformation de phase dans un matériau à l'état solide démontre l'existence d'une température d'équilibre T_0 où les deux phases sont stables. [3]

$$G_A = H_A - T S_A$$

$$G_M = H_M - T S_M.$$

$$\Delta G_{A-M} = G_A - G_M = \Delta H_{A-M} - T \Delta S_{A-M}$$

La figure I.2- illustre comment l'énergie libre de la martensite et de l'austénite varie en fonction de la température.

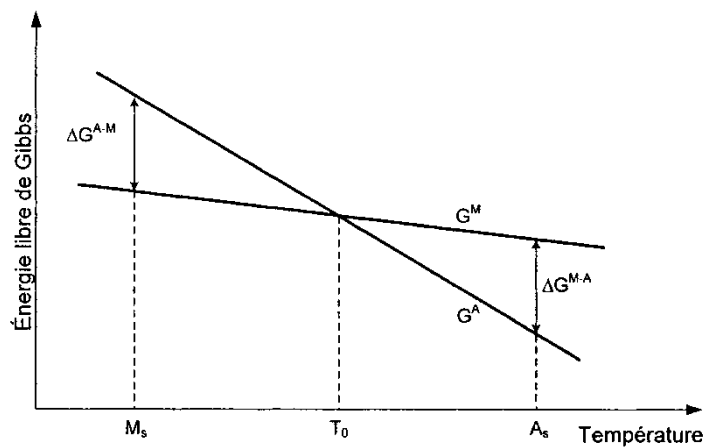


Figure I. 2 : Evolution de l'énergie de Gibbs en fonction de la température [3].

La phase austénitique conserve sa stabilité thermodynamique lorsque $T > T_0$, car $GA < GM$.

La phase martensitique conserve sa stabilité thermodynamique lorsque $T < T_0$, car $GM < GA$.

Lorsqu'on est en équilibre thermodynamique ($T=T_0$), $\Delta H - T_0 \Delta S = 0$.

Lorsque la transformation martensitique se produit à la température de transition T_0 $SA > SM$, Ainsi, il y a une variation de l'enthalpie (ΔH) entre l'échantillon et le milieu extérieur, ce qui entraîne un dégagement ou une absorption de chaleur. La transformation directe $A \rightarrow M$ entraîne un dégagement de chaleur (transformation exothermique) car $\Delta H < 0$. La transformation inverse $M \rightarrow A$ entraîne une absorption de chaleur (transformation endothermique) car $\Delta H > 0$.

I.3.2. -Transformation induite par contrainte :

- L'application d'une contrainte peut provoquer la transformation martensitique plutôt qu'un simple changement de température. Cette contrainte a un impact sur la cinétique de la transformation martensitique. [3]

Lorsque la contrainte critique au-dessus de M_s augmente de manière linéaire avec la température, la martensite se manifeste.

La figure-I.3 montre l'évolution de M_s , qui est la température à laquelle la martensite peut être provoquée sous une contrainte uniaxiale σ .

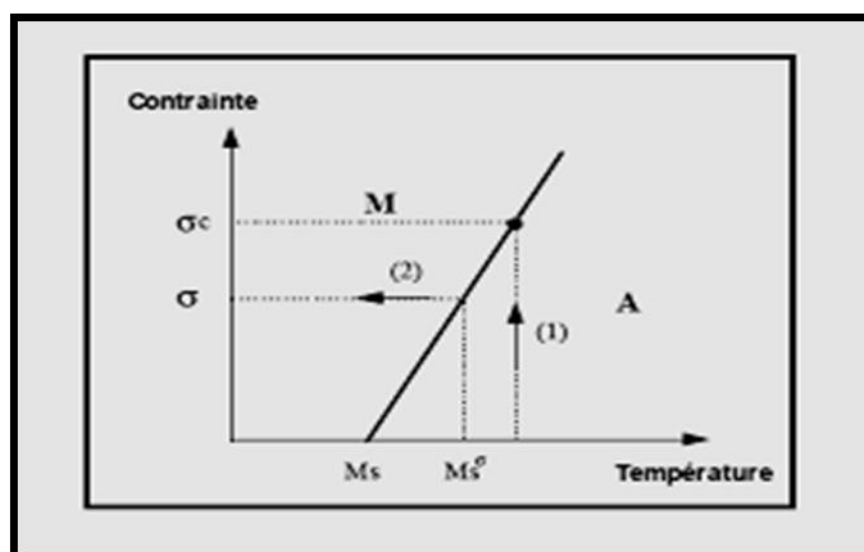


Figure. I. 3: Schématisation de la loi de Clausius Clapeyron [4]

La transformation, qui est à l'origine des propriétés remarquables des alliages à mémoire de forme, est due à un changement de phase particulier à l'état solide.

I.4-Les alliages à mémoire de forme:

I.4.1-Historique:

Dans les années 1930, Arne Ölander, un chercheur suédois, a révélé pour la première fois la capacité de l'alliage Or-Cadmium (Au-Cd) à retrouver sa forme connue après avoir été déformé. Les alliages à mémoire de forme sont responsables de ce phénomène. La même observation a été faite vers la même période par Chang et Read [5].

Ce même phénomène a été observé par Greninger et Mooradian [5] et Kurdjumov [5] peu de temps après, en 1938, dans d'autres alliages tels que le Laiton (alliage cuivre-zinc), le fer-platine, l'indium-cadmium, le fer-nickel, l'acier inoxydable et l'indium-aluminium.

I.4.2-Définition:

Un alliage métallique qui se déforme systématiquement (généralement de quelques centièmes) à basse température et qui retrouve sa forme initiale grâce à un simple chauffage est connu sous le nom d'alliage à mémoire de forme [6].

I.4.3- Caractéristiques:

Ces alliages se caractérisent principalement par leur mémoire de forme, mais ce n'est pas leur unique particularité [7]. En raison de la transformation martensitique, également appelée transformation de phase thermo-élastique, les AMF présentent toutes les caractéristiques. En réponse à une variation de température et/ou à l'application d'une contrainte mécanique, la phase mère (Austénite) se transforme réversiblement en une phase martensitique. Cinq caractéristiques exceptionnelles découlent de cette transformation :

I.4.3.1-Effet simple sens:

Le phénomène de l'effet simple sens (EMSS) se produit lorsque l'échantillon est déformé lors du passage du domaine austénitique au domaine martensitique. Il est possible d'illustrer ce phénomène comme suit sur les figures 4 et 5. Si aucune contrainte n'est appliquée, la martensite se forme de manière auto-accommodante lors d'un refroidissement à $T < M_f$. Lorsque la martensite est présente, l'utilisation d'une contrainte provoque une

réorientation des différentes variantes de martensite. Ce phénomène est causé par les interfaces martensite-martensite, qui sont assez mobiles. Une déformation macroscopique se produit en raison de la croissance préférentielle de certaines variantes favorablement orientées.

Toutes les variantes ne peuvent pas retrouver leur orientation initiale en l'absence de contrainte, ce qui entraîne une déformation permanente à basse température. Les interfaces retournent à leur forme initiale non déformée (haute température) lorsque la température dépasse A_f .

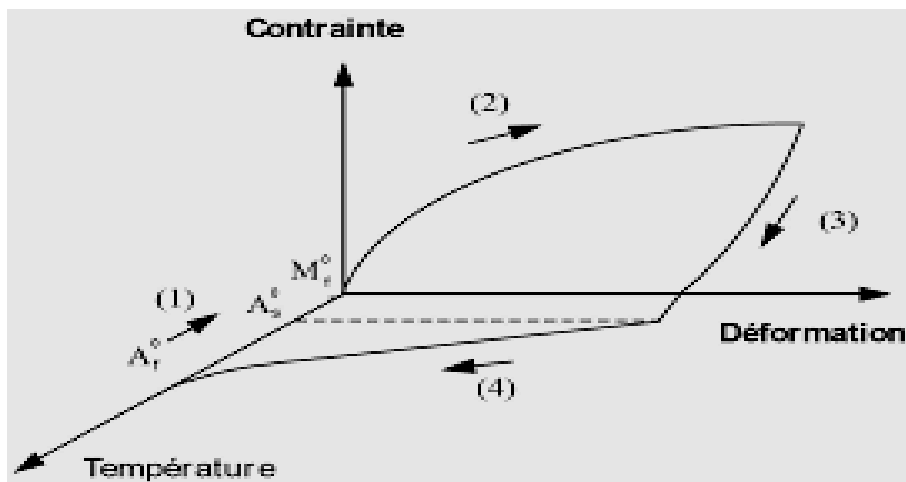


Figure. I. 4: Effet de mémoire simple sens [4]

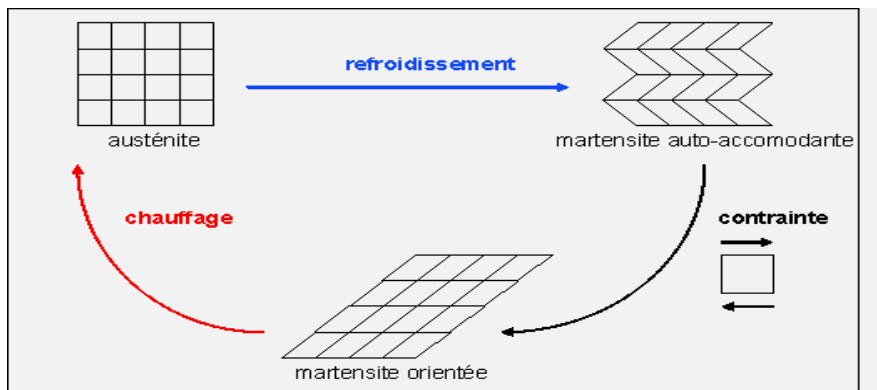


Figure. I. 5: Exemple de l'effet mémoire simple sens selon la représentation. [Patooros et Bervelier, 1994]

1.4.3.2- Effet Superélastique:

Le terme « effet superélastique » fait référence à la récupération totale de la forme de l'échantillon lorsque la contrainte cesse. Cette propriété a été observée pour la première fois sur un alliage cuivre-zinc en 1952 [8]. En outre, la transformation martensitique l'influence, mais à la différence de l'effet mémoire de forme, elle n'est pas thermique mais mécanique. La super-élasticité est obtenue en appliquant une contrainte croissante à une température donnée supérieure à A_f .

On peut observer le comportement super-élastique pour un chargement mécanique qui suit la séquence (A→B→C→D→E→A) illustrée dans la figure 6.

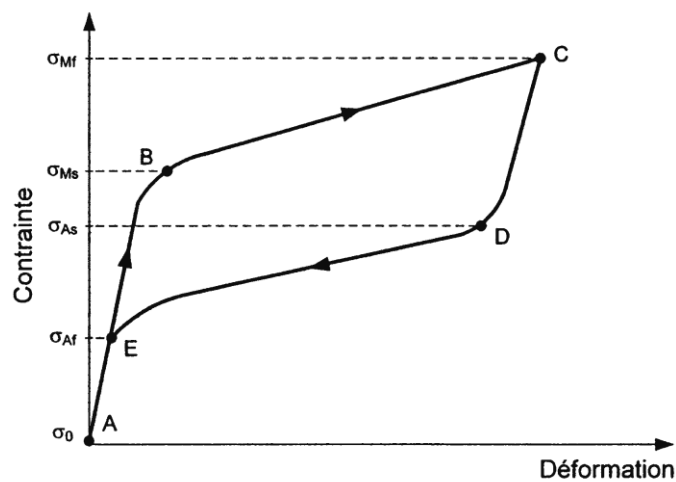


Figure. I.6 :Représentation de l'effet super-élastique [3].

1.4.3.3-Effet double sens:

Le terme "effet mémoire double sens" fait référence à la transition réversible d'une forme haute température (austénite) à une forme basse température (martensite). Les effets mémoire double sens sont divisés en deux catégories :

a) Double sens assisté : Quand $T > A_f$, une contrainte constante inférieure à la contrainte élastique est appliquée, ce qui entraîne une déformation purement élastique. Il y a des variations qui sont influencées par la contrainte appliquée lors du refroidissement. Il y a une déformation significative d'environ quelques % dans le même sens que la contrainte appliquée. Lors du processus de réchauffage en phase austénitique, cette déformation diminue et la différence de déformation entre la phase haute et basse température représente l'effet mémoire de forme assisté.

b) L'effet mémoire double sens non assisté : se produit lorsque le matériau est soumis à un traitement thermomécanique appelé éducation, qui implique la répétition d'un certain nombre de cycles thermiques.

- Ce processus favorise l'augmentation de certaines variations par rapport aux autres : Cela entraîne l'apparition d'un champ de contraintes internes qui guidera les variations qui se forment lors d'un refroidissement sans contrainte externe, ce qui permet de retrouver la forme initiale lors du réchauffage au-dessus de l'atmosphère. Le champ de restriction interne est causé par :- martensite Résiduelle (après le vieillissement) Après une déformation plastique en phase martensitique ou austénitique, la densité des dislocations augmente.

1.4.3.4-Effet caoutchoutique:

Il est produit lorsque l'on applique une contrainte à l'état martensitique et il est découpé en trois étapes, comme illustré dans la figure I.7. Lorsque la température de l'échantillon est inférieure à M_f , c'est-à-dire lorsque la martensite auto-accommodante est présente, il est soumis à une contrainte. Cela entraîne une mutation des différentes variantes de martensite et génère de la martensite orientée.

Après la relâche de la contrainte, on constate une déformation résiduelle ε_r permanente, comme le montre la figure I.7, en raison de la formation de martensite orientée. [9]

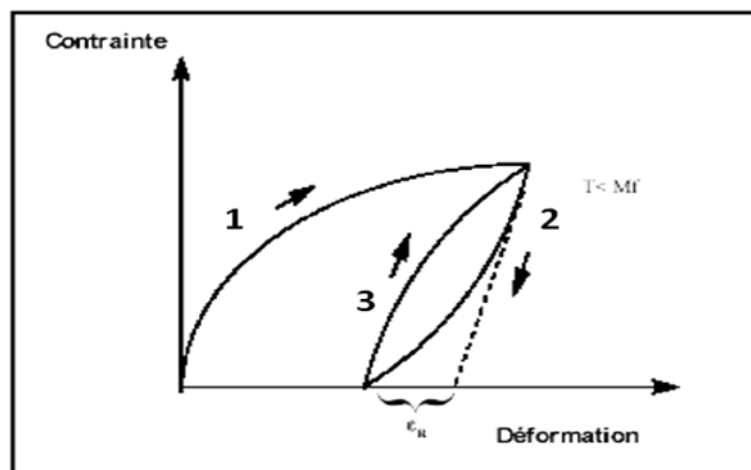


Figure. I. 7: L'effet caoutchoutique [9].

I.4.3.5. L'impact sur l'amortissement :

Le frottement interne Q^{-1} correspond à l'amortissement mécanique des matériaux, qui se produit lorsque l'énergie mécanique est transformée en énergie thermique dissipée. Ce bien suscite également un vif intérêt pour des utilisations techniques. Le contact interne est influencé par : La température, le niveau de fréquence, la déformation, la nature du matériau et sa structure interne.

En règle générale, on peut identifier trois domaines d'amortissement dans les AMF où le frottement interne varie.- Le matériau demeure à l'état austénitique tout au long du cycle, ce qui entraîne un faible frottement interne, lorsque $T > A_f$ et que les sollicitations sont faibles. lorsque $T < M_f$ on est dans l'état martensitique, l'alliage possède des grandes capacités d'amortissement des chocs ou de réduction des vibrations mécaniques. Cela est dû à la présence d'une grande quantité d'interfaces en phase basse température.- Il est possible d'obtenir un amortissement maximal pour des températures proches de la température de transformation, ce qui est lié à la formation et au déplacement des interfaces austénite/martensite.

La figure I.8 illustre comment le frottement interne se manifeste lors de la transformation.

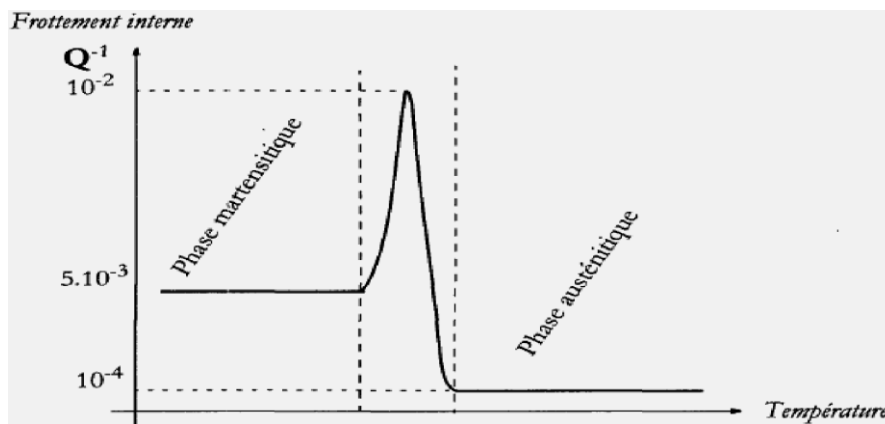


Figure.I. 8: Représentation de l'effet d'amortissement. [10]

I.5. Les différentes catégories d'alliages à mémoire de forme :

Un certain nombre d'alliages peuvent avoir un effet de mémoire de forme, tels que : Ag-Cd, Cu-Al, Cu-Sn, Ni-Al, Ti-Ni, Fe-Pt, Fe-Mn-Si, Cu-Al-Ni, etc. Les principales catégories d'alliages sont réparties en trois grandes catégories : les alliages Ti-Ni, les alliages Fer et les alliages Cuivre.

I.5.1. Alliages à base Ti-Ni:

La mémoire de forme dans un alliage équiatomique de Titane-Nickel a été mise au jour en 1961 par W. J. Buhler et R. Wiley [11]. À l'heure actuelle, ce système est le plus étudié et il est en plein essor. Malgré ses frais élevés, il est largement utilisé en raison de ses excellentes performances, qui sont l'effet mémoire de forme simple plutôt que l'effet super-élasticité. Les avantages majeurs comprennent :

Un bon comportement mécanique ($R_m = 800$ à 1000 MPa), des caractéristiques thermomécaniques captivantes.

Les alliages Ti-Ni présentent une résistance électrique supérieure à celle des alliages à base de Cu. Leur résistance à la corrosion est extrême.. Les applications médicales du Ti-Ni sont liées à sa biocompatibilité.

En plus de leurs avantages principaux, les alliages Ti-Ni se distinguent par leur structure de grains extrêmement fines et leur faible anisotropie élastique, ce qui permet de créer des fils fins [11].

Dans les alliages Ti-Ni, la martensite se manifeste dès de très basses températures et est fortement influencée par la composition, par exemple, M_s diminue lorsque la concentration de Ni augmente.

I.5.2-Alliages à base de Fer:

Les différentes transformations martensitiques peuvent entraîner l'effet mémoire de forme dans les alliages à base de fer. La structure CFC peut être transformée en cubique (ou quadratique centré), comme le fer₃Pt ou le fer-ni-co-ti qui se transforme en austénite. La structure du CFC peut également être modifiée pour devenir une structure hexagonale compacte, comme c'est le cas pour les alliages Fe-Mn-Si. On observe une hystérésis significative dans le cas de ces alliages. Il est rare que la transformation soit thermo-élastique, elle se produit uniquement dans les cas de Fe-Pt et de Fe-Pd. Le déplacement des atomes interstitiels et les modifications d'ordre magnétique entravent la réalisation d'une transformation réversible lors du changement de volume entre l'austénite et la martensite [4].

I.5.3. Alliages à base de Cuivre:

De manière générale, les alliages à base de Cuivre sont moins sujets à l'hystérésis que les alliages Ti-Ni. Les alliages principaux de cette catégorie comprennent :

a) Le système Cu-Al-Be rencontre quelques difficultés en ce qui concerne les températures de transformation M_s (qui sont trop élevées) et la concentration d'Al (qui est

responsable de la résistance mécanique de ces alliages). L'utilisation du Béryllium dans le système Cu-Al constitue une option pour résoudre ces problèmes. Selon l'étude menée par Prawdzik et ses collègues [1], l'ajout de Be réduit les températures de transformation du Ms. Hyguchi et ses collègues [1] ont mesuré différentes propriétés de ces alliages ternaires et ont déterminé une équation de la dépendance du Ms en fonction de la composition. Le diagramme d'équilibre Cu-Al et la température de transformation Ms sont influencés par l'ajout du Be (les faibles quantités de Be réduisent considérablement les températures de transformation) ceci a été étudié par **Belkahla.S** [1].

b) Les alliages Cu-Al-Ni ont connu une évolution et sont désormais privilégiés par rapport aux alliages Cu-Zn-Al. Ces alliages contiennent généralement entre 11 et 14 % d'aluminium et entre 3 et 5 % de nickel. Ils ont des températures de transformation variant de 80 à 200°C en fonction de leur composition, et la température de transformation est particulièrement influencée par la teneur en aluminium [2].

c) Les alliages Cu-Zn-Al sont considérés comme des produits de la transformation martensitique des alliages binaires Cu-Zn à partir de la phase β . La transformation des laitons β ne se produit que lorsque les températures sont inférieures à l'ambiante, et pour obtenir la phase métastable dans le domaine de composition correspondant, il est nécessaire de procéder à une trempe sévère, qui est difficile à réaliser. En ajoutant de l'aluminium à l'alliage binaire Cu-Zn, on peut obtenir une transformation martensitique dans une plage de température bien plus étendue tout en lui donnant des conditions métallurgiques plus appropriées. Toutefois, ces alliages sont extrêmement vulnérables au vieillissement et à la stabilisation, ce qui les rend peu pratiques à des températures supérieures à 100°C [12].

On peut considérer l'alliage CuZnAl comme un dérivé du Cu-Zn, dont le diagramme d'équilibre est illustré dans la figure I.9. La phase β qui a la capacité de se métamorphoser en martensite, n'est stable que dans une petite zone de température élevée (850-900°C), ce qui signifie qu'il sera nécessaire d'utiliser une température énergique pour la maintenir à l'état métastable vers l'ambiante. La situation devient plus avantageuse lorsque l'aluminium est ajouté. Cela conduit à une expansion et à un décalage de la phase β vers les basses concentrations en Zinc, comme le montre la figure I.10 [13].

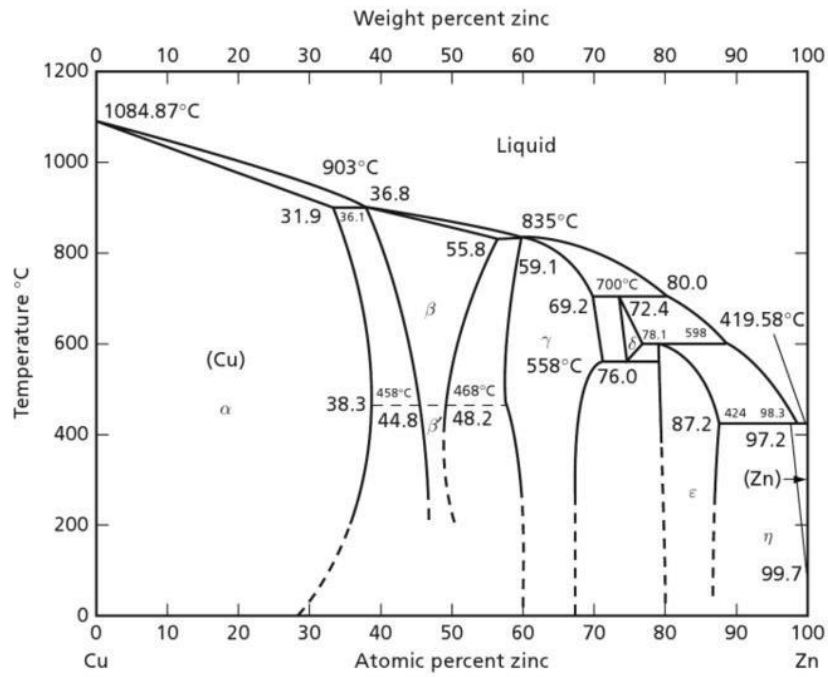


Figure.I. 9: Vue partielle du diagramme de phase du Cu-Zn [9]

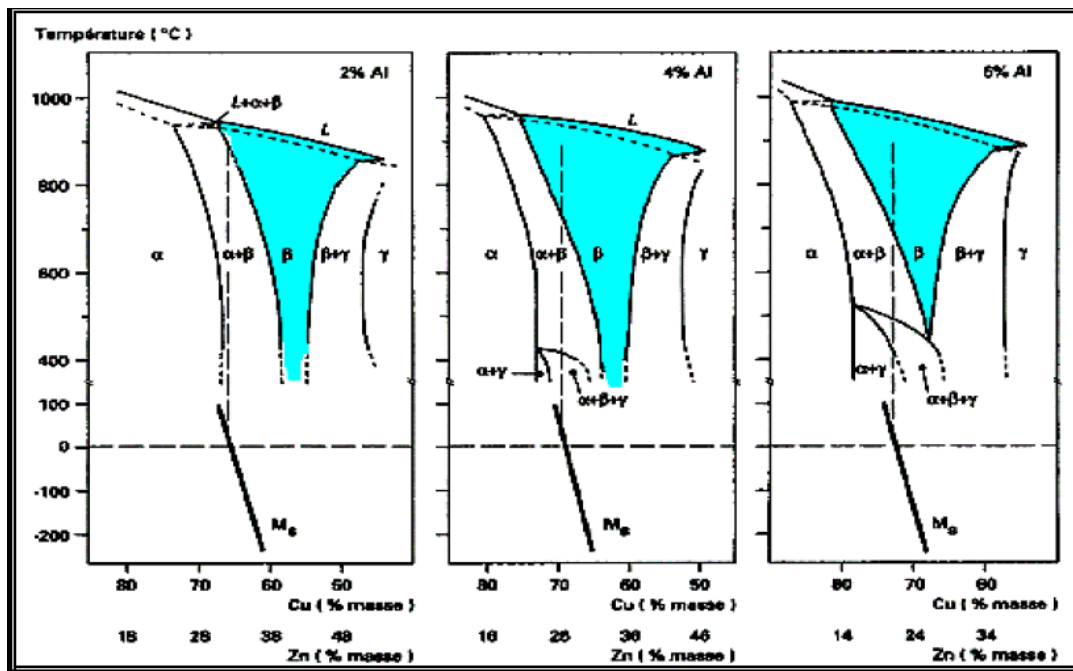


Figure.I. 10: Coupe du diagramme de phase CuZnAl

I.5.4. Propriétés du CuZnAl :

Les alliages de CuZnAl présentent une grande sensibilité au vieillissement (perte de mémoire). Ils sont abordables et leur impact sur la mémoire est moins important (4%), moins stable. Cependant, ces matériaux possèdent une conductivité électrique et

thermique remarquable, leur hystérésis est inférieure à celle du NiTi et leur manipulation est plus aisée. Leurs propriétés sont également similaires à celles des NiTi (10% d'effet de mémoire, augmentation d'un facteur compris entre 10 et 100 de leur durée de vie en fatigue) [12].

I.6. Les utilisations des alliages à mémoire de forme :

Les caractéristiques uniques du Ti-Ni et des AMF ont rapidement suscité l'intérêt des ingénieurs et des chercheurs pour différentes applications imaginées pour ce nouveau matériau dans différents secteurs, dont voici quelques exemples :

- Domaine médical.
- Domaine aérospatial.
- Divers domaines : (architecture, ossature des tentes, lunetterie etc...)

I.7. Conclusion :

Après avoir présenté les caractéristiques générales des AMF dans ce chapitre et leurs caractéristiques, nous examinons leurs paramètres élastiques en fonction des différents états de phases pour les caractériser à l'aide de techniques non destructives. Les techniques échographiques et la microscopie acoustique sont employées, comme le montrera le chapitre suivant.

CHAPITRE II

**GENERALITES SUR LE CONTRÔLE NON
DESTRUCTIF**

II. Introduction

Le Contrôle Non Destructif (CND) consiste à évaluer par une méthode physique, (émission acoustique, Ultrasons, échographie sonore, radiographie X,...), l'intégralité d'une structure. Il est également possible de réaliser cela en observant les processus de dégradation impliqués lors d'un essai mécanique et en les repérant lorsque cela est possible. L'intégration des méthodes non destructives, dès la phase de conception et de fabrication des structures, est devenue une nécessité qui s'applique dans de nombreux domaines d'application tels que les infrastructures de transport (automobile, ferroviaire, aérien), l'habitat, l'aéronautique, etc. et bien d'autres encore.

Lorsque les matériaux sont utilisés, divers facteurs peuvent causer leur détérioration, tels que le vieillissement hygrothermique et la fatigue thermique, ce qui peut entraîner une augmentation des dommages avec la répétition des sollicitations imposées à la structure en service, et finalement entraîner une rupture totale. Les méthodes de contrôle non destructif sont donc nécessaires depuis l'élaboration des matériaux jusqu'à leur obtention.

II.1.Historique

Historiquement, le premier concept du microscope acoustique à haute fréquence fut réalisé en 1949 par Sokolov [14], mais il a fallu attendre plusieurs années pour exploiter les ondes acoustique dans le domaine de la microscopie. Ceci fut fait à partir des années 1970, et le premier instrument à été développé par Quate et Lemons à l'université de Stanford en Californie [15].

Cette méthode de contrôle non destructive, qui fait appel à la propagation d'ondes acoustiques générées à haute fréquence, utilise un transducteur piézo-électrique qui convertit une impulsion électrique en un signal acoustique.

A partir de cette méthode, il y a eu une évolution systématique dans le domaine de la caractérisation des matériaux : ainsi pour la méthode impulsionnelle, on s'est orienté vers l'utilisation de capteurs focalisés avec générateurs donnant des impulsions en forme de train d'ondes relativement long et ceci est à l'origine de la microscopie acoustique.

Dans ce chapitre, nous présenterons les deux méthodes que l'on utilise pour la caractérisation des alliages à mémoire de forme CuZnAl. Ces deux méthodes sont l'échographie à haute fréquence et la spectroscopie vibrationnelle ainsi que la microscopie acoustique.

II.2.Principe du Contrôle Non Destructif

De nos jours, on utilise de plus en plus des méthodes non destructives, qu'elles soient indépendantes ou combinées avec d'autres méthodes destructives, pour évaluer les dommages aux matériaux. Le principe général de ces méthodes non destructives consiste à mesurer une propriété physique du matériau qui varie en fonction de l'évolution de l'endommagement et de ne pas altérer l'échantillon. Les propriétés physiques que l'on détermine sont la perméabilité, la résistivité électrique, la variation du volume de l'échantillon, les vitesses de propagation des ondes élastique, etc.

Parmi les méthodes non destructives on notera : la radiographie, thermographie infrarouge, méthodes électriques et électromagnétiques, émissions acoustiques, échographie et la microscopie acoustique qui se base sur la dynamique des ondes de propagations. On utilisera ces dernières méthodes ultrasonores dans notre travail de caractérisation pour l'alliage AMF CuZnAl. Malgré cela on donne un aperçu sur des techniques non destructives telles que la radiographie, et l'émission acoustique.

II.2.1. Radiographie

La technique d'imagerie de transmission qui est la radiographie utilise les rayons X (dans le cadre de la radiographie X), ou des rayons gamma (en gammagraphie). Les rayons X et gamma sont des ondes électromagnétiques comme des faisceaux lumineux ordinaires qui ont une longueur d'onde sensiblement inférieure et une énergie de rayonnement supérieure aux rayons lumineux. En effet, il s'agit de la formation d'une image qui traduit l'absorption subie par un rayonnement ionisant qui traverse l'objet à étudier. Cette technique est utilisée pour détecter les cavités et les fissures dans les pièces du matériau d'épaisseur importante. Néanmoins elle demeure assez complexe, coûteuse et présente quelque limite notamment dans le contrôle des surfaces planes.

II.2.1.1. Avantages et Inconvénients du CND par Radiographie.

Les techniques radiographiques X et γ présentent des avantages qui sont :

➤ Proposer une image qui constitue directement un document archivable du contrôle, démontrant l'absence supposée ou la présence d'un défaut dont on pourrait éventuellement évaluer la nature et la taille.

➤ Contrôler des objets de forme complexes.

➤ Garantir, la fiabilité de l'examen et le respect des procédures.

❖ *Inconvénients*

- Ces techniques présentent principalement des inconvénients tels que :
- Il est indispensable d'instaurer des mesures et des procédures de protection du personnel.
 - Probabilité d'éviter de repérer les fissures qui se manifestent en fonction de l'axe du faisceau.
 - Une faible productivité combinée à un coût élevé nécessite de réaliser de nombreux examens systématiques avec des films.

II.2.2. Emissions acoustiques

La méthode est basée sur le phénomène de libération d'énergie sous forme d'ondes élastiques transitoires au sein de matériaux sollicités, notamment lorsque des fissures se forment ou se propagent. la localisation et l'analyse des signaux des événements sismiques, donnent des informations sur l'intensité de l'événement et sa nature. Le plus souvent, ces émissions acoustiques dans les matériaux géotechniques sont captées par un ou plusieurs capteurs piézoélectriques avec des fréquences allant de 100 Hz à 10 kHz.

I.2.3. L'échographie

Elle repose essentiellement sur la propagation d'ondes élastique ultrasonores dans les matériaux. Considérons un capteur acoustique, émetteur/récepteur générant des ondes acoustique longitudinales.

La technique acoustique est une méthode qui peut se décrire en techniques (actives et passives). Le concept de la méthode active repose sur l'analyse de la réaction du milieu face à une excitation produite par le système d'évaluation .Dans cette situation, les niveaux d'excitation sont contrôlés. La technique passive enregistrent le résultat d'une excitation issue directement

du système étudié et les paramètres d'excitation sont totalement dépendants des mécanismes source. Le paragraphe suivant va permettre de détailler le principe de cette méthode.

Soit la pièce(2) ayant une épaisseur e est plongée dans un liquide 1. Un transducteur émet une onde Ultrasonore dans le liquide. Cette onde sera partager en deux, une partie de cette onde va pénétrer dans la pièce 2 et l'autre partie va être réfléchié par la première interface1-2 et sera reçue par le transducteur. Il est à la fois émetteur et récepteur : ceci est appelé un fonctionnement en échographie. Ce premier écho reçu par le transducteur est appelé écho de face avant ou écho d'interface (voir Fig.II.2).

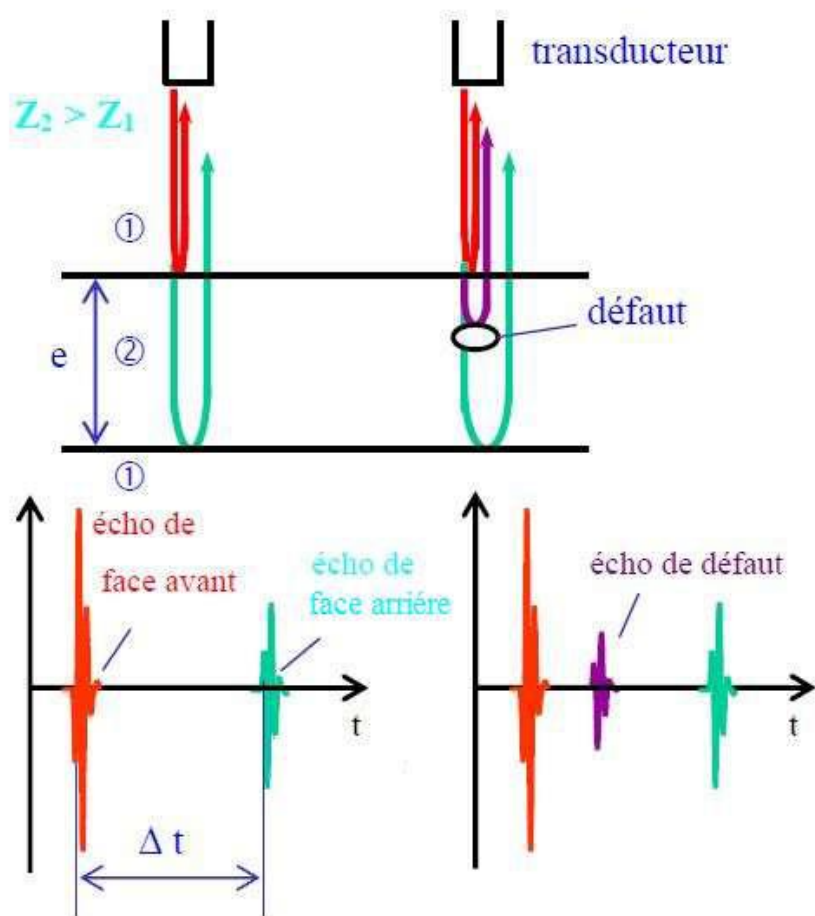


Figure II. 1: Principe de l'échographie ultrasonore.

Si l'onde pénètre dans la pièce 2 et ne rencontre pas de défaut, elle va se propager jusqu'à la dernière interface2-1. Une partie de l'onde est réfléchié par cette interface 2-1, se propage jusqu'à l'interface1-2, et une partie va traverser l'interface1-2pour revenir vers le transducteur. L'écho reçu est donc un aller-retour de l'onde dans la pièce et prend le nom d'écho de fond. L'équation suivante indique la relation entre le temps de parcours Δt de l'onde

dans la pièce 2, l'épaisseur e de la pièce 2 et la vitesse de propagation V de l'onde ultra sonore dans le matériau 2 :

$$\Delta t = \frac{2e}{V}$$

Si l'onde rencontre un défaut, ce dernier va servir de réflecteur, et un écho supplémentaire appelé écho de défaut sera reçu par le transducteur. En prenant en compte la vitesse de propagation V , une mesure de temps permet donc de déterminer la position du défaut dans la pièce en utilisant l'équation (30) de la première partie.

Les signaux échographiques de la Fig. II.2 correspondent au cas où l'impédance acoustique du matériau 2 est supérieure à celle du matériau 1, l'impédance acoustique est définie par le produit de la masse volumique ρ par la vitesse de propagation V de l'onde :

$$Z = \rho V$$

L'amplitude du déplacement particulaire de l'onde incidente A_i et A_r et A_t les amplitudes respectivement des ondes réfléchies et transmises par l'interface 1-2. Les coefficients de réflexion et de transmission en amplitude sont donnés par la relation suivante ::

$$r_{12} = \frac{A_r}{A_i} \quad t_{12} = \frac{A_t}{A_i}$$

Dans le cas particulier d'une incidence normale, ces coefficients sont les suivants :

$$r_{12} = \frac{Z_2 - Z_1}{Z_1 + Z_2} = -r_{21} \quad \text{et} \quad t_{12} = \frac{2Z_1}{Z_1 + Z_2}$$

On remarque sur la figure 3 entre l'écho de face avant et l'écho de fond une inversion de phase, qui se retrouve au niveau du signe des coefficients de réflexion r_{12} et r_{21} qui sont opposés : une réflexion respectivement sur l'interface 1-2 et sur l'interface 2-1 correspondent aux échos de face avant et de fond.

Si l'on génère une onde acoustique de fréquence fixe mais de courte durée, nous pouvons alors observer plusieurs échos définissant ainsi tous les changements d'impédances acoustiques (figure 4).

L'onde émise, se propage dans un milieu d'impédance $Z_1 = \rho_1 C_1$ avec une vitesse V puis dans les matériaux (1) et (2). Une partie du faisceau acoustique est réfléchié et une autre transmise d'après les principes qui régissent la conservation de l'énergie et la quantité de mouvement,. Les fractions d'énergie réfléchié et transmise sont calculées à l'aide des coefficients (R et T) .

Ces coefficients peuvent être déterminés à partir des relations ci-dessous qui tiennent compte des impédances des matériaux utilisés.

Dans un premier temps, le capteur acoustique est mis dans la position pour qu'il ne détecte que les échos provenant uniquement des interfaces capteur/liquide de couplage (R_0) et liquide de couplage/substrat (R_s). La différence entre ces deux intervalles est la vitesse de l'onde acoustique dans le liquide donne la valeur de la distance Z_0 entre le capteur et le substrat. Dans un deuxième temps, l'échantillon est déplacé vers le capteur. A partir de cette nouvelle position, on détermine l'écho R_1 provenant de la face avant de l'échantillon, qui permet, de déterminer la distance entre le matériau et le capteur Z_1 . Nous pouvons également mesurer l'écho de la face arrière de l'échantillon ou bien du substrat (R_2). La soustraction des distances ($Z_0 - Z_1$) nous donne l'épaisseur de l'échantillon (e_p). Connaissant l'épaisseur de l'échantillon, nous pouvons déduire la vitesse longitudinale du matériau à partir de la relation.

Dans cette méthode, les échos de réflexions multiples successives constituent un moyen de caractérisation des échantillons à étudier. Cette méthode met en évidence la perte d'énergie subie par une onde élastique lors de sa propagation à travers un matériau donné. En effet, on constate la décroissance de l'onde de déplacement de l'onde acoustique. Différents facteurs contribuent à cette diminution d'amplitude des ondes propagées : les propriétés intrinsèques des matériaux, les interfaces traversées, la longueur du trajet.

II.2.3.1. Les différents types d'échographie

a) L'échographie A ou A-Scan (Amplitude), est définie comme un signal temporel obtenu pour une position du transducteur. Le résultat se manifeste par une amplitude des échos en fonction du temps de parcours (c'est-à-dire de la distance entre l'émetteur et le récepteur). Dans le cas où la face avant du transducteur est parallèle à la pièce, l'onde ultrasonore se propage perpendiculairement aux interfaces, ce qui entraîne une incidence normale.

b) L'échographie B ou B-Scan (Brightness) Le transducteur se déplace en suivant une direction droite, ce qui entraîne une coupe du matériau. Le long de la droite, chaque acquisition représente l'amplitude de l'écho en utilisant la brillance du spot en fonction du temps. C'est pourquoi on obtient une ligne plus ou moins éclatante que l'on déplace de manière synchrone en fonction de la position du transducteur.

c) L'échographie C ou C-Scan (Constant depth) est une représentation d'une portion de matériau. Dans la zone à contrôler, le transducteur se déplace en parallèle. Pour chaque signal échographique A, on ne conserve que la partie correspondant à la tranche du matériau que l'on souhaite observer. Dans la fenêtre temporelle, seul le signal le plus élevé est conservé et

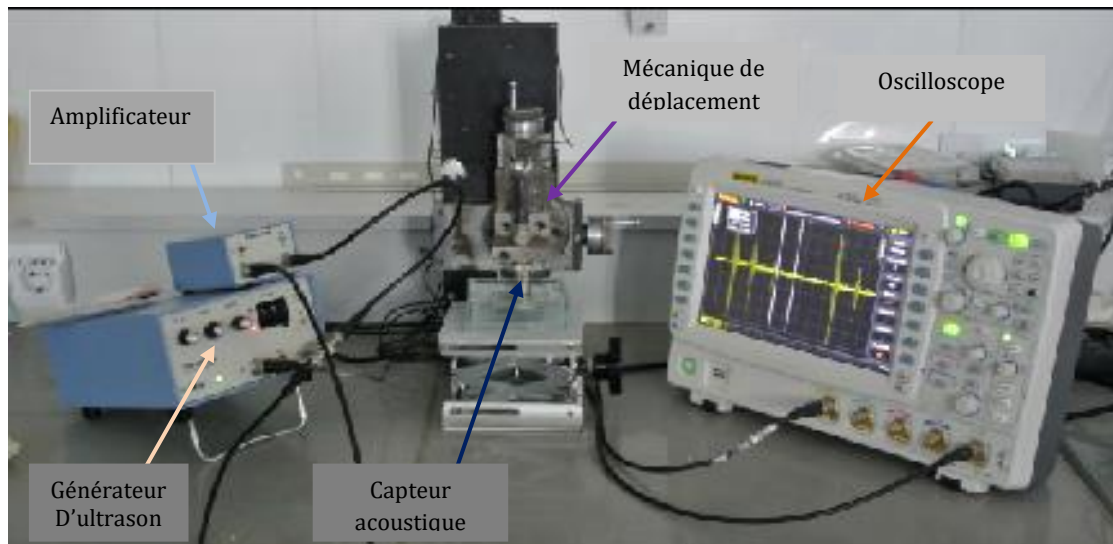


Figure II. 3: Vue générale du dispositif de mesures des vitesses des ondes ultrasonores.

Pour obtenir le signal on utilise un générateur d'impulsions qui opère dans une gamme bande de fréquences comprise entre 1MHz et 200 MHz. Il émet une impulsion très courte, de quelques nanosecondes et d'une amplitude de 100volts. L'excitation du transducteur génère des ondes acoustiques dont la fréquence est contrôlée par l'épaisseur du matériau piézo-électrique. Etant donné que le transducteur fonctionne en émission ou réception, le système permet de séparer le signal incident de celui réfléchi. Ce signal est amplifié et affiché sur l'oscilloscope où les mesures de temps et d'amplitude sont effectuées.

II.2.4.1. Transducteur ultrasonore :

La Figure II.6 présente un transducteur ultrasonore qui fonctionne comme un émetteur ou un capteur ponctuel à contact (il existe également d'autres types de transducteurs, tels que les transducteurs immergés ou les transducteurs air-matériau-air). L'effet piézoélectrique pour transformer une onde mécanique en tension électrique (et inversement) est utilisé par la majorité des transducteurs. Lorsque on applique une tension électrique (signal d'émission) sur un cristal piézoélectrique, le cristal se comprime et se décomprime alternativement et émet une vibration dont la fréquence dépend des caractéristiques du cristal. On utilise le même élément pour convertir les ultrasons en tension électrique lorsqu'ils retournent vers la sonde. L'utilisation d'un environnement couplant (fluide, graisse, caoutchouc ...) est essentielle. Pour rendre la transmission des ondes entre le transducteur et le matériau plus facile.

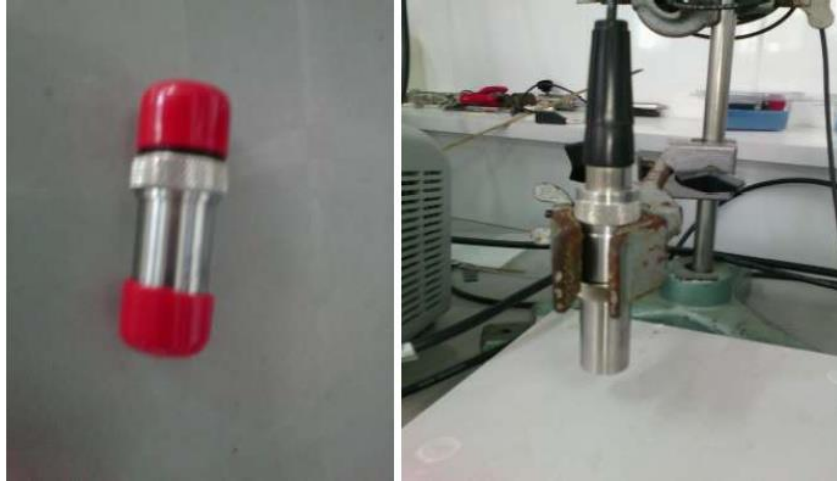


Figure II. 4: Capteur ultrasonore (OLYMPUS PANAMETRICS-NDT, 20MHz).

II.2.4.2. Générateurs d'ultrasons :

Ce système est composé d'un générateur du type Olympus qui opère dans une bande de fréquences comprise entre 20MHz et 50 MHz (figure 8). Il émet une impulsion très courte, de l'ordre de dizaines de nanosecondes et d'amplitude de 100 Volts.

Un transducteur piézoélectrique est capable de transformer un signal électrique en ondes mécaniques (ultra-sons) et produits des ondes ultrasonores.

Le même dispositif peut également recevoir les ultrasons réfléchis et les convertir en signal électrique. Les transducteurs sont des sources d'émission et de réception d'ultrasons.



Figure II. 5: Générateurs d'ultrasons (OLYMPUS 5073PR, PULSER-RECEIVER).

II.2.4.3. Le liquide de couplage :

Il est essentiel d'utiliser un liquide de couplage pour transmettre le signal émis de la lentille vers l'échantillon, car les ondes acoustiques sont fortement amorties dans l'air à haute fréquence. Les ondes acoustiques se propagent avec une atténuation acceptable uniquement dans les liquides ou les solides. Le liquide de couplage joue donc un rôle crucial, car il a un impact sur la résolution, la profondeur de pénétration et la nature des objets à observer de manière naturelle. Les investigations premières ont commencé avec l'eau comme couplant, qui présente de nombreux avantages : souplesse, facilité d'utilisation, compatibilité avec la plupart des matériaux étudiés, non toxique .

Il y a une faible diminution de l'atténuation dans l'eau, d'environ 200 dB/mm à 1GHz à température ambiante. Pour une température égale à 60°C, cette atténuation tombe à 95dB/mm pour la même fréquence de travail.

Toutefois, le maximum de résolution espérée en microscopie acoustique avec comme liquide de couplage l'eau, ne peut excéder 0.1 μm et ceci au prix de la réalisation de lentilles de rayon de courbure proche du micromètre et de l'utilisation de capteurs très sensibles [16].

II.2.4.4. Oscilloscope :

Cet instrument de mesure est utilisé pour représenter visuellement un signal électrique, mais il est également employé pour représenter des tensions. (Figure. II.6)

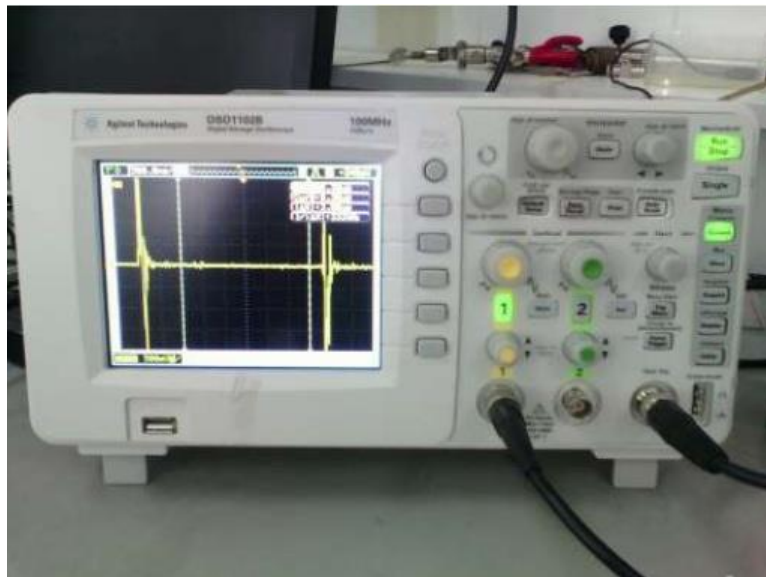


Figure II. 6: Oscilloscope. (AGILENT DSO 1102B, F=100MHz).

II.2.5. Avantages et inconvénients du contrôle par ultrason.

- ❖ Les bénéfices du contrôle ultrasonique incluent :
 - ❖ Rapidité.
 - ❖ Impact immédiat.
 - ❖ Applicable à tout type de matériaux.
 - ❖ Il n'est pas obligatoire d'avoir un accès de chaque côté de la pièce.
- ❖ ☐ Les désavantages du contrôle ultrasonique incluent :
 - ❖ -exige un produit de connexion (contact) .
 - ❖ -Il est difficile de détecter les défauts parallèles aux ondes ultrasonores.
 - ❖ Formation de l'opérateur afin qu'il puisse interpréter de manière précise l'affichage.
 - ❖ Il est essentiel de procéder régulièrement à l'étalonnage du matériel pour chaque épaisseur et chaque type de matériau.

II.6. Conclusion

Ce chapitre nous a permis de détailler la technique d'échographie ainsi que son principe de fonctionnement

Cette méthode de caractérisation non-destructive a permis d'identifier et de suivre l'évolution des nombreux systèmes, qu'ils soient sollicités mécaniquement ou non. La majorité des travaux répertoriés dans cette revue bibliographique a montré que la technique d'échographie est principalement utilisée pour la caractérisation de l'endommagement de différentes structures (cuivre, Zinc, Aluminium).

Cette méthode a été également appliquée au suivi de l'évolution d'autres systèmes, par exemple contrôle dans de nombreux domaines aéronautique, mécanique et autres avec un relatif succès. Le peu de fiabilité concernant les résultats de certains de ces études est relié à la difficulté d'exploitation des données acquises. En effet, contrairement à d'autres techniques ultrasonores (échographie), la source des signaux n'est pas maîtrisée, ce qui implique une difficulté d'interprétation supplémentaire. Dans le chapitre suivant on discutera de la théorie de la propagation des ondes et on donne un aperçu sur la signature acoustique $V(z)$ et de la réflexion $R(\theta)$. C'est ce que l'on utilise pour l'analyse quantitative des échantillons par microscopie acoustique.

CHAPITRE III

GENERALITES SUR LES ONDES ULTRASONORES

III. Introduction

Dans ce chapitre on montre la théorie des ondes dans un solide ainsi que les différents types d'ondes et les paramètres élastiques des matériaux en fonction des vitesses de propagations.

Ces paramètres élastiques peuvent être déterminé par une méthode originale qui est le pouvoir réflecteur $R(\theta)$ et la signature acoustique $V(z)$ utilisé dans la microscopie acoustique.

III.1. Historique :

Les ultrasons sont définis comme une onde mécanique qui nécessite un milieu de matière élastique, solide, liquide ou gazeux pour se propager. Ils ont les mêmes propriétés que le son, mais à une fréquence trop élevée (entre 20 KHz et 20 MHz). Les expériences de propagation des ondes ultrasoniques ont d'abord été limitées aux fluides, puis étendues aux solides. Sokolov en 1934 a utilisé les ondes ultrasonores pour détecter les défauts dans les matériaux denses ceci est considérée comme la première étape des contrôles non destructifs (NDT Non Destructive Testing) [17]. Après la Seconde Guerre mondiale, ces technologies ont connu un essor considérable dans l'industrie, les services et la médecine. Des ondes ultrasonores à très haute fréquence allant jusqu'à 100 GHz peuvent actuellement être générées. Leur utilisation implique la recherche en physique fondamentale et trouve également des applications dans les télécommunications et la technologie informatique moderne. [18]. Actuellement, nous sommes confrontés à une avancée sans précédent dans des domaines pluridisciplinaires qui utilisent les ultrasons.

III.2. Types d'ondes :

Plusieurs phénomènes physiques sont transmis par des ondes. Parmi les différents types d'ondes reconnues, on peut citer : les ondes électromagnétiques (lumière, ondes radio, infrarouges, ultraviolettes, rayons X, rayons gamma), qui se caractérisent par la propagation simultanée de champs électriques et magnétiques, les ondes de spin, qui sont caractérisé par des champs électriques et l'état d'orientation des atomes dans le milieu de propagation des champs magnétiques, voire des ondes mécaniques (vibrations mécaniques, ondes sismiques, ondes à la surface de l'eau, ondes sonores). En résumé, les ondes sont considérées comme des perturbations qui se propagent pas à pas dans l'environnement [19].

III.2.1. Les ondes longitudinales

Elles sont caractérisées par un mouvement des particules parallèle à la direction de propagation, c'est-à-dire que la polarisation est colinéaire au vecteur d'onde. En traversant une onde plane longitudinale, la distance entre les plans parallèles contenant les particules change, ce qui entraîne une variation du volume occupé par plusieurs particules. On appelle cela des ondes de volume. Ils se déplacent généralement dans des solides, des liquides et des gaz. Etant donné qu'on utilise de très hautes fréquences en contrôle non destructif, l'atténuation de ces ondes dans les gaz est très **importante**. Par conséquent, la propagation des ondes longitudinales se fait réellement que dans les solides et les liquides. Le principe de la détermination de la vitesse longitudinale consiste à mesurer, pour une fréquence donnée, pour deux échos consécutifs l'intervalle de temps Δt .

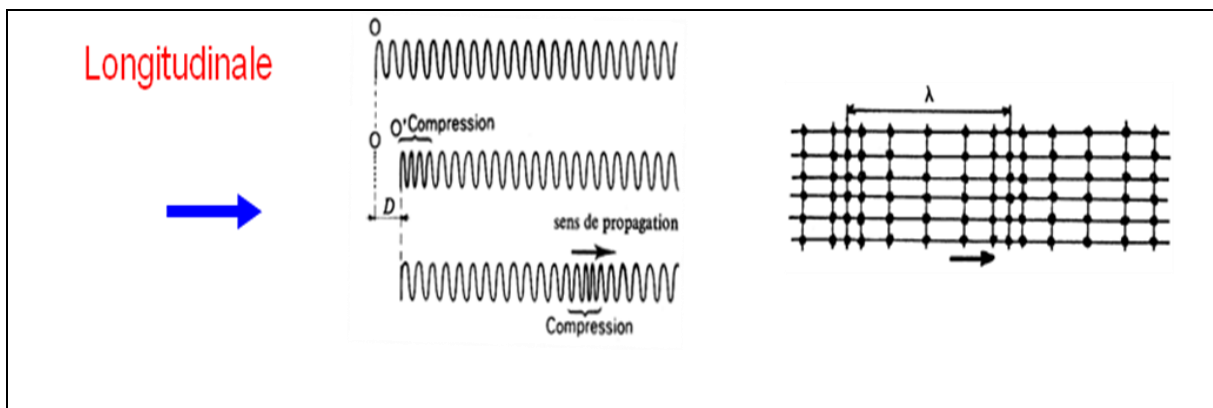


Figure III. 1: Représentation d'une onde longitudinale

III.2.2. Les ondes transversales

Les ondes cisaillement appelées ondes transversales, sont produites lorsque les vibrations des particules se produisent dans un plan perpendiculaire à la direction de propagation des ondes. Ainsi, le glissement de plans parallèles n'entraîne aucune modification de volume puisque la distance entre les plans est conservée. Une onde transversale est dite polarisée si ces vibrations se produisent indéfiniment dans toutes les directions du plan. Autrement dit, elles se caractérisent par une polarisation perpendiculaire au vecteur d'onde, ou tout simplement, la particule oscille de part et d'autre à droite de sa position initiale. Ces ondes se propagent uniquement dans les solides ou les liquides visqueux. Ils sont représentés dans la (Figure III.2).

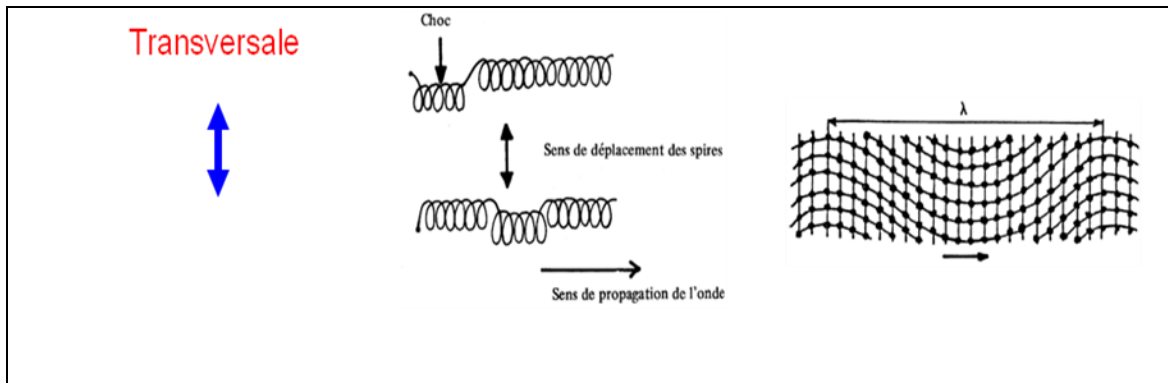


Figure III. 2: Représentation d'une onde transversale.

III.2.3. Les ondes de Rayleigh

En 1885 Lord Rayleigh a découvert l'existence d'une onde sur la surface libre plane d'un milieu semi-infini [20]. C'est pour cela qu'on donne le nom à ce type d'onde de Rayleigh. Ce mode d'ondes de surface est constitué par la superposition des ondes longitudinale et transversale qui se propage le long de la surface libre avec une vitesse de phase commune. Les ondes qui s'y propagent à l'interface, vide/solide ou liquide/solide sont appelées ondes de Rayleigh ou ondes de Rayleigh généralisées (Figure III.3)

- Les ondes de Rayleigh grâce à leur utilité pour la détection des défauts de surface dans le contrôle non destructif par ultrasons des matériaux ont connus un intérêt considérable. De plus, elles sont employées dans la construction des lignes à retard électromécanique utilisées pour les radars et les systèmes de télécommunication.

-La vitesse des ondes de Rayleigh peut être calculée pour chaque matériau en utilisant la loi de Viktorov [5] ou à partir de la signature acoustique $V(z)$ et le coefficient de réflexion $R(\theta)$. C'est un paramètre intrinsèque du matériau.

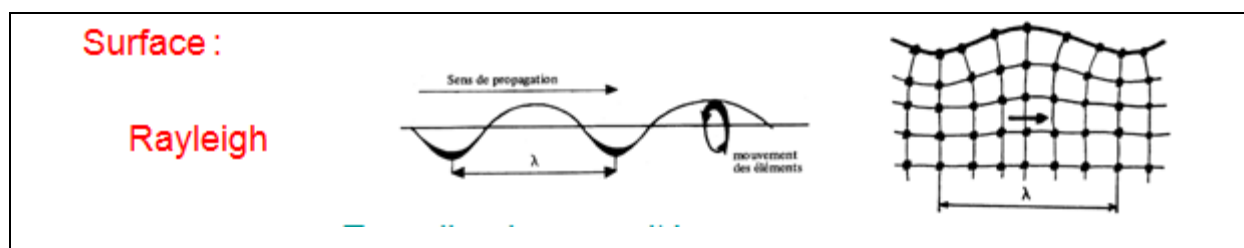


Figure III. 3: Les ondes de Rayleigh

III.2.4. Les ondes de Lamb

Une onde guidée largement utilisée dans les contrôles non destructifs est l'onde de Lamb, qui se propage dans toute l'épaisseur de la pièce, le terme est donc

également utilisé comme onde de plaque [21]. Elle est la combinaison d'ondes longitudinale et transversale [22]. Quand on immerge la plaque dans un fluide, ces ondes sont appelées « ondes de Lamb généralisées ». Deux catégories de modes peuvent être observées dans les milieux isotropes : les modes de Lamb symétriques, où la première et la dernière interface du matériau vibrent symétriquement par rapport au plan médian (Fig. III.4a), et les modes de Lamb antisymétriques, où ces interfaces vibrent parallèlement au plan médian (Fig. III.4b). L'existence des ondes de Lamb est due que pour certaines paires d'ondes (vitesse, fréquence), qui sont déterminées par la relation de dispersion de ces ondes.

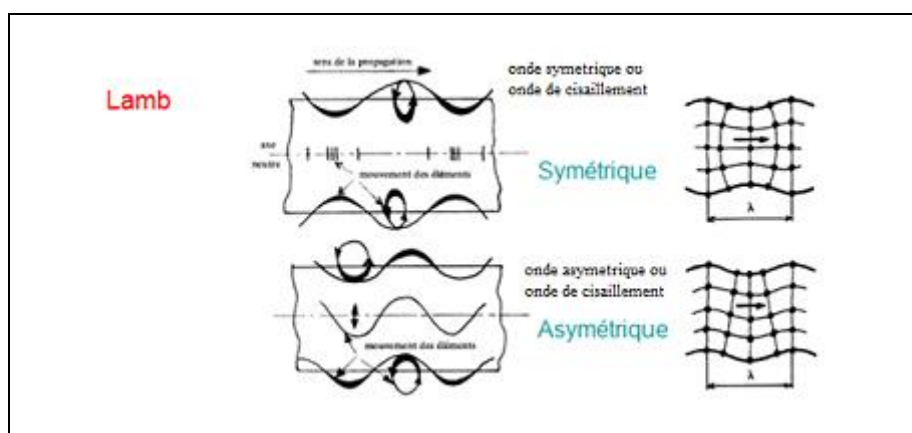


Figure III. 4: Les modes symétriques (a) et antisymétriques (b) de Lamb.

III.3. Cas particulier des ondes mécaniques :

Un matériau peut être considéré comme un ensemble de petites masses qui peuvent osciller autour de leurs positions d'équilibre sous l'effet d'une perturbation mécanique.

Lorsque les points caractérisés par le même état de vibration forment des plans parallèles l'onde obtenue est appelée onde plane. Au contraire, lorsque ces points sont situés sur des sphères concentriques, on parlera d'onde sphérique. L'acoustique est un domaine spécifique qui examine les problèmes physiques associés à l'émission, la réception et la propagation des ondes acoustiques. Comme toute onde mécanique, l'onde acoustique contrairement aux ondes électromagnétiques qui se propagent dans le vide nécessite un milieu matériel pour se propager. Les ondes acoustiques sont en fait des vibrations produites par une variation rapide de la pression régnant dans l'air ou dans l'eau et elles sont classées selon leur fréquence figure III.5:

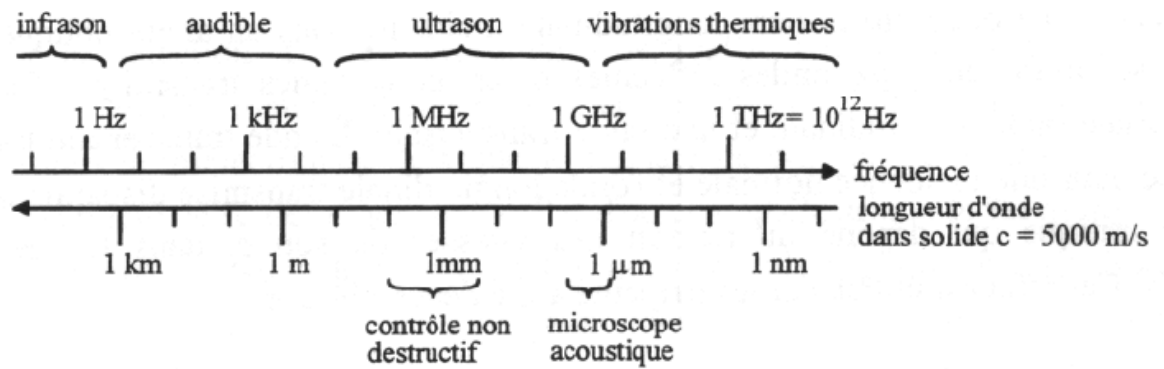


Figure III. 5: Échelle de fréquence des ondes élastiques.

La plupart des utilisations des ultrasons pour le contrôle non destructif se trouvent dans la gamme de produits allant de 1 MHz à 10 GHz. Parce qu'elles représentent des longueurs d'onde ultrasonore allant du millimètre au nanomètre pour les matériaux courants. La vitesse de propagation d'une onde est influencée par les propriétés physiques du milieu traversé, telles que la masse volumique et l'élasticité. Le tableau 1 présente les vitesses de propagation en fonction de la masse volumique pour divers milieux [23].

Plus le milieu est rigide, plus la vitesse de propagation augmente.

| Milieu | Vitesse de propagation (m/s ⁻¹) | Masse volumique (Kg-m ⁻³) |
|--------|--|--|
| Air | 340 | 1.29 |
| Eau | 1500 | 1000 |
| Béton | 4000 | 2400 |
| Acier | 5000 | 7800 |

Tableau III. 1 : Vitesse de propagation et masse volumique pour différents milieux [23]

III.4. Propagation des ondes élastiques dans un matériau isotrope

Les particules de la matière vibrent ou s'ébranlent pour propager une onde élastique. Ainsi, le mouvement des particules en oscillation se propage de plus en plus près. En prenant en compte les vibrations élastiques d'un cristal composé d'une grille d'atomes, la propagation d'une onde le long d'une direction entraîne un mouvement en phase des plans entiers d'atomes, avec des déplacements parallèles ou perpendiculaires à la direction du vecteur d'onde [24]. Les types d'ondes ultrasonores varient en fonction du mode vibratoire des

particules de la matière. Elles peuvent être de surface, de volume, ou latérales donc il existe plusieurs types d'onde élastique qui diffèrent selon le mode de propagation [25]

La relation de comportement $\boldsymbol{\sigma} = \mathbf{E} \boldsymbol{\varepsilon}$ en 1D se généralise en $\mathbf{3D}$; chaque composante du tenseur σ dépend linéairement de toutes les composantes du tenseur ε . Les coefficients sont donc autant nombreux que les termes. Nous avons :

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

Les indices k et l sont sommés. Les indices i et j ne sont pas sommés dans l'expression ci dessus. Il est important de rappeler la règle de sommation d'Einstein.

-Les indices répétés sont sommés et muets.

-Les indices non sommés sont des indices francs.

Une équation indicielle représente autant d'équation qu'il y a de combinaisons d'indices.

Par exemple $\sigma_{ij} = C_{ijkl} \varepsilon_{kl}$: représente 9 équations; $\mu_{i,j} = 0$ représente 3 équations. Il est important de se rappeler qu'un vecteur est un tenseur de premier ordre, tandis qu'un scalaire peut être considéré comme un tenseur de l'ordre. La signification du terme muet est que l'on peut nommer autrement ces indices, sans changer la valeur de l'expression. Par exemple :

$$C_{ijkl} \varepsilon_{kl} = C_{ijpq} \varepsilon_{pq} = C_{ijklkl} \quad (2)$$

Ce qui n'est pas vrai pour les indices francs (les indices sont supposés sans relation entre eux) :

$$C_{ijkl} \varepsilon_{kl} \neq C_{pqkl} \varepsilon_{kl} \quad (3)$$

En étudiant le nombre de termes de $Cijkl$, on obtient $34 = 81$ constantes $Cijkl$, qui est un tenseur de quatrième ordre dans un espace à trois dimensions. Le tenseur ε est symétrique, cela est dû à son calcul depuis les déformations :

$$\varepsilon = \frac{1}{2} (\text{grad}(\bar{\mu}) + {}^t \text{grad}(\bar{\mu})) \quad (4)$$

$$\varepsilon = \frac{1}{2} (\mu_{i,j} + \mu_{j,i}) \quad (5)$$

$$\varepsilon_{ij} = \varepsilon_{ji} \quad (6)$$

Il est facile de déduire une relation de symétrie indicielle entre les coefficients de C, dans la première petite symétrie :

$$C_{ijkl} \varepsilon_{kl} = C_{ijkl} \varepsilon_{lk} = C_{ijkl} \varepsilon_{kl} \quad (7)$$

$$C_{ijkl} = C_{ijlk} \quad (8)$$

Si l'on considère la symétrie indicielle de σ , on obtient la seconde petite symétrie de C :

$$\sigma_{ij} = \sigma_{ji} \quad (9)$$

$$C_{ijkl} \varepsilon_{kl} = C_{jikl} \varepsilon_{kl} \quad (10)$$

En prenant en considération ces symétries indicielles, il reste 36 termes C_{ijkl} [11].

III.5.Relation entre contraintes et déformations élastiques (constantes élastiques).

Lorsque les forces extérieures sont supprimées et qu'il retrouve son état initial on dit que le corps est élastique Cela est dû aux contraintes internes. Elles deviennent nulle au repos (contraintes et déformations). On a une relation biunivoque entre les contraintes et déformations, pour un corps élastique (non piézoélectrique) [26].

On remarque expérimentalement que le comportement élastique de la plupart des substances est décrit par le terme du premier ordre du développement de Taylor de la relation (11):

$$T_{ij(s_{kl})} = T_{ij(0)} + \left(\frac{\partial T_{ij}}{\partial S_{kl}} \right)_{S_{kl}} + \frac{1}{2} \left(\frac{\partial^2 T_{ij}}{\partial S_{kl} \partial S_{mn}} \right) S_{kl} S_{mn} \quad s_{kl=0,5mn=0} \quad (11)$$

Comme $T_{ij}(0) = 0$

On obtient la relation contrainte déformation :

$$S_{\alpha} = S_{\alpha\beta} T_{\beta} \quad (12)$$

En pose :

$$C_{ijkl} = \left(\frac{\partial T_{ij}}{\partial S_{kl}} \right)_{S_{kl}=0} \quad (13)$$

Les coefficients C_{ijkl} montrent que la relation linéaire la plus générale entre les tenseurs de rang 2 S_{kl} et T_{ij} sont les composants d'un tenseur de rang 4 que l'on appelle (tenseur de rigidités élastiques). C'est HOOKE qui au XVII siècle a énoncé la loi de proportionnalité entre contraintes et déformations.

On montre l'exemple de l'allongement d'un fil. Un tenseur de rang 4 possède 81 composants, étant donné que S_{kl} et T_{ij} sont symétriques les constantes élastiques tel que définie par la

relation(11) ne changent pas lors d'une permutation des 2 premiers ou des deux derniers indices.

$$C_{ijkl} = C_{jikl} \quad \text{et} \quad C_{ijkl} = C_{ijlk}$$

En fonction des déplacements la loi de HOOKE s'écrit sous la forme suivante:

$$T_{ij} = \frac{1}{2} C_{ijkl} \frac{\partial U_k}{\partial X_l} + \frac{1}{2} C_{ijkl} \frac{\partial U_l}{\partial X_k} \quad (14)$$

Puisque on a la condition (7) on peut écrire

$$T_{ij} = C_{ijkl} \frac{\partial U_l}{\partial X_k} \quad (15)$$

Les modules élastiques indépendants repérés par 2 indices α, β variant de 1 à 6 se rangent dans un tableau 6x6 à 36 cases.

$$C_{\alpha\beta} = C_{ijkl} \quad \text{Avec} \quad \alpha = (ij) \quad \text{et} \quad \beta = (kl) \quad (16)$$

Cette notation peut être appliquée aux contraintes et déformations pour écrire la loi de Hooke:

$$T_\alpha = C_{\alpha\beta} S_\beta \quad \alpha; \beta = 1, 2, \dots, 6 \quad (17)$$

Par convention si nous adoptons pour les contraintes :

$$T_\alpha = T_{ij} \quad \text{Avec} \quad \alpha \rightarrow (ij) \quad (18)$$

On pose: $S_1 = S_{11}; S_2 = S_{22}; S_3 = S_{33}; S_4 = 2S_{23}; S_5 = 5 S_{13}; S_6 = 2S_{12}$.

Pour que la relation (12) s'exprime effectivement, la loi de Hooke nous donne par exemple le développement de T_{11} d'après la relation (19) :

$$T_{11} = C_{11kl} S_{kl} \quad (19)$$

On obtient:

$$T_{11} = C_{1111} S_{11} + C_{1122} S_{22} + C_{1133} S_{33} + 2C_{1123} S_{23} + 2C_{1113} S_{13} + 2C_{1112} S_{12} \quad (20)$$

Ceci doit s'identifier à T1 d'après la relation $T_\alpha = C_{\alpha\beta} S_\beta$

$$T_1 = C_{11} S_1 + C_{12} S_2 + C_{13} S_3 + C_{14} S_4 + C_{15} S_5 + C_{16} S_6 \quad (21)$$

Si la relation (13) est satisfaite cela implique qu'il est possible d'inverser la loi de Hooke pour exprimer les déformations en fonction des contraintes selon la relation suivante :

$$S_{ij} = S_{ijkl} T_{kl} \quad (22)$$

- S_{ijkl} : Les constantes de flexibilité constituent un tenseur de rang 4 qui doit présenter les mêmes propriétés de symétrie que le tenseur C_{ijkl} . Ainsi, $S_{ijkl} = S_{jikl}$ et $S_{ijkl} = S_{ijlk}$, ce qui donne le résultat suivant lors de la résolution de la relation en fonction des S_α :

$$S_\alpha = S_{\alpha\beta} T_\beta \quad (23)$$

On remarque que la matrice de $S_{\alpha\beta}$ c'est l'inverse de $C_{\alpha\beta}$ donc

$$S_{\alpha\beta} = (C_{\alpha\beta})^{-1} \quad (24)$$

C.à.d

$$S_{\alpha\beta} (C_{\alpha\beta}) = \delta_{\alpha\beta} \quad (25)$$

Représentation du symbole de Kronecker a six dimensions pour pouvoir relier les $S_{\alpha\beta}$ au S_{ijkl} , on donne comme exemple S_{13} suivant l'équation(26):

$$S_{13} = S_{1311} T_{11} + S_{1322} T_{22} + S_{1333} T_{33} + 2S_{1223} T_{23} + 2S_{1313} T_{13} + 2S_{1312} T_{12} \quad (26)$$

D'après la règle de correspondance entre

$$T_\alpha = T_{ij} \quad \text{Avec} \quad \alpha \rightarrow (ij) \quad (18)$$

On obtient en comparant $S_5=2S_{13}$

$$S_{51}=2 S_{1311}; S_{52}=2S_{1322}; S_{53}=2S_{1333}; S_{54}=3S_{1323}; S_{55}=4S_{1313}; S_{56}=4S_{1312} \quad (27)$$

III.5.1. Les constants élastiques d'un Solide isotrope

Les constants élastiques d'un matériau isotrope sont par définition indépendantes des axes de référence (orthonormé) [27]. Le tenseur élastique doit être invariant C_{ijkl} chaque composante C_{ijkl} doit s'exprimer en fonction des composantes de la tenseur unité étant donné que $\delta_{ij} = \delta_{jk}$

on a 3 combinaisons $\delta_{ij}\delta_{kl}; \delta_{lk}\delta_{ji}; \delta_{il}\delta_{jk}$

Le tenseur C_{ijkl} s'écrit sous cette forme

$$C_{ijkl} = \lambda \delta_{ij} \delta_{kl} + \mu_1 \delta_{ik} \delta_{jl} + \mu_2 \delta_{il} \delta_{jk} \quad (28)$$

λ, μ_1, μ_2 Sont des constantes, $T_\alpha = C_{\alpha\beta} S_\beta$ exige que $\mu_1 = \mu_2 = \mu$ ceci implique que le tenseur devient égale a :

$$C_{ijkl} = \lambda \delta_{ij} \delta_{kl} + \mu (\delta_{ik} \delta_{jl} + \delta_{il} \delta_{jk}) \quad (29)$$

Donc les propriétés mécaniques d'un milieu isotrope sont définies par 2 constantes indépendantes, les coefficients de Lamé λ et μ en donnant aux couples (ij), (kl) les valeurs de 1 à 6 on obtient :

$$C_{11} = C_{22} = C_{33} = \lambda + 2\mu \quad (30)$$

$$C_{12} = C_{23} = C_{13} = \lambda \quad (31)$$

$$C_{44} = C_{55} = C_{66} = \frac{C_{11} - C_{12}}{2} \quad (32)$$

Les autres modules C_{ijkl} sont nulles car ils ont un nombre impair d'indices ($C_{25}=C_{2213}$), la matrice du tenseur $C_{\alpha\beta}$ s'écrit sous la forme suivante

Pour un matériau isotrope on obtient :

$$(C_{\alpha\beta}) = \begin{vmatrix} \lambda + 2\mu & \lambda & \lambda & 0 & 0 & 0 \\ \lambda & \lambda + 2\mu & \lambda & 0 & 0 & 0 \\ \lambda & \lambda & \lambda + 2\mu & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & \mu & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & \mu & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & \mu \end{vmatrix}$$

En exprimant les composantes en fonction de C_{11} et C_{12}

Dans un milieu isotrope la loi de Hooke se réduit aux deux équations de Lamé.

-Contraintes normales. (T_{11}, T_{22}, T_{33})

$$T_{ij} = C_{ijkl} S_{kl} = (\lambda \delta_{kl} + 2\mu \delta_{ik} \delta_{jl}) S_{kl} \rightarrow T_{ij} = \lambda (s_{11} + s_{22} + s_{33}) + 2\mu S_{ij} \quad (33)$$

- Contraintes tangentielles : T_{ij} avec $i \neq j$;

$$T_{ij} = 2\mu S_{ij} \quad (33)'$$

Si on additionne les équations (33) et (33') on obtient :

$$T_{ij} = \lambda \Delta \delta_{ij} + 2\mu \delta_{ij} \quad (34)$$

$$\Delta = S_{11} + S_{22} + S_{33} \rightarrow \text{Dilatation}$$

Le coefficient de proportionnalité entre contrainte de cisaillement et l'angle entre i et j est positif est représenté par la relation suivante : $\mu = \frac{T_{ij}}{\delta_{ij}}$

Les constantes de Lamé λ et μ définissent le comportement entre les contraintes et les déformations du matériau. On remplace par E , G , σ .

$$\begin{cases} E = \frac{\mu(3\lambda + 2\mu)}{\lambda + \mu} \\ \sigma = \frac{\lambda}{2(\lambda + \mu)} \\ G = \mu \end{cases} \quad (35)$$

et

$$\begin{cases} \lambda = \frac{\sigma E}{(1 + \sigma)(1 - 2\sigma)} \\ \mu = \frac{E}{2(1 - \sigma)} \end{cases}, \quad (36)$$

E : module d'élasticité.

G : module de cisaillement.

ν : module de Poisson.

III.6. Propagation des Ondes élastiques dans les solides.

dans un solide homogène isotrope dont le module d'élasticité s'exprime en fonction des coefficients de Lamé (relation 36), la propagation des ondes est déterminé a partir de la relation fondamentale de la dynamique : $\sum \vec{F} = m\vec{\gamma}$. Il en résulte une équation de mouvement ou la densité de force par unité de volume d'un corps sous contrainte T_{ij} est $F_i = \frac{\partial T_{if}}{\partial x_f}$, suivant l'axe i , l'accélération est égale à : $\frac{\partial T_{if}}{\partial x^2}$ et la masse ρ de l'unité de volume.

$$\rho \frac{\partial^2 \mu_i}{\partial t^2} = \frac{\partial T_{if}}{\partial x^2} \quad (37)$$

Le tenseur des contraintes d'après la loi de Hooke est : $T_{ij} = C_{ijkl} \frac{\partial \mu_l}{\partial x_k}$

L'équation du mouvement se présente de la manière suivante :

$$\rho \frac{\partial^2 \mu_i}{\partial t^2} = C_{ijkl} \frac{\partial^2 \mu_l}{\partial x_j \partial x_k} \quad (38)$$

Etant donné que le tenseur des contraintes s'écrit sous la forme de l'équation suivante :

$$T_{ij} = \lambda \delta_{ij} \delta_{kl} n_j n_k + \mu (\delta_{ik} \delta_{jl} n_j n_k + \delta_{il} \delta_{jk} n_j n_k) \quad (39)$$

Il en résulte une forme du tenseur en fonction de l'équation (39)

$$T_{ij} = C_{ijkl} n_j n_k \text{ Avec } n_j n_k \text{ qui représente la seconde dérivation par rapport à } x: \frac{\partial^2}{\partial x_j \partial x_k}$$

Le tenseur T_{ij} représente le tenseur de Christoffel, en remplaçant dans l'équation (36) les constantes de Lamé par leurs valeurs des constantes élastiques :

$$\lambda + \mu = \frac{C_{11} + C_{12}}{2}; \quad \text{et } \mu = \frac{C_{11} - C_{12}}{2}$$

On obtient une équation de propagation sous la forme suivante :

$$\rho \frac{\partial^2 \mu_j}{\partial t^2} = \left(\frac{C_{11} + C_{12}}{2} \right) \frac{\partial^2 \mu_j}{\partial x_i \partial x_j} + \left(\frac{C_{11} - C_{12}}{2} \right) \frac{\partial^2 \mu_j}{\partial x_k^2} \quad (40)$$

Si on remplace les constantes élastiques C_{11} et C_{12} par les vitesses des ondes planes on obtient :

$$V_L = \sqrt{\frac{C_{11}}{\rho}} \quad \text{et ; } V_T = \sqrt{\frac{C_{11} - C_{12}}{2\rho}} \quad (41)$$

Il est possible de reformuler l'équation de la façon suivante :

$$\frac{\partial^2 \vec{\mu}}{\partial t^2} = V_l^2 \Delta \vec{\mu} + (V_l^2 - V_t^2) \overline{\text{grad}(\text{div})} \quad (42)$$

Donc dans un solide isotrope, les ondes planes sont longitudinales ou transversales et leurs vitesses sont indépendantes de la direction de propagation C_{11} est > 0 et la vitesse transverse quel que soit le solide isotrope est toujours inférieur au rapport de $\frac{V_L}{\sqrt{2}}$ [28].

-onde longitudinale se propage avec une vitesse V_L :

$$V_L = \sqrt{\frac{\lambda + 2\mu}{\rho}} = \sqrt{\frac{E(1-\nu)}{\rho_0(1+\nu)(1-2\mu)}} \quad (43)$$

-onde transversale se propage avec une vitesse V_T :

$$V_T = \sqrt{\frac{\mu}{\rho_0}} = \sqrt{\frac{E}{2\rho_0(1+\nu)}} \quad (44)$$

III.7.Paramètres élastiques

III.7.1.Module de Young

Pour un matériau homogène isotrope Le module de Young E représente une constante élastique qui lie la contrainte à la déformation. Pour une même contrainte appliquée, le module d'élasticité élevé d'un matériau subira une déformation plus faible qu'un matériau de module d'élasticité faible. En dynamique, la détermination précise de la constante élastique par les ondes acoustiques résulte des mesures des vitesses des ondes longitudinale et transversale [29]. Les techniques acoustiques se présentent comme un moyen de mesure non destructif pour déterminer les vitesses des ondes de propagation et les paramètres élastiques des matériaux.

$$E = \rho V_T^2 \left[\frac{3V_L^3 - 4V_T^3}{V_L^3 - V_T^3} \right] \quad (45)$$

III.7.2. Module de cisaillement

On appelle le module de cisaillement, G, un module de rigidité, qui correspond à la deuxième constante de Lamé μ . Selon la deuxième loi de la thermodynamique, il est nécessaire d'avoir un effort de cisaillement positif.

Entraîne une contrainte de cisaillement positive. De ce fait, il est nécessaire que le module G de cisaillement soit positif pour tous les matériaux.

Sur le plan numérique, il correspond à la relation entre la déformation transversale et l'angle de cisaillement. Comme pour le module de Young, la mise en œuvre des méthodes dynamiques en utilisant les vitesses des ultrasons permet d'évaluer cette approche en utilisant la relation suivante :

$$G = \rho V_T^2 \quad (46)$$

Il est évident que, quel que soit le matériau considéré, le module de Young (E) est supérieur à celui du cisaillement (G).

III.7.3. Module de compressibilité

La compression d'un matériau est déterminée par sa propriété élastique volumique suite à une pression externe. Le module élastique du volume d'un matériau est le rapport négatif entre la variation de la pression appliquée à un matériau et sa variation partielle de volume. Les caractéristiques mécaniques de la matière sont associées à sa capacité à se comprimer, ce qui explique la dénomination du module de la compressibilité $1/K$, qui est une constante pour un matériau spécifique. Il convient de souligner que plus la valeur du module élastique en volume est élevée, plus il est compliqué de la comprimer.

$$k = \rho \left[3 - 4 \left(\frac{V_L}{V_T} \right)^2 \right] \quad (47)$$

III.7.4. Coefficient de Poisson

Le coefficient de Poisson représente la contraction de la matière perpendiculairement à la direction de l'effort appliqué. Ce paramètre fait partie des constantes élastiques. Il est théoriquement de 0,25 pour un matériau parfaitement isotrope. Le coefficient de Poisson pour ce type de matériau établit une relation entre le module de cisaillement G et le module de Young E. La proportion de Poisson est toujours inférieure ou égale à 1/2. Lorsqu'il y a une proportion de 1/2, le matériau est entièrement solide. La plupart des métaux ont un coefficient de Poisson compris entre 0,25 et 0,35. Les matériaux plastiques ont un coefficient proche de

0,5 et ils ne peuvent pas être compressés. La relation suivante donne le module de Poisson en fonction des paramètres élastiques :

$$\nu = \frac{E}{2G} - 1 \quad (48)$$

III.8. Coefficient de réflexion des ondes acoustiques à l'interface (liquide- solide)

Une interface sépare deux milieux semi-infinis différents, tels que les milieux liquides, solides isotropes ou anisotropes. L'interaction d'une onde plane (avec un angle d'incidence oblique avec l'interface) entraîne une onde réfléchie dans le milieu liquide et deux ondes transmises dans le milieu solide : une onde longitudinale L θ_L (avec un angle de transmission) et une onde transversale T (avec un angle de transmission θ_T).

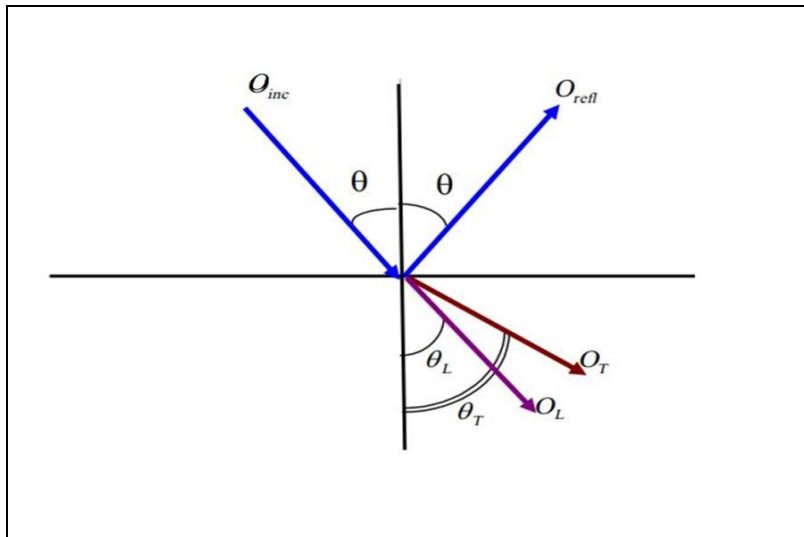


Figure III. 6: Représentation du phénomène de réflexion/transmission à l'interface.

III.8.1. La loi de Snell-Descartes

Lorsqu'une onde ultrasonore traverse une interface entre deux milieux dont l'indice de réfraction est différente, une partie de son énergie est transmise et l'autre est réfléchie.

La relation entre les angles et les vitesses des ondes dans les deux milieux est décrite par la loi de Snell-Descartes [30], pour une interface liquide solide :

$$\frac{\sin \theta_i}{V_{Liq}} = \frac{\sin \theta_L}{V_L} = \frac{\sin \theta_T}{V_T} \quad (49)$$

V_{liq}, V_L, V_T Sont respectivement les vitesses (du liquide, longitudinale et transversale).

En général, la vitesse de propagation des ondes dans un liquide V_{liq} est inférieure à celle des ondes dans un solide, et donc on a :

$$V_{Liq} < V_L < V_T \quad (50)$$

Dans ce cas, il existe deux angles d'incidence notés respectivement θ_{cT} et θ_{cL}

Tel que :

$$\sin \theta_{cL} = \frac{V_{Liq}}{V_L} \quad (51)$$

$$\sin \theta_{cT} = \frac{V_{Liq}}{V_T} \quad (52)$$

Ces angles sont appelés respectivement 1^{er} et 2^{ème} angle critiques pour l'interface considérée.

** lorsque $\theta < \theta_{cL} < \theta_{cT}$ les deux ondes transmises sont propagatrices.

** lorsque $\theta_{cL} < \theta < \theta_{cT}$, l'onde transmise longitudinale est évanescente et l'onde transmise transversale est propagatrice.

** lorsque $\theta > \theta_{cT} > \theta_{cL}$, les deux ondes transmises évanescentes. Dans les milieux fluides, le coefficient de réflexion devient alors égal à 1 en module (réflexion totale), mais il reste toujours une énergie acoustique présente dans le milieu solide.

III.8.2. Impédance acoustique Z

Il est crucial de prendre en compte l'impédance acoustique pour évaluer la transmission acoustique et la réflexion à la limite de deux milieux de densité différents. Le coefficient d'impédance acoustique « Z » d'un milieu de densité ρ correspond à la relation entre un vecteur de force par unité de surface et la vitesse V du déplacement de la particule. «Z» peut alors s'exprimer par :

$$Z = \frac{\rho}{\cos \theta} \quad (53)$$

V : Vitesse du milieu m/s⁻¹

ρ : Densité du milieu en kg/m³.

A l'interface liquide-solide l'impédance acoustique est définie par les relations suivantes :

$$Z_{Tot} = Z_L \cos^2 2\theta_r + Z_L \sin^2 2\theta_L \quad (54)$$

$$Z_{liq} = \frac{\rho_{liq} V_{liq}}{\cos \theta} \quad (55)$$

$$Z_L = \frac{\rho_{sol} V_L}{\cos \theta_L} \quad (56)$$

$$Z_T = \frac{\rho_{sol} V_T}{\cos \theta_T} \quad (57)$$

Où :

Z_{liq} , Z_T et Z_L : Impédances (liquide, longitudinal et transversale).

ρ_{sol} et ρ_{liq} : Densité du solide et liquide.

θ_l : Angle de l'onde longitudinale.

θ_t : Angle de l'onde transversale.

III.8.3. Le coefficient de réflexion :

Le coefficient de réflexion établit une relation entre l'amplitude de pression de l'onde réfléchie et l'amplitude de pression de l'onde incidente. Le pouvoir réflecteur est calculé par Schoch en se référant à un matériau massif. En général, le coefficient de réflexion est pris en compte en fonction des impédances acoustiques et il est représenté par la relation suivante :

$$R(\theta) = \frac{Z_{sol} - Z_{liq}}{Z_{sol} + Z_{liq}} \quad (58)$$

En remplaçant dans la relation (58), Z_{liq} et Z_{sol} par leur valeur respective donnée par la relation (54) et (55), le coefficient de réflexion s'écrit alors :

$$R(\theta) = \frac{\frac{\rho_{sol} V}{\cos \theta} \cos^2 2\theta - 2 \frac{\rho_{sol} V_T}{\cos \theta_L} \sin^2 2\theta - \frac{\rho_{liq} V_{liq}}{\cos \theta}}{\frac{\rho_{sol} V}{\cos \theta} \cos^2 2\theta + 2 \frac{\rho_{sol} V_T}{\cos \theta_L} \sin^2 2\theta + \frac{\rho_{liq} V_{liq}}{\cos \theta}} \quad (59)$$

$R(\theta)$ Est une fonction complexe qui admet une amplitude et une phase. La réflexion totale est obtenue pour $|R(\theta)|=1$ rappelons que lorsqu'une onde longitudinale rencontre une interface entre deux milieux, une partie de son énergie est réfléchie et l'autre est transmise.

Le changement de phase et d'amplitude nous permettent de déterminer les angles de propagations des ondes longitudinales et transversales et Rayleigh (figure III. 7)

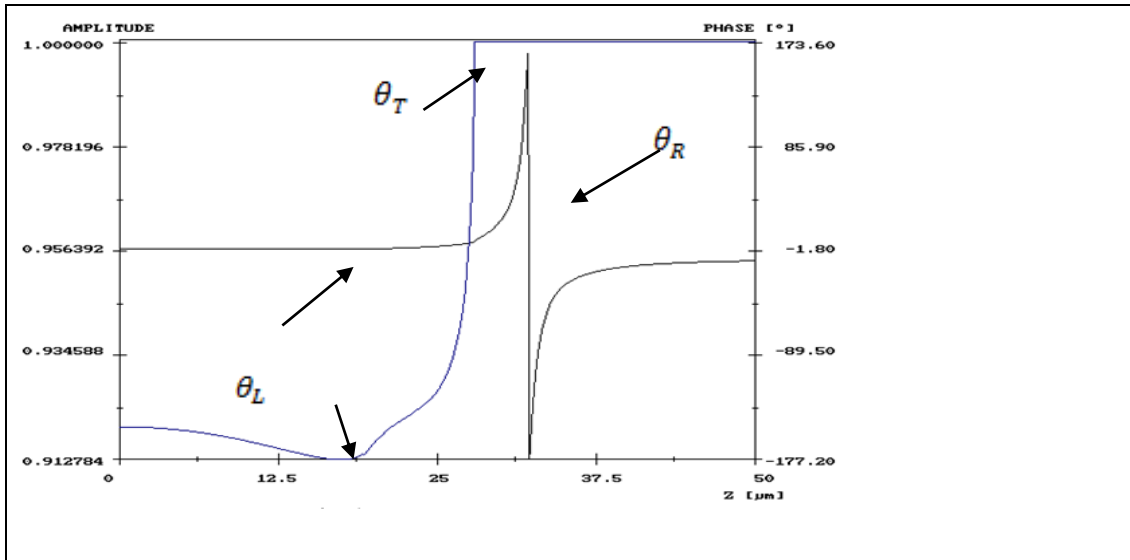


Figure III. 7: Représentation de la réflexion/transmission à l'interface.

III.9. Signature acoustique $V(z)$

Les images sont contrastées en fonction de la défocalisation (z) de l'échantillon. On a examiné spécifiquement la fluctuation du signal obtenu par le transducteur $V(z)$ en fonction de la distance entre la lentille et l'objet. Les graphiques, réalisés pour divers échantillons, sont propres aux matériaux à analyser. On peut donc considérer la signature acoustique $V(z)$ comme celle spécifique aux matériaux.

Lorsque l'échantillon massif est placé à la focale de la lentille ($Z=0$), une amplitude maximale se produit, c'est-à-dire que tous les rayons réfléchis sont dirigés vers le transducteur.

L'objet et la lentille sont très proches, ce qui permet d'observer une série régulière de maximums et de minimums dont l'amplitude diminue. Le $V(z)$ est une méthode de caractérisation quantitative des matériaux qui dépend de la vitesse de propagation des ondes de surface. Le signal réémis vers le capteur lors de ce déplacement est le résultat d'interférences entre les ondes incidentes et les ondes de surface (fig. III.6). Il présente une variation pseudopériodique et amortie avec Z (fig. III.8). La signature acoustique $V(z)$ est la courbe obtenue en enregistrant la variation d'amplitude du signal en fonction du déplacement Z de la lentille vers l'échantillon.

Les vitesses des ondes de Rayleigh et des ondes longitudinales peuvent être déduites de cette courbe avec une précision pouvant atteindre 1 %. Grâce à ces vitesses, il est possible de déterminer les modules d'élasticité en tenant compte de la masse volumique.

Effectivement, la méthode de la transformée de Fourier rapide (FFT) permet de quantifier la réponse $V(z)$ en fournissant la période des pseudos oscillations.

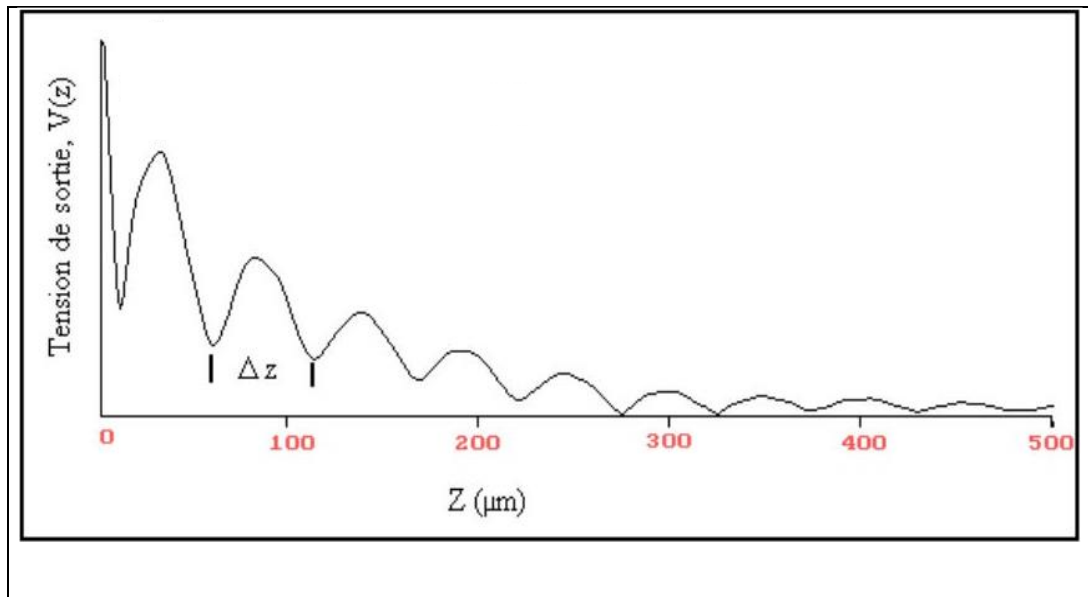


Figure III. 8: Variation de la signature acoustique en fonction de la défocalisation (z) pour la structure eau/quartz.

III-9-1.Expression générale du $V(z)$

La signature acoustique est donnée par l'expression suivante:

$$V(z) = \int_0^{\theta_{\max}} P^2(\theta) R(\theta) e^{(2jk_0 \cos \theta)} \sin \theta \cos \theta d\theta \quad (60)$$

k_0 : Nombre d'onde dans le liquide de couplage

z : Défocalisation

$R(\theta)$: Pouvoir réflecteur du matériau.

$P(\theta)$: Fonction pupille (est propre à chaque lentille. Elle prend en compte tous ses paramètres).

III-9-2.Traitement de la signature acoustique $V(z)$

La signature acoustique $V(z)$ peut être traitée de différentes façons.

- * calculer la réponse de la lentille
- * effectuer une transformation de Fourier rapide (FFT)
- * effectuer un fenêtrage

L'une des méthodes utilisées pour le traitement du $V(z)$ est la transformée de Fourier (FFT) qui est présentée.

III.9.3. Transformé de Fourier rapide (FFT) :

Ce cas est unique lorsque l'onde acoustique transversale se propage plus rapidement dans la couche que dans le substrat. On peut en déduire qu'un seul mode est produit, celui de Rayleigh. La vitesse de ce mode peut être déterminée en mesurant directement Δz du graphe de la signature acoustique $V(z)$, puis en calculant la vitesse de Rayleigh en utilisant l'équation.

$$V(z) = \int_0^{\theta_{\max}} P^2(\theta) R(\theta) e^{(2jk_0 \cos \theta)} \sin \theta \cos \theta d\theta \quad (61)$$

D'autre part, cette période Δz peut être également calculée à partir de la relation suivant :

$$\Delta z = \frac{V_{\text{liq}}}{2f(1 - \cos \theta_R)} \quad (62)$$

Lorsque la vitesse transversale de la couche est identique ou inférieure à celle du substrat, le signal $V(z)$ aura plusieurs périodes. Dans ce contexte, il est possible de concevoir diverses formes de surface.

Pour déterminer la période directement à partir du $V(z)$. Afin de résoudre ce problème, une analyse spectrale du signal $V(z)$ est effectuée. L'une des techniques les plus répandues et couramment employées pour le traitement numérique du $V(z)$ est la transformation de Fourier rapide (FFT). L'utilisation de ce traitement permet de repérer les diverses façons de propager l'onde acoustique. De cette manière, il est possible d'évaluer les vitesses de propagation des ondes surfaces et de volumes. La vitesse de Rayleigh peut également être déterminée en utilisant la loi de VICKTOROV [31]:

$$V_R = V_T \frac{\left(0.718 - \left(\frac{V_T}{V_L}\right)^2\right)}{\left(0.750 - \left(\frac{V_T}{V_L}\right)^2\right)} \quad (63)$$

III.10. Conclusion.

Ce chapitre nous a donné une vue d'ensemble des divers modes de propagation des ondes et de les caractériser à l'aide de la technique ultrasonore. Il est possible de mesurer les paramètres élastiques des matériaux en utilisant ces différents

modes (longitudinale, transversale et surface). Après avoir montré dans ce chapitre les généralités on présente les résultats expérimentaux obtenus pour l'AMF CuZnAl (4%).

Chapitre IV

RÉSULTATS EXPÉRIMENTAUX & DISCUSSIONS

IV. Introduction

Ce chapitre concerne les résultats expérimentaux obtenus durant le travail de thèse. Il est scindé en plusieurs parties. La première concerne la détermination des pourcentages d'aluminium dans le CuZnAl à l'aide de la microscopie électronique à balayage (MeB). Cette partie nous a permis de choisir l'échantillon que l'on caractérise par la suite par des techniques non destructives. Dans la deuxième partie les points de transformation A_s , A_f , M_s et M_f sont identifiés à l'aide de la technique de la calorimétrie différentielle à balayage (DSC) et ensuite on fait des images optique pour voir les différentes états de phases (austénite, martensite et état mixte). Les points de transformations servent à déterminer les différentes vitesses de propagations. Dans la troisième partie on présente l'étude par spectroscopie vibrationnelle que l'on a effectuée au laboratoire LMA-CNRS-Marseille (Laboratoire de mécanique et acoustique). Ensuite on montre les résultats de mesures effectués sur un échantillon CuZnAl à 4%. Ce qui nous permet de corréler ses résultats avec ceux deux premières parties. Notre travail est réalisé en se basant sur les traitements thermiques. Les paramètres élastiques (E, G) peuvent être calculés en utilisant les vitesses de propagations des ondes en fonction de la température. De plus, il est possible de modéliser les signatures acoustiques $V(z)$ et le coefficient de réflexion $R(\theta)$ du CuZnAl à 4% d'aluminium pour les différentes phases (austénite, martensite et état mixte).

IV.1. Techniques de caractérisations:

IV.1.1. Microscopie électronique à balayage (MEB)

On utilise le microscope électronique à balayage de type **Fei model quanta 250** (ENSMM, Annaba), qui nous permet d'observer des détails de surface. On fait une analyse chimique par le mode **EDX** (spectroscopie à dispersion d'énergie) pour confirmer la composition d'Al dans l'alliage du CuZnAl et montrer la morphologie de ce matériau.

IV.1.2. Principe de la microscopie électronique à balayage

Le microscope fonctionne à partir de l'émission d'électrons produits par la cathode et de la détection de signaux provenant de l'interaction de ces électrons avec l'échantillon. Au cours de cette interaction, les électrons du faisceau perdent de l'énergie en raison de nombreuses collisions avec les atomes du matériau, ce qui entraîne plusieurs phénomènes secondaires [32, 33].



Figure IV. 1: Microscope électronique à balayage (MEB).

La topographie de surface peut être observée à l'aide de détecteurs d'électrons secondaires, tandis que les détecteurs d'électrons rétrodiffusés permettent d'obtenir des images à contraste chimique. Lorsque l'on travaille en mode électron secondaire, on peut constater certaines inclusions dans l'alliage. L'étude des modèles de rétrodiffusion révèle divers aspects de la microstructure de nos échantillons. Les phases riches en éléments lourds apparaissent claires, tandis que les phases composées principalement d'éléments légers apparaissent plus sombres. La figure VI.2 montre l'ensemble des rayonnements pouvant être émis lors de l'interaction du faisceau électronique avec l'échantillon

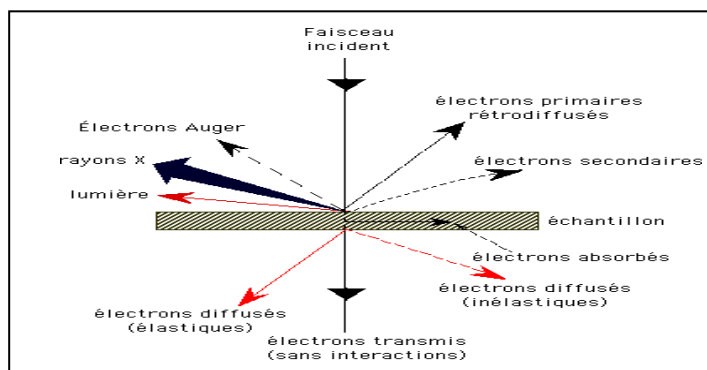


Figure IV. 2: Diagramme schématique du microscope électronique à balayage.

On a effectué des observations en utilisant le (MEB) de plusieurs échantillons numérotés comme suit (CuZnAl(2)-CuZnAl(3)-CuZnAl (6). Par la suite on a étudié la

morphologie globale et la composition chimique à l'échelle micrométrique par EDX (Energy Dispersive X-ray Spectroscopy) pour obtenir des renseignements concernant les phases. Afin d'obtenir davantage de précisions et de détails de la forme et la composition. Ceci confirme les résultats obtenus par microscopie optique sur les figures VI.(3,4,5). Les trois échantillons de l'alliage CuZnAl (2-3-6) ont été analysés chimiquement par EDS en plusieurs points précis. Cela permet de déterminer la masse de chaque phase (phase mixte, austénite, martensite), ainsi que la masse et la composition atomique ainsi que la composition globale de l'alliage montré dans les tableaux VI. (1, 2,3). le résultat obtenu par EDX de l'échantillon 2 et l'image obtenu par MEB dont l'état est martensitique sont représenté sur la figure ci-dessous.

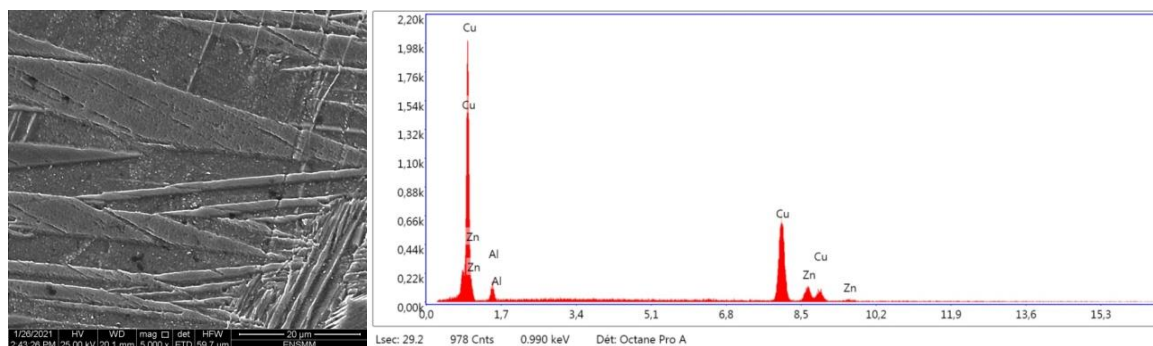


Figure IV. 3: Image MEB obtenu après traitement thermique de l'échantillon 2.

Le tableau suivant le pourcentage d'aluminium dans l'échantillon numéro2 qui est de 4%.

| Elément | % de masse | % atomique | Intensité total | Erreur % | Ms |
|---------|------------|------------|-----------------|----------|----|
| AlK | 4,08 | 9,17 | 39,29 | 0,41 | 40 |
| CuK | 70,38 | 67,15 | 344,72 | 0,43 | |
| ZnK | 25,54 | 23,68 | 58,76 | 0,91 | |

Tableau IV. 1: différentes composition de l'échantillon (02)

On représente dans la figure ci-dessous l'image et L'EDX de l'échantillon 3 ainsi que le tableau de composition de cet échantillon . On remarque d'après l'image obtenu que c'est un état austénitique.

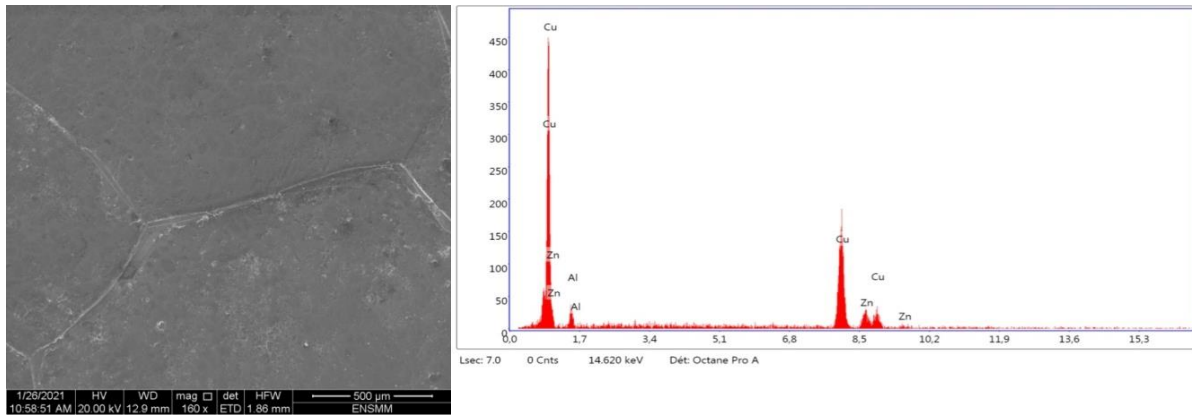


Figure IV. 4:Image MEB obtenu après traitement thermique (homogénéisation) de l'échantillon 3

| Elément | % de masse | % atomique | Intensité total | Erreur % | Ms |
|---------|------------|------------|-----------------|----------|-----|
| AlK | 3,61 | 8,17 | 35,55 | 1,05 | - 3 |
| CuK | 65,74 | 68,44 | 340,81 | 0,81 | |
| ZnK | 27,35 | 26,10 | 56,61 | 0,61 | |

Tableau IV. 2:différentes composition de l'échantillon 03

Pour l'échantillon 6 la figure IV.5 montre que l'état est mixte (austénite et martensite) et les résultats de composition sont confinés dans le tableau IV.3

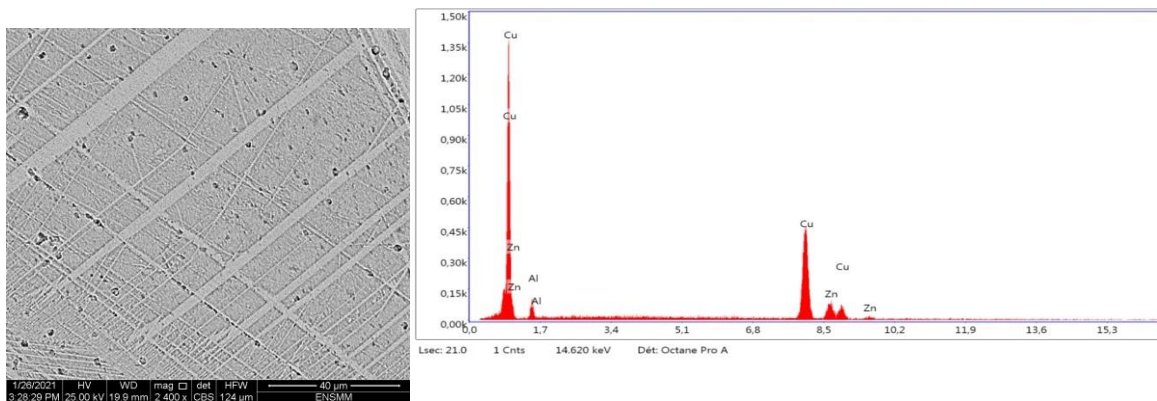


Figure IV. 5:Image MEB obtenu après traitement thermique (Homogénéisation 15 min à 850°C) de l'échantillon 6

| Elément | % de masse | % atomique | Intensité total | Erreur % | Ms |
|---------|------------|------------|-----------------|----------|----|
| AlK | 4,00 | 9,00 | 36,05 | 0,59 | 11 |
| CuK | 66,76 | 69,87 | 378,84 | 0,17 | |
| ZnK | 24,26 | 26,13 | 69,91 | 0,86 | |

Tableau IV. 3: différentes composition de l'échantillon 06

D'après les résultats obtenus des tableaux (3, 1,2) les échantillons ont une composition de 4% et sont dans des phases différentes.

IV.2. Calorimétrie différentielle à balayage (DSC) :

La calorimétrie différentielle consiste à mesurer le flux de chaleur lié à une transformation physique (ici, transformation martensitique). Son utilité réside dans la détermination du début et de la fin de l'échange d'énergie (réaction endothermique ou exothermique) ainsi que de l'énergie totale de ce transit de phase.

L'essai DSC vise principalement à évaluer les températures spécifiques de la transformation (Ms, Mf, As, Af,) des alliages à mémoire de forme (CuZnAl).

IV.2.1. Le principe de fonctionnement :

Lors du chauffage ou le refroidissement, l'instrument impose une différence de température entre l'échantillon à analyser et la référence (creuset vide).

Le balayage en température (a l'aide d'un gaz inerte «Argon»), permet de maintenir cette différence, le flux de la chaleur à fournir à chacun des deux creusets diffère selon la variation d'enthalpie de l'échantillon, sa capacité calorifique et des différentes résistances thermiques. Il résulte que la différence de température entre l'échantillon et la référence reste stable tant qu'aucune transformation de phase ne survient. Lors d'un changement de phase à l'état solide, il y a variation d'enthalpie qui se traduit par une variation de température [34].

Le dispositif utilisé est une DSC **SETARAM 131Evo** qui permet des variations en température entre -170°C et 700°C, on à utilisé une température de sécurité de 500°C. Le cycle de chauffage/refroidissement est effectué entre -15 et 110°C avec une vitesse de 5°K/min. Ce dispositif est représenté dans la figure IV-6.



Figure IV. 6:DSC SETARAM 131 Evo

Après avoir effectué des cycles de chauffage / refroidissement entre 100°C et -20°C avec une vitesse de $5^{\circ}\text{C}/\text{min}$. Afin d'assurer le refroidissement on utilise l'azote liquide. Ensuite on représente les différents thermogrammes obtenus sur les figures ci-dessous pour les trois échantillons.

IV.2.2. Thermogrammes obtenus par calorimétrie différentielle à balayage.

On utilise les trois échantillons du CuZnAl qui ont subi des traitements d'homogénéisation pendant 15 min à 850°C suivi d'une trempe à l'eau à 25°C pour obtenir la phase B et ensuite un revenu à 100°C pendant 1H et 1\2 H pour éliminée les défauts et les lacunes, ces échantillons sont dans des états différents (austénite-mixte-martensite) Les figures ci-dessous représentent les thermogrammes obtenus par DSC pour les échantillons (2, 3,6).

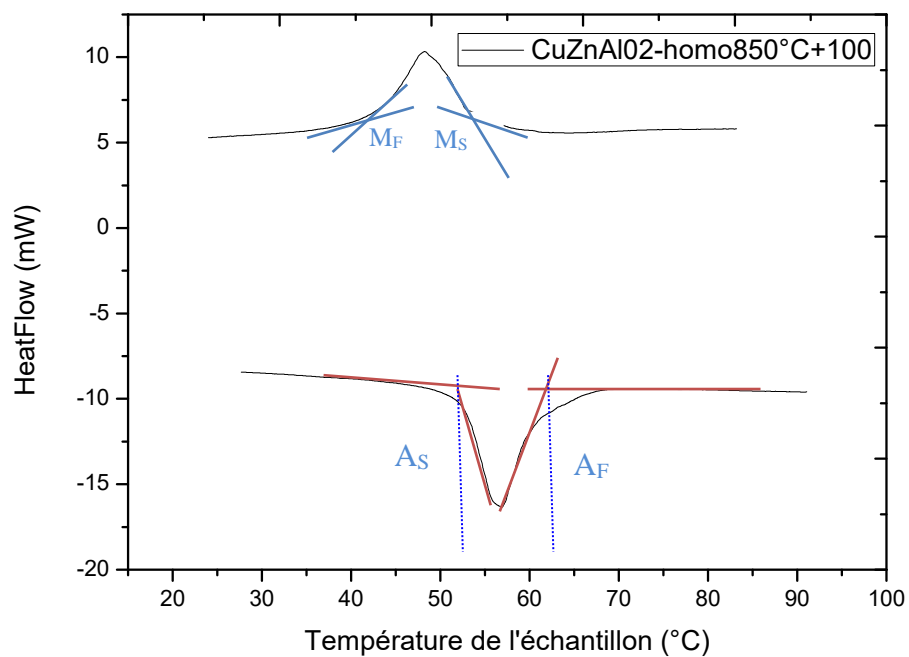


Figure IV. 7: Thermogrammes DSC de l'échantillon CuZnAl (2).

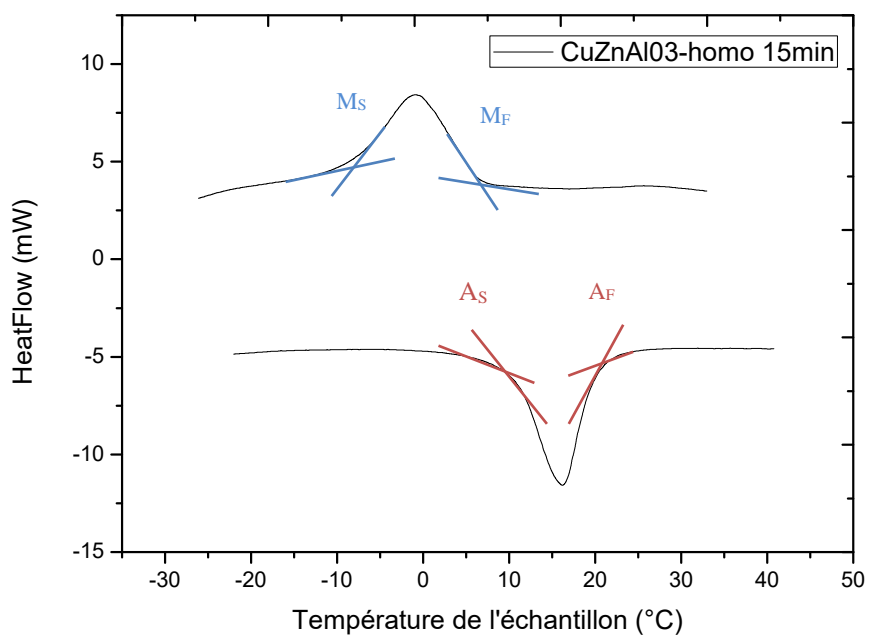


Figure IV. 8: Thermogrammes DSC de l'échantillon CuZnAl (3).

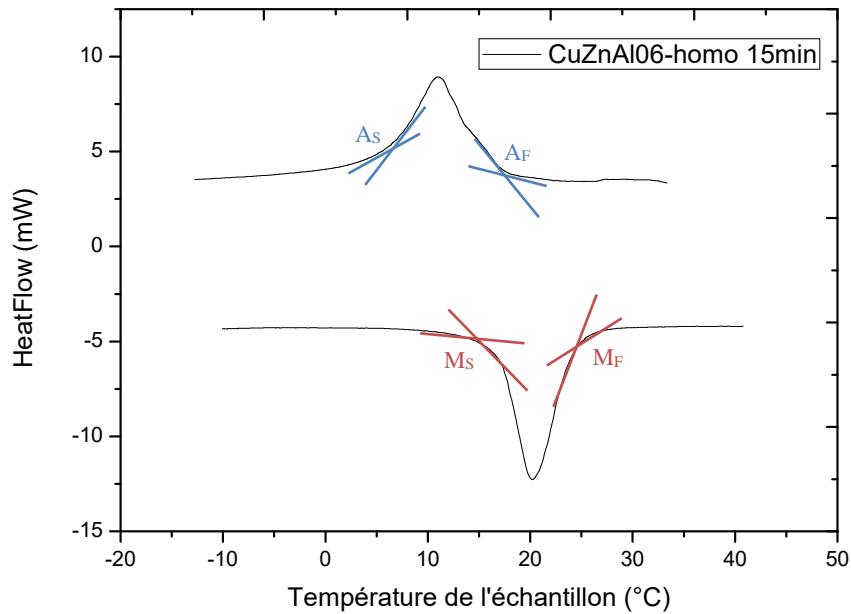


Figure IV. 9: Thermogrammes DSC de l'alliage CuZnAl 6.

A partir des courbes représentées dans les figures IV. (7, 8,9) on observe que les trois échantillons de l'alliage CuZnAl représentent des pics endothermiques au cours du chauffage, la caractéristique de l'état de la phase est austénitique et les pics exothermiques au refroidissement correspondent à l'état de la phase martensitique.

Les points de transformations A_S , A_F , M_F , M_S obtenus d'après les mesures effectuées par DSC pour les trois échantillons sont confinés sur le tableau IV (4).

| Alliages | M_S | M_F | A_S | A_F |
|-----------------|-------------------------|-------------------------|-------------------------|-------------------------|
| CuZnAl(2) | 57 | 47 | 50 | 57 |
| CuZnAl(3) | 2 | -5 | 4 | 12 |
| CuZnAl(6) | 17 | 10 | 15 | 21 |

Tableau IV. 4: Les points de transformation des alliages (CuZnAl (2), CuZnAl (3), CuZnAl (6)).

On remarque d'après les résultats du tableau que :

- l'échantillon 2 est à l'état martensitique
- l'échantillon 3 est en phase austénitique.
- l'échantillon 6 est en phase mixte.

IV.3. Observation optique des structures austénite et martensite.

Ces échantillons ont été préparés pour l'étude microstructurale en utilisant une polisseuse électrolytique dont les disques sont de différentes tailles variant de (1200 à 4000). Ensuite un polissage est effectué avec du papier feutre et de la pate d'alumine pour obtenir une surface miroir. On fait subir aux échantillons une attaque chimique dont la composition est de 5 g de FeCl_3 +10 ml de HCL+100 ml H_2O pendant 20 s. Un traitement d'homogénéisation à 850 °C pendant 15 min doit être effectué dans un four tubulaire de type **Nabertherm (30 - 3000°C)** pour obtenir la phase B. Après cette préparation on utilise un microscope optique **Zeiss** de type **AXIO Imager.A2m** avec une caméra **AxioCam ICc5** afin d'obtenir les images des échantillons du CuZnAl (2, 3,6), qui sont représentées dans les Figures. IV.(10-11-12).

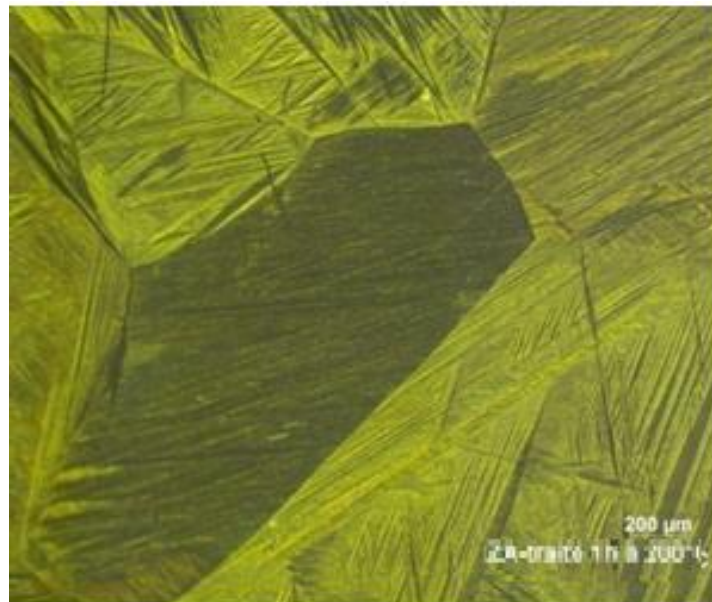


Figure IV. 10 : Microscope optique de l'échantillon CuZnAl 2 après une homogénéisation pendant 15 min à 850°C (état martensitique).



Figure IV. 11 : Microscope optique de l'échantillon CuZnAl 3 après une homogénéisation pendant 15 min à 850°C (état austénitique)[35].

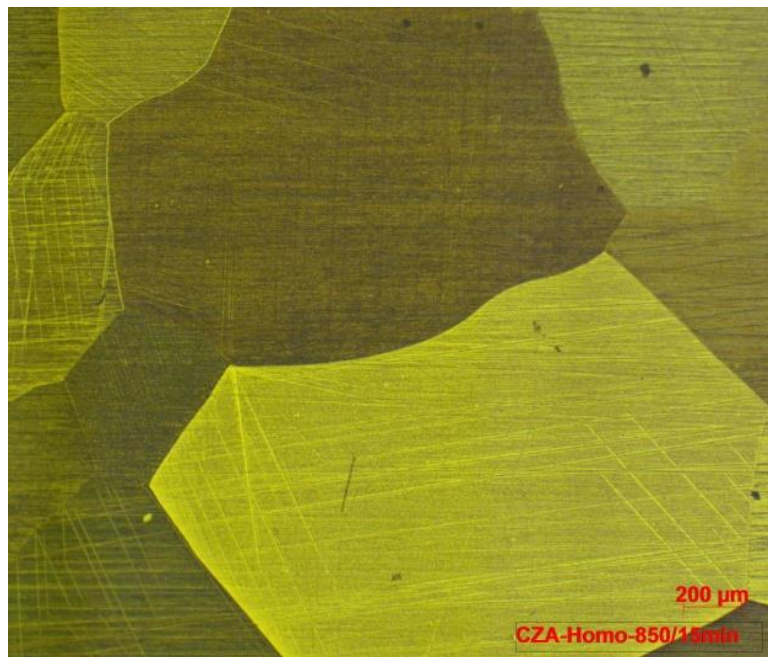


Figure IV. 12 : Micrographie optique de l'échantillon CuZnAl 6 après une homogénéisation pendant 15 min à 850°C (état mixte).

IV.4. Expérience de spectroscopie vibratoire linéaire et non linéaire.

On utilise deux transducteurs piézoélectriques qui ont la forme de disques minces et de même diamètre. On utilise un disque PZT comme excitateur et le deuxième comme capteur pour enregistrer la réponse spectrale des vibrations de l'échantillon bien poli placé entre eux. On remarque que l'on obtient une meilleure réponse pour les échantillons que l'on teste. La

figure 1 montre le schéma de configuration expérimentale (obtenu ou utilisé). Dans notre montage on utilise un amplificateur pour exciter le premier disque PZT par étapes de fréquences discrètes. On colle l'échantillon sur le disque par un ruban double face adhésif et suspendus pour avoir des vibrations sans contrainte. L'échantillon est excité en faisant un balayage en fréquence variant de 10-250Khz par pas de 150Hz. La réponse captée par le second disque PZT qui est relié a un amplificateur à faible bruit. Par la suite plusieurs mesures sont effectuées dans plusieurs directions dont le but est vérifié et confirmé la cohérence des données expérimentales obtenues. Figure (IV 13)

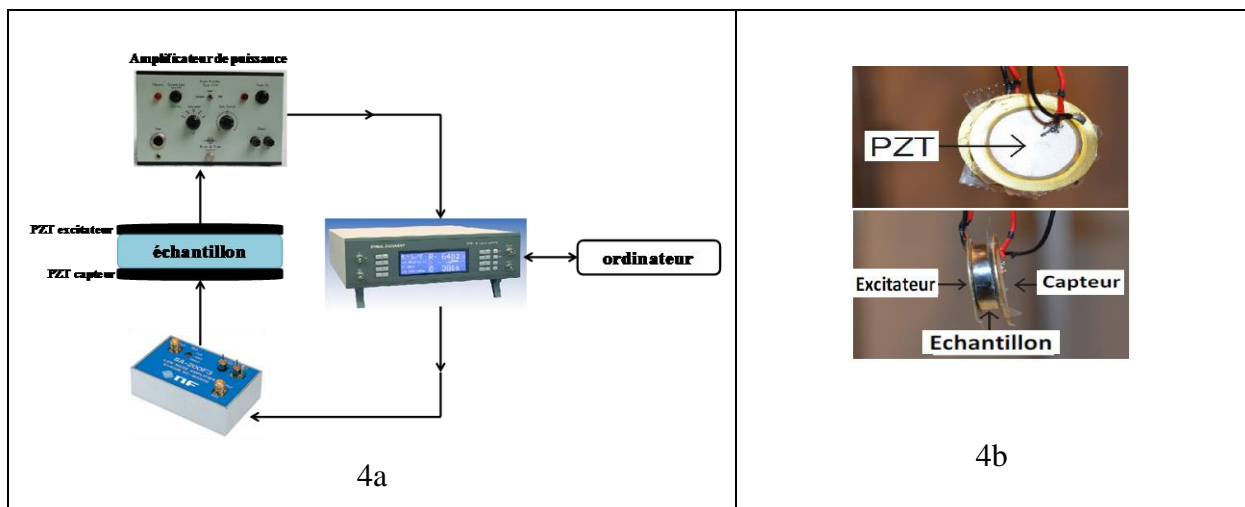


Figure IV. 13: Schéma synoptique du montage utilisé (4a) et la fixation des transducteurs piézoélectrique en mode transmission (4b).

IV.4.1.Modèles de vibrations pour les échantillons AMF du CuZnAl de différentes géométries 3D FEM.

Afin de calculer le module d'Young des alliages sous différentes forme, il était important d'identifier les modes de vibration auxquels correspondent les première et deuxième fréquences de résonance comme l'illustrent les formes des modes représentés sur les figures IV (15.16.17.). Les résultats obtenus du module de Young pour les différentes formes des échantillons du CuZnAl sont données par le programme Abaqus et Matlab figure IV (15.16.17) ou on montre les différentes vibrations longitudinale et transversale pour tous les échantillons.

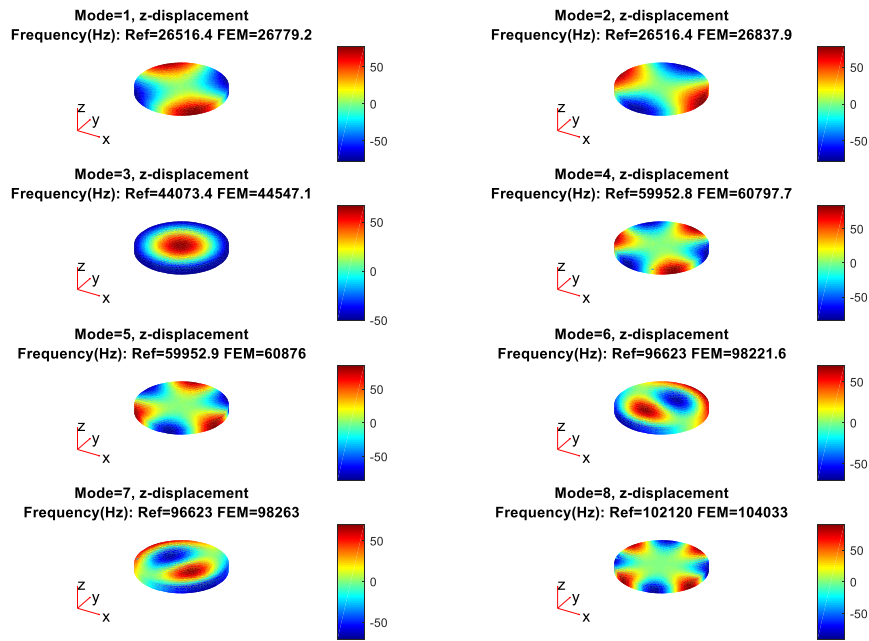


Figure IV.14 .: formes de mode reconstruites en se basant sur les données de spectroscopie de vibration 3D et FEM pour le CuZnAl (2).

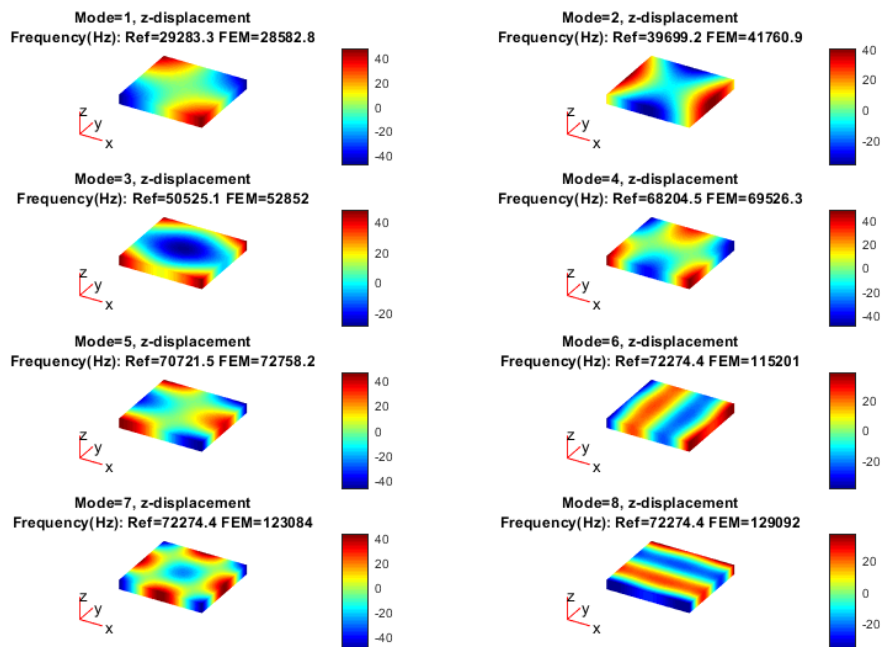


Figure IV. 15: formes de mode reconstruites en se basant sur les données de spectroscopie de vibration 3D et FEM pour le CuZnAl3

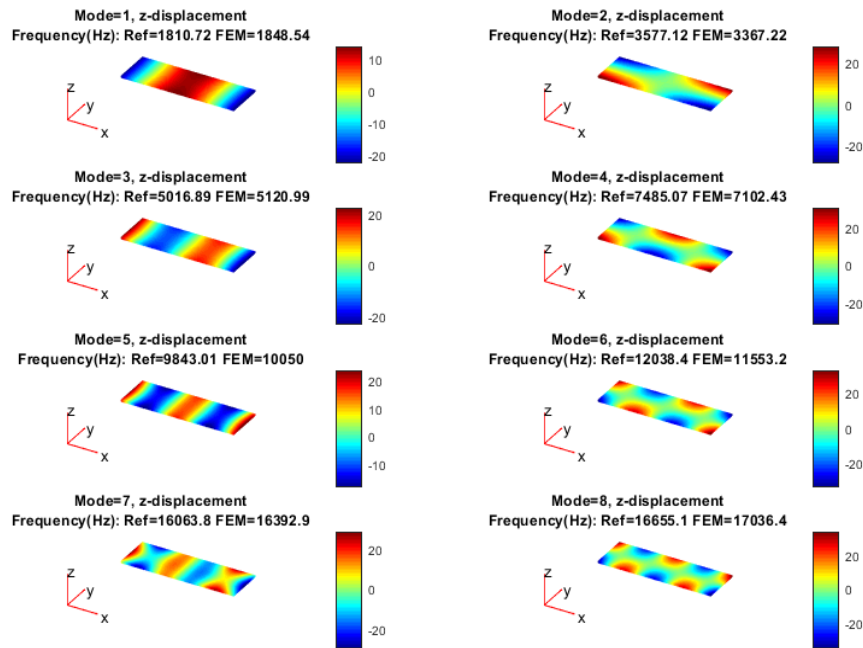


Figure IV16 .: formes de mode reconstruites en se basant sur les données de spectroscopie de vibration 3D et FEM pour le CuZnAl(6).

Les propriétés mécaniques du matériau AMF sont déterminées du calcul des différentes vitesses de propagation des ondes longitudinale et transversale à partir du temps de vol. Pour effectué ces mesures on utilise un transducteur qui fonctionne en mode réflexion. Les vitesses sont obtenues selon la relation (64) :

$$V_L = \frac{2e}{\Delta t} \quad (64)$$

Les figures IV (17, 18, 19) représentent les différents temps de vol des différents échantillons (2, 3,6) du CuZnAl. Le premier écho correspond à la face 1 de l'échantillon, tandis que le deuxième écho correspond à la face postérieure de l'échantillon, de même pour tous les autres échantillons. La figure IV(b) représente l'analyse des différents échos en fonction du programme Matlab de l'Analyzer idem pour les autres échantillons.

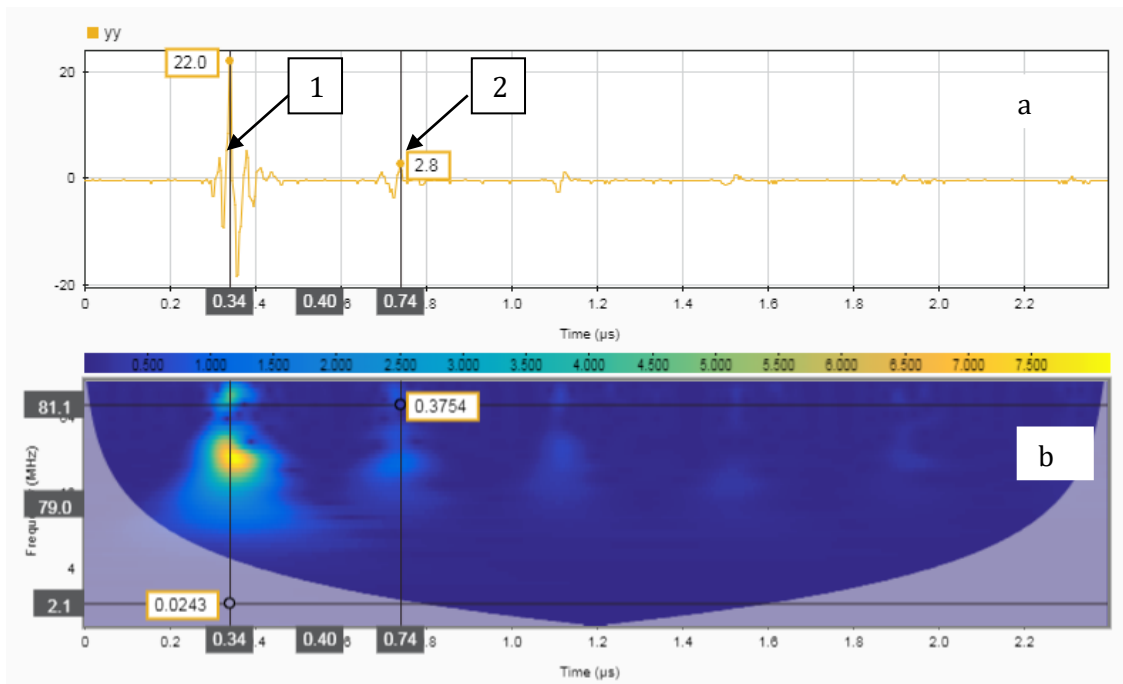


Figure IV. 17: Temps de vol du CuZnAl (02) et représentation des échos par l'Analyzer.

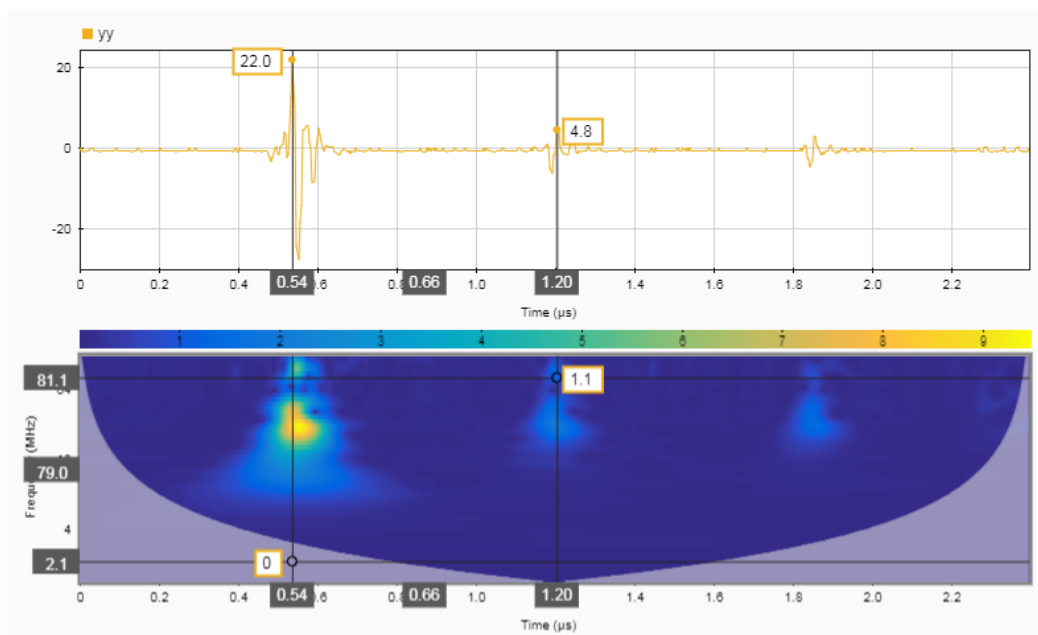


Figure IV. 18: Temps de vol du CuZnAl-(03) et représentation des échos par l'Analyzer.

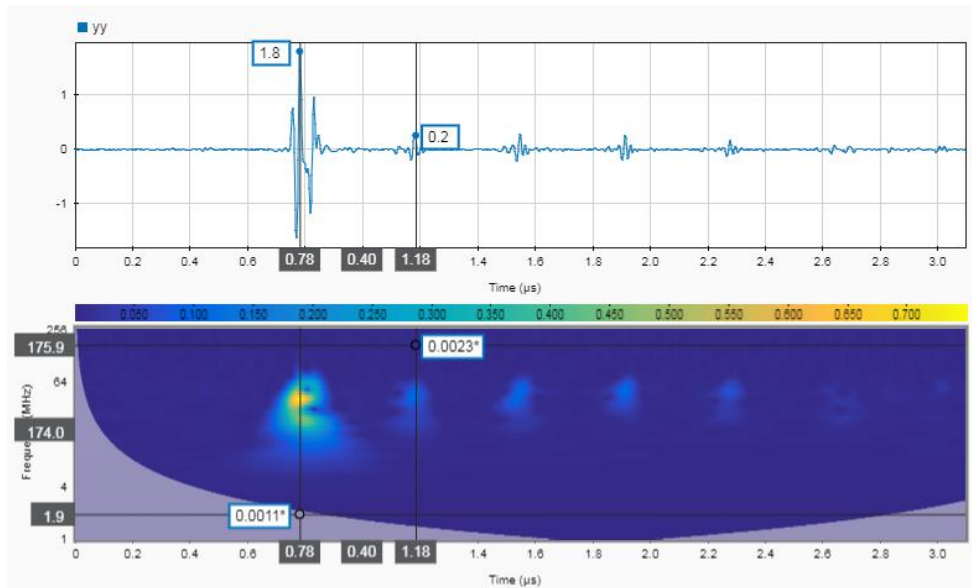


Figure IV. 19: Temps de vol du CuZnAl-(06) et représentation des échos par l'Analyzer.

Les vitesses de propagation des ondes obtenues lors des expériences permettent d'obtenir les valeurs du module de Young E dans le cas de la spectroscopie vibrationnelle :
Ces résultats seront regroupés dans le tableau. IV. 5.

IV.4.2. Identification des modes de résonances

le spectre de vibration de la structure étudié permet de déterminer les différents modes de résonance donnés par les figures IV.(20,21,22) représentées ci-dessous dans une gamme fréquentielle allant de 10kHz à 250kHz à différentes amplitudes pour tous les échantillons. Il est toutefois important de signaler le chevauchement de certains modes au-delà de 200kHz. Par ailleurs, même pour ceux qui ne se chevauchent pas, notre étude fréquentielle ne peut dépasser 200 kHz et ce malgré la linéarité du dispositif expérimental.

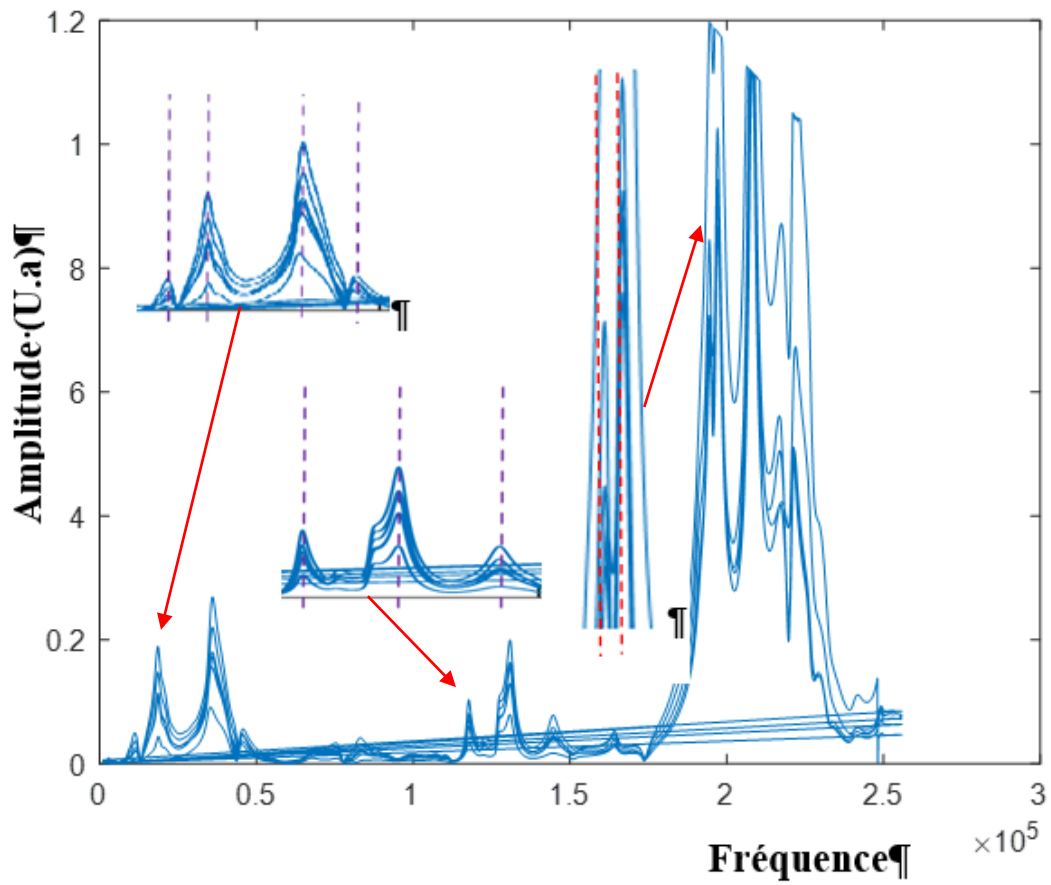


Figure IV. 20: Courbes spectroscopique de vibration du CuZnAl-02 pour différentes amplitudes (0.1-0.2-0.3-0.4-0.5)

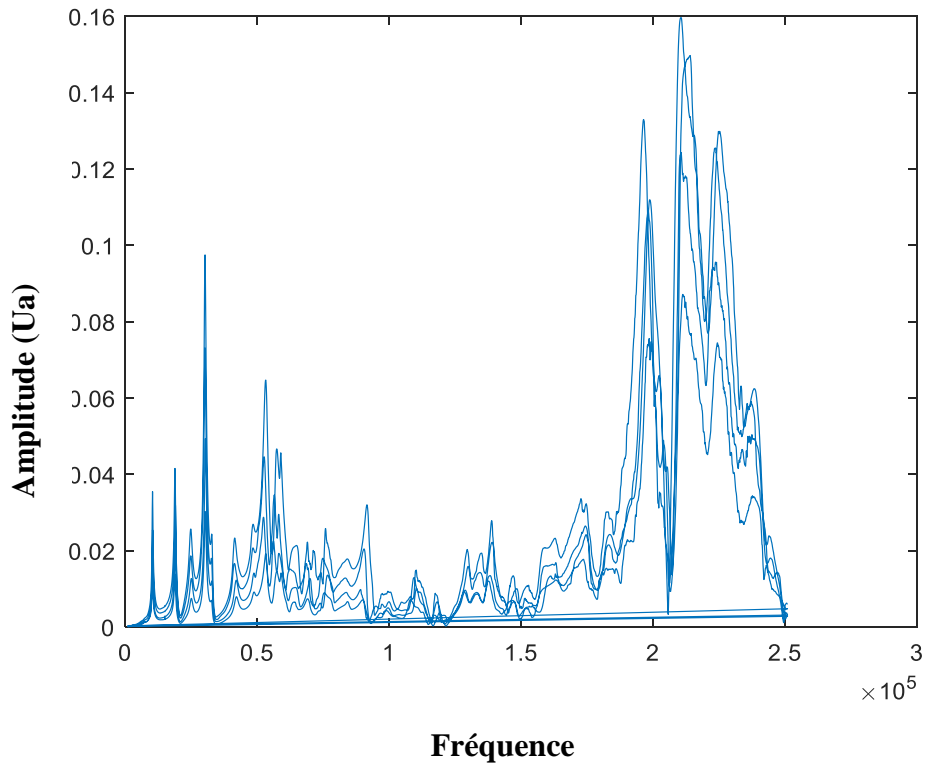


Figure IV. 21: Courbes spectroscopique de vibration du CuZnAl-(03) pour différentes amplitudes (0.1-0.2-0.3-0.4-0.5)

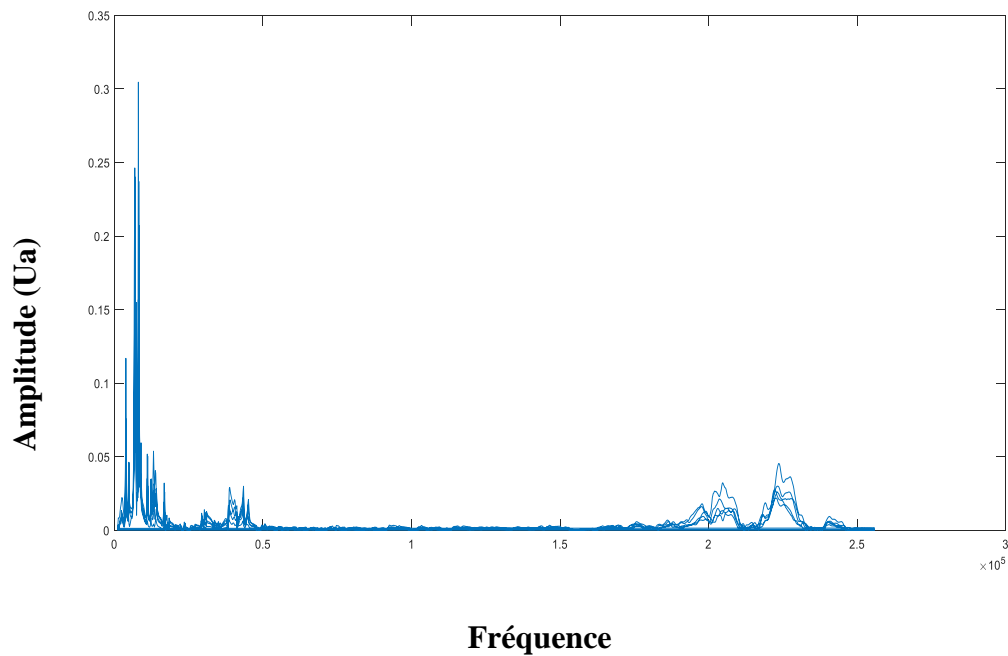


Figure IV. 22: Courbes spectroscopique de vibration du CuZnAl-06 à différentes amplitudes (0.1-0.2-0.3-0.4-0.5)

Pour l'utilisation de la technique non destructive qui est la microéchographie acoustique on choisit l'échantillon CuZnAl (3). Ce dernier montre pour le thermogramme de DSC que l'on peut mesurer les vitesses de propagation (longitudinale, transversale et de Rayleigh) dans l'intervalle de température de (-11°C jusqu'à 25°C). A partir de ses vitesses on calcul les paramètres élastiques du matériau (module de Young: E, le module de cisaillement: (G). Les résultats des mesures obtenus permettent ainsi de modéliser la signature acoustique $V(z)$ et le coefficient de réflexion $R(\theta)$ pour comparer les vitesses de Rayleigh obtenus modélisé et mesuré expérimentalement dans les différents états de phases (austénite, martensite et mixte).

IV.5.L'échographie ultrasonore :

L'échographie ultrasonore consiste à l'utilisation d'un transducteur qui émet une onde ultrasonore dans un fluide [5] en utilisant le dispositif suivant (Figure IV.22)

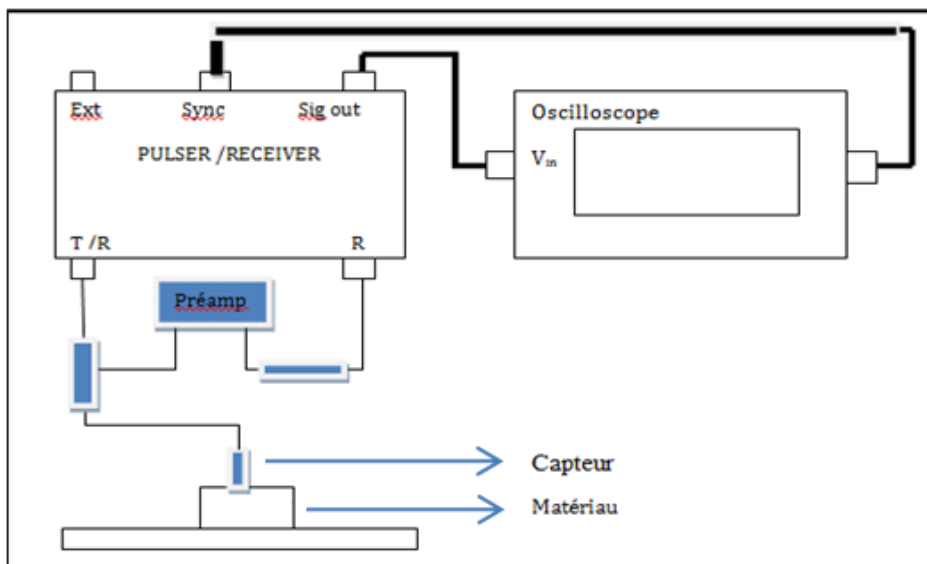


Figure IV. 23: Schéma de principe de l'échographie en mode de réflexion [35].

L'onde va entrer dans le matériau et une autre partie sera réfléchiée par l'interface, puis reçue par le transducteur, qui joue ainsi le rôle d'émetteur et de récepteur. On nomme écho de face avant ou écho d'interface le premier écho reçu par le transducteur (Figure IV.24).

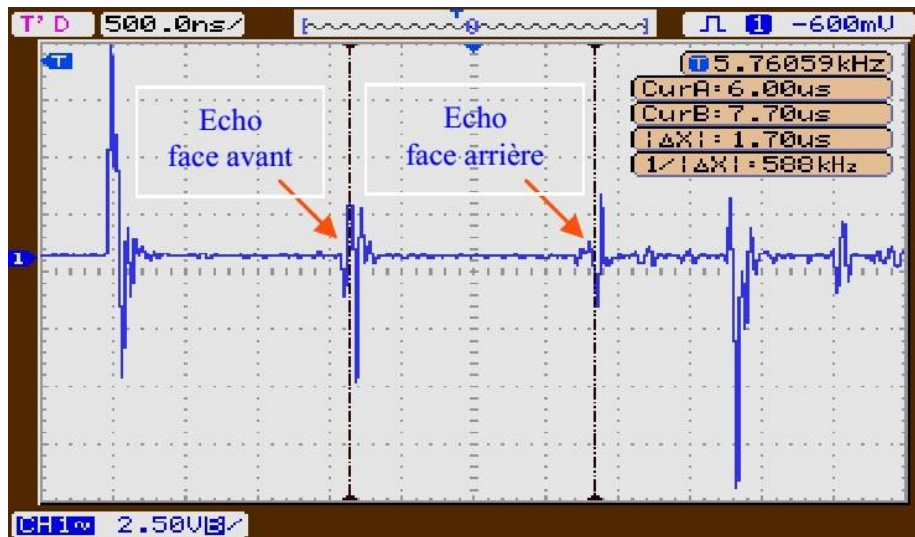


Figure IV. 24: Principe de microéchographie ultrasonore

L'écho reçu est donc un aller-retour de l'onde dans le matériau. La vitesse longitudinale et transversale peut être calculée en fonction du temps de parcours de l'onde " Δt " et de l'épaisseur " e " du matériau. Cela en découle les équations suivantes :

a) La vitesse longitudinale [36] est représentée par la relation suivante :

$$V_L = \frac{2e}{\Delta t} \quad (64)$$

b) La vitesse de l'onde transversale est mesurée de la même manière en utilisant le déplacement du capteur [37] qui permet de montrer le signal attribué aux ondes transversales.

On remarque que la vitesse longitudinale est supérieure à la vitesse transverse:

$$V_T \leq \frac{V_L}{\sqrt{2}} \quad (65)$$

Les résultats de mesure de ces vitesses permettent de calculer les paramètres élastiques (module de Young E , module de cisaillement) à partir des relations citées dans le chapitre 3.

On immerge l'échantillon dans le dispositif expérimental d'ultrasons avec un liquide de couplage (l'eau) à $T < M_f$ et on le laisse chauffer progressivement à $T > A_f$.

-puis on a étudié l'influence de ces traitements thermiques (avec ses différents états) sur les vitesses (longitudinale, Rayleigh) et les différents paramètres élastiques (E , G).

- Pour les trois états de phase de l'échantillon CuZnAl 3 (état austénitique et l'état mixte, état martensitique), on effectue plusieurs mesures en différents points et on obtient des résultats qui sont confinés dans le tableau IV.4.
- On remarque pour les trois états d'échantillon une différence des vitesses ce qui nous donnent des propriétés élastiques différentes.
- Une étude est faite en utilisant la technique microéchographie pour déterminer les différents points (M_F , M_S , A_S , A_F) à partir des vitesses expérimentales en fonction du chauffage ($V_L = F(T)$, $V_R = F(T)$).

IV.5.1. Variation des vitesses en fonction de la température.

La figure IV.25 ci-dessous montre l'évolution des vitesses longitudinale et transversale en fonction de la variation de température. On remarque que l'on a 3 états de phase et que le passage d'un état à un autre correspond aux résultats obtenus par DSC selon le tableau IV.4 de l'échantillon (3).

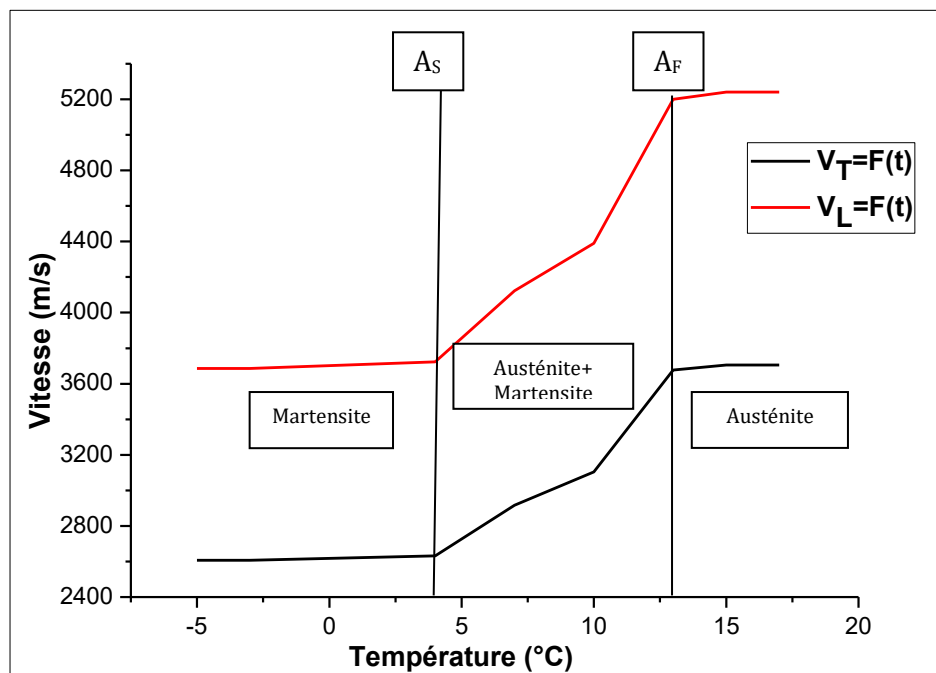


Figure IV. 25. Influence de la température sur les Vitesses (Longitudinale et transversale) [35].

IV.5.2. Variation des paramètres élastique E, G en fonction de la température.

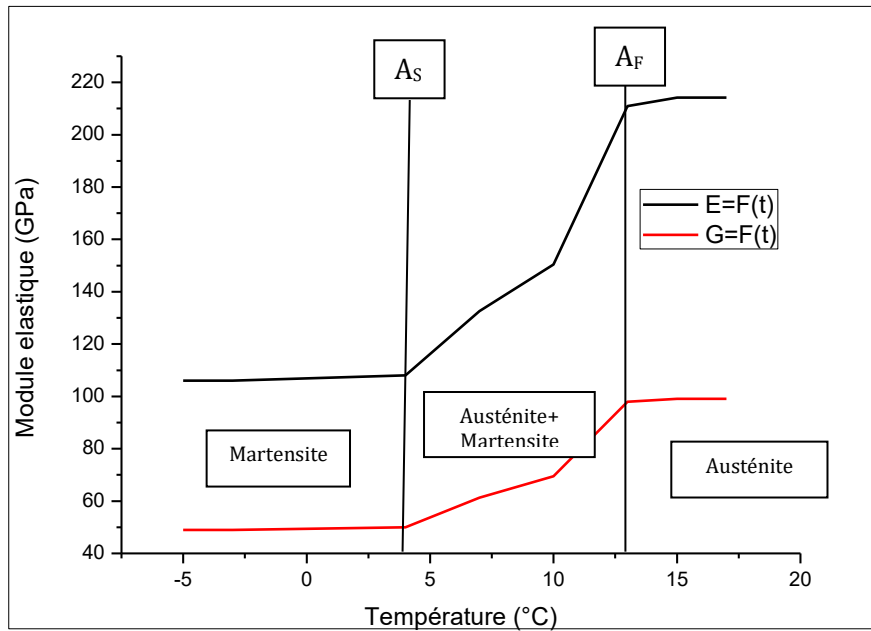


Figure IV. 26: Etude des paramètres élastiques (E, G) en fonction de la température.

On montre sur la figure IV.26 l'évolution des différents paramètres élastiques en fonction de la température. On remarque que les différents états de phase sont en bon accord avec ceux obtenus par DSC.

IV.6. Paramètres élastiques du CuZnAl (en phase austénite, martensitique, mixte):

| Échantillon CuZnAl | états | V_L (m/s) | V_T (m/s) | ρ | E (GPa) | E^* (GPa) | G (GPa) |
|-----------------------|-------------------------|-------------|-------------|--------|------------|----------------|------------|
| | l'état Austénitique | 5240.96 | 2830.12 | 7400 | 203.26 | 188.81 | 78.78 |
| | L'état mixte | 4390.7 | 2370.98 | 7400 | 142.65 | | 55.29 |
| | l'état Martensitique | 3722.66 | 2010.24 | 7400 | 102.55 | | 39.74 |

Tableau IV. 5: Paramètres élastiques de l'échantillon CuZnAl [35].

On remarque dans le tableau 2 les valeurs de vitesses mesurées pour les trois états étudiés. Dans le cas de l'état martensitique la vitesse est inférieure à celle de l'état austénitique. Il est à noter que pour le résultat du module de Young E^* déterminé par la spectroscopie vibrationnelle est proche de celui obtenu par microéchographie dans l'état austénitique.

IV.7.Observation acoustique des structures austénitique et martensitique. :

Les structures de l'échantillon de CuZnAl(3) sont étudiées avec un microscope optique pour afficher les différents états de phase.

Les images de la figure (IV.27 (a, b ,c)) montrent différents états de phase pour l'échantillon cité précédemment. On peut observer qu'il se produit une transformation complète de la martensite à l'austénite. [35]



Figure IV. 27(a): Structure austénitique

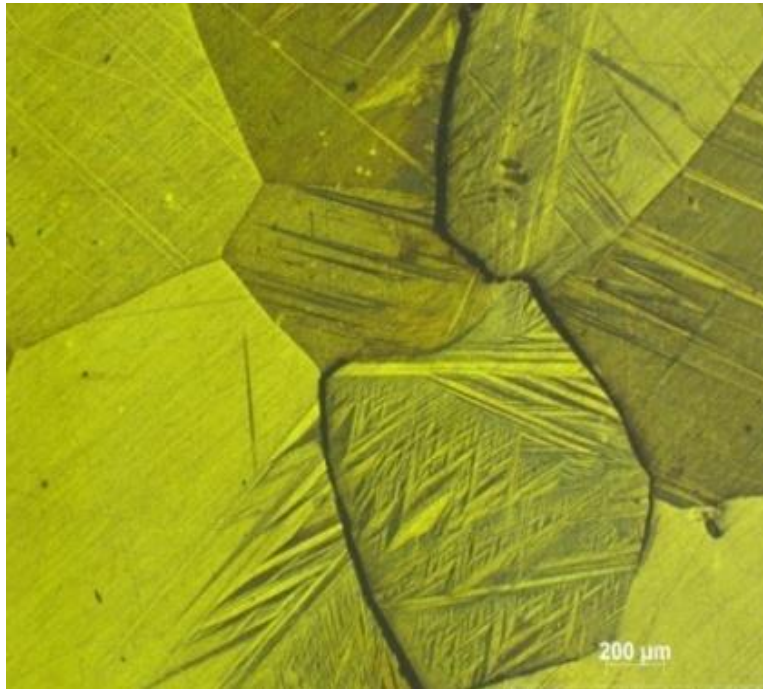


Figure IV.27(b) : Structure mixte (M+A)

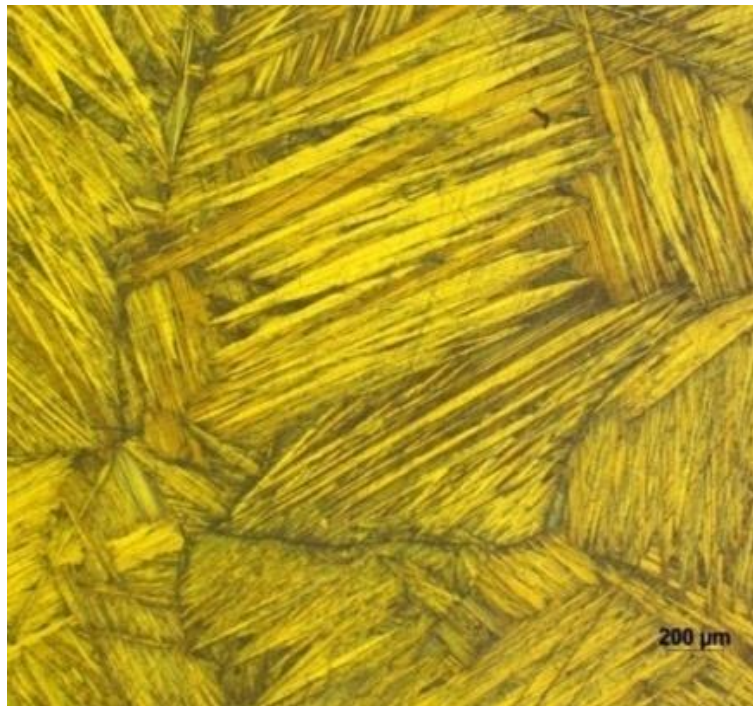


Figure IV.27(c): Structure martensitique

IV.8. Etude de la variation de la phase et de l'amplitude en fonction des états (austénite, mixte, martensite).

Cette partie est consacré a la modélisation du coefficient réflexion $R(\theta)$ et la signature acoustique $V(z)$ à partir des résultats expérimentaux obtenus des vitesses longitudinale et transversale en fonction des différents états [Austénitique-Mixte-Martensitique].

La figure IV.28 (a et b) montre le changement de la phase et de l'amplitude du coefficient de réflexion des échantillons Cu-Zn-Al pour une fréquence $f=50\text{MHZ}$.

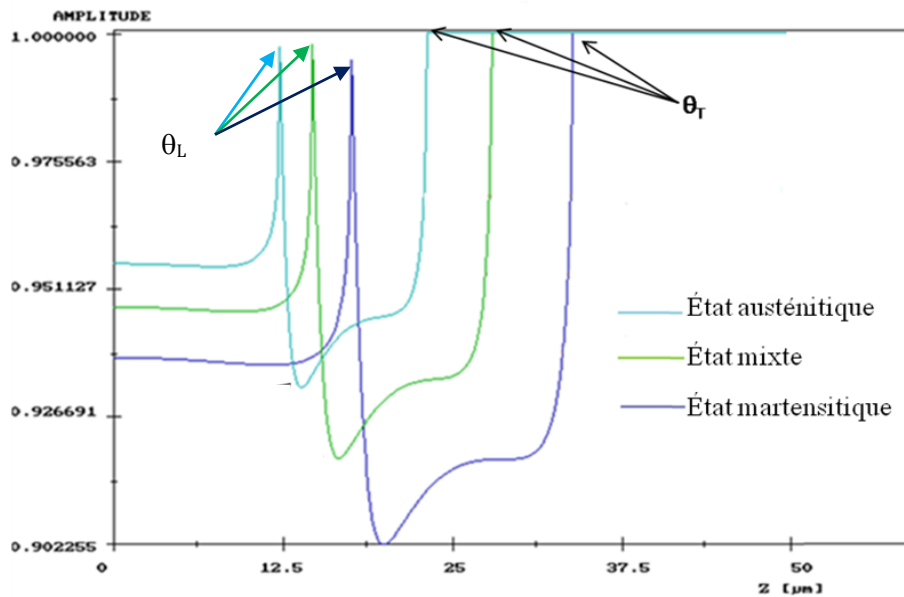


Figure IV. 28(a): Variations de la phase de l'alliage CuZnAl pour différents états thermiques[35].

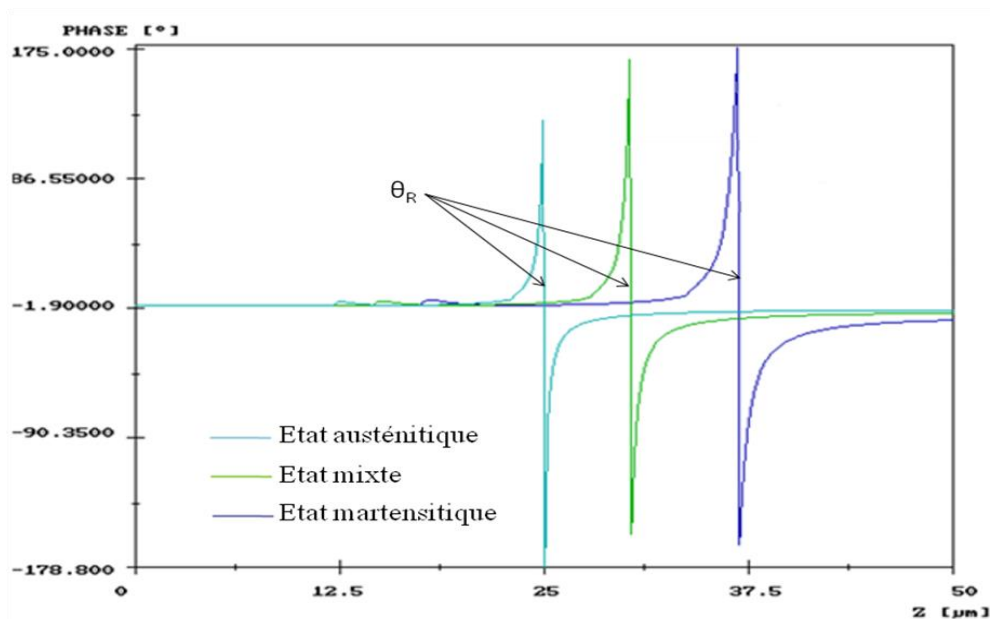


Figure IV.28(b) 1: Variations de l'amplitude du coefficient de réflexion $R(\theta)$ de l'alliage CuZnAl pour différents états thermiques [35].

On a pu quantifier l'effet des états sur nos échantillons de CuZnAl alliage à mémoire de forme. Dans l'état martensitique (phase 3) l'échantillon est à une température de -5°C ($T < M_f$) pendant 15s puis on lui chauffe à $M_s < T < A_s$ (phase 02 (mixte)). Pour le dernier état on élève la température à $T > A_s$ (phase 01 (austénitique)).

IV.8.1. Etude de la signature acoustique $V(z)$

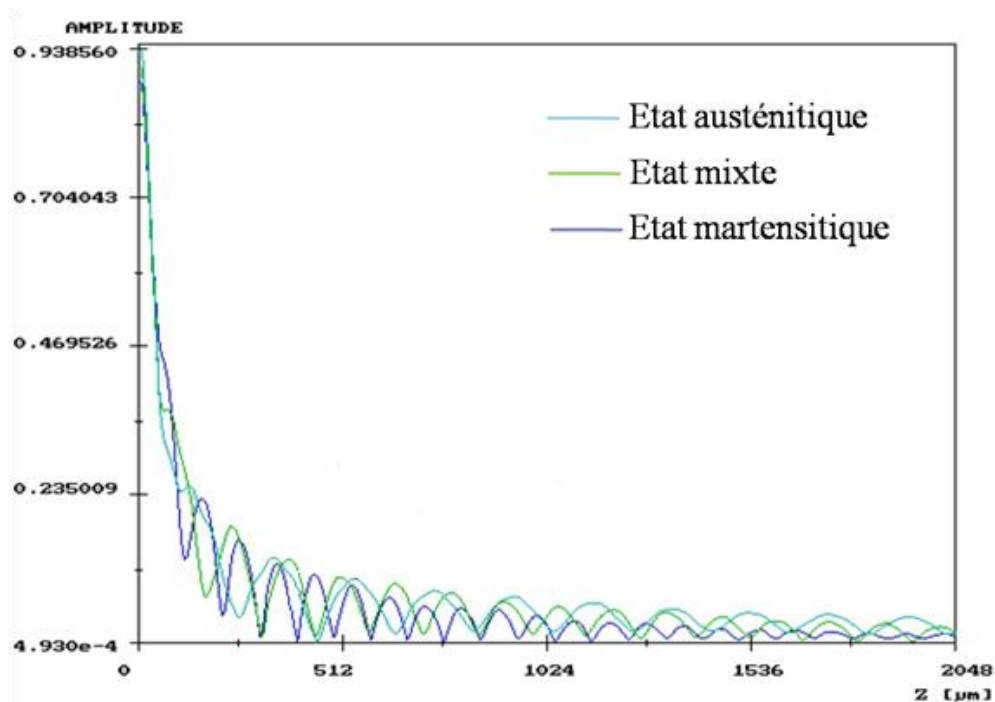


Figure IV. 29: Signature acoustique $V(z)$ de l'échantillon CuZnAl à différents états (austénite-martensite et mixte) $f=50\text{MHZ}$, $e=1\text{mm}$ [35].

Nous pouvons remarquer que toutes les signatures acoustiques $V(z)$ obtenues sont pseudopériodiques quel que soit l'état de l'échantillon. Nous pouvons également noter, que la pseudo-période " Δz " diffère pour les différents états ceci à une influence sur la vitesse de Rayleigh.

Et aussi on observe d'après ces courbes que la différence des états de notre échantillon a un effet sur la variation de la phase, d'amplitude et la signature acoustique $V(z)$.

IV.8.1.1. Vitesse de Rayleigh obtenue à partir du coefficient de réflexion :

Dans le tableau IV.(6), sont regroupées les vitesses de Rayleigh en fonction des différents états. On peut noter une légère différence, non significative, entre les trois valeurs de la vitesse de Rayleigh déterminée par les deux méthodes (VIKTOROV et expérimental)

| Échantillon CuZnAl | états | Angle critique | Viktorov (expérimental) | Snell – Descartes |
|--|---------------------------------|---------------------------|------------------------------------|------------------------------|
| Echantillon a l'état Austénitique | l'état Austénitique | 25 | 2633.24 | 2609.29 |
| | L'état mixte | 30.11 | 2206.04 | 2198.69 |
| | l'état Martensitique | 36.93 | 1870.79 | 1835.76 |

Tableau IV. 6: Vitesse de Rayleigh de l'échantillon CuZnAl à partir de l'angle critique [35]

CONCLUSION GÉNÉRALE

Les résultats de cette thèse concernent la détermination des vitesses de propagation des ondes (vitesse longitudinale, transverse et Rayleigh) en fonction des traitements réalisés sur l'échantillon de CuZnAl (3), ainsi que la détermination des paramètres élastiques pour trois états de phase (austénite, mixte et martensite). La vitesse de propagation de l'onde de surface Rayleigh pour les différents états de phase a été déterminée grâce à une modélisation du coefficient $R(\Theta)$ et de la signature acoustique $V(z)$ et à une comparaison avec les résultats expérimentaux obtenus à l'aide de la relation de Viktorov. Suite à cela on montre l'évolution des paramètres élastiques en fonction de la température.

REFERENCES

- [1]: **Cezar Henrique GONZALEZ** « Etude des comportements électro-thermomécaniques et de la stabilisation martensitique d'alliages monocristallins à mémoire de forme base cuivre »Thèse N°02 ISAL0019 Ecole Doctorale: Matériaux de Lyon (2002) pages 10-18-46-48/178.
- [2]: **Mohamed Lakhder SAHLI**, « Modélisation et contrôle de santé des matériaux composites hybrides à propriétés adaptables : Matériaux intelligents, sous l'effet des efforts extérieurs. », Thèse de doctorat en sciences de l'ingénieur en génie mécanique option construction université MENTOURI Constantine (2009) pages 50-65/194.
- [3]:**VINCENT DEMERS**, « Etude de l'influence des traitements thermomécaniques sur les propriétés des alliages à mémoire de forme Ti-50.0 at% Ni et Ti-50.7 at% Ni » Mémoire pour l'obtention de la maîtrise en génie mécanique M.Ing Ecole de technologie supérieure université du Québec Canada (2004) page 35-45/272.
- [4] **G. Nithyanandh, S.K. Yogeshwaran, S. Santosh**, «Preparation, characterization and dynamic mechanical analysis of CuZnAl shape memory alloys», Journal of Materials today, (2023).
URL <https://www.sciencedirect.com/journal/materials-todayproceedings/vol/72/part/P4>
- [5]: **G.Guenin** Technique de l'ingénieur, traité matériaux métalliques. Vol, M530, (1996) page 1/13.
- [6]: **Kenneth. Kanayo Alaneme, Eloho.AnitaOkotete**, « Reconciling viability and cost-effective shape memory alloy options – A review of copper and iron based shape memory metallic systems »,Engineering Science and Technology,Vol. 19, pp. 1582-1592, September 2016.
- [7] **P.Chowdhury, H.Sehitoglu**, « Deformation physics of shape memory alloys-fundamentals at atomistic frontier»,Prog.Mater Sci., 88(2017),pp. 49-88
URL [10.1016/j.pmatsci.2017.03.003](https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2017.03.003)
- [8] **C. Xiaomin, H. Feng, L.I. Na, W.U. Xingwen**, «Microstructure and shape memory effect of Cu–26.1Zn–4.8Al alloy», Univ Technol Mater Sci,(2008) .
URL <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2006.11.159>

- [9] : Rupa Dasgupta, Ashish Kumar Jain, Pravir Kumar, Shahadat Hussein, Abhishek Pandey, « Effect of alloying constituents on the martensitic phase formation in some Cu-based SMAs », Materials Research and Technology, Vol.3(3), pp.264-273, June 2014.
- [10] **E.Patoor, M. Berveiller**, technologie des alliages à mémoire de forme, Edition Hermes, Paris, thèse doctorat, EPFL Lausanne, (2000)
- [11] **J.Moh Jani, M.Leary, A.Subic, M.A.Gibson**, A review of shape memory alloy research, application and opportunities, Materials and Design (1980-2015) 56 (2014) 1078-1113.
URL <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2013.11.084>.
- [12] **Rupa Dasgupta, Ashish Kumar Jain, Pravir Kumar, Shahadat Hussein, Abhishek Pandey**, «Effect of alloying constituents on the martensitic phase formation in some Cu-based SMAs», Journal of materials research and technology,(2014).
URL <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2014.06.004>
- [13] **Yi Zhang and Erhard Hornbogen**, «Effects of Plastic Déformation of β -CuZnAl Shape Memory Alloys on Martensitic Transformation Cycles $\beta > \alpha$ », International Journal of Materials Research, (2021).
URL <https://doi.org/10.1515/ijmr-1987-780601>
- [14] **S. Y. Sokolov**
« An ultrasonic Microscope ».
J. Tech. Phys, Russie, 19, (1949), Pp. 271-273
- [15] **C. F. Quate, R. A. Lemons**
« Acoustic Microscope Scanning Version ».
Appl. Phys. Letters, 24, (1974), Pp. 193.
- [16] **.Attal, C.Amaudric Du chaffaute, K.Alami, H.Coelko.Mandes, A.Saied**
Rôle of coupling fluid in the acoustic signature $V(z)$. Electronics Letters, Vol.25 n° 24, pp.1625-1626,(1989).
- [16] **S. Y. Sokolov** « An ultrasonic Microscope ».J. Tech. Phys, Russie, 19, (1949), Pp. 271-273
- [17] **Cristiano. Costa. Domingues** «Conception de transducteurs acoustiques micro-usinés». (2024).These de doctorat de L'INPG, depuis theses.hal.science/tel-00009846/document
- [18] **D. Pandey, S. Pandey**, «Ultrasonics: à technique of material characterization», D. Dissanayake (Ed.), Acoustic Waves, InTech (2010), 10.5772/10153

- [19] **M.F. Ashby, R.H.Jones**, « Matériaux Propriétés et Application », Dunod, Paris, (1996)
- [20] **I. A. Victorov**, *In Rayleigh and Lamb waves, physical theory and application*, Plenum Press, New York, (1967).
- [21] V. Pagneux, A. Maurel, «Lamb wave propagation in elastic wave guides with variable thickness», Proc. R. Soc. A Math. Phys. Eng. Sci., 462 (2068) (2006), pp. 1315-1339
- [22] **J. Perdijon**, « Le contrôle non destructif par ultrasons », Traité des Nouvelles Technologies, Série Mécanique, Hermes, (1993)
- [23] **E Nyaguly¹, I Crăștiu¹, D Vlădaia¹, G Drăgănescu¹, S Stanciu¹ and L Bereteu**, «Détermination of Young's Modulus of Surface Coating Paint with Impulse Excitation Technique and Analysis of Laser Signals», Materials Science and Engineering, (2022).
[URL 10.1088/1757-899X/416/1/012022](https://doi.org/10.1088/1757-899X/416/1/012022)
- [24] **B. A. Auld**, Acoustic Fields and Waves, (Ed Joh Wiley), New York, (1973)
- [25] **P.V.Zinin**, Handbook of Elastic properties of solids, liquids and Gases, 1, (Ed.levy, Bass and Stern), Academic Press, New York, (2001), p.187
- [26] **D. Royer, E. Dieulesaint**, «Elastic Waves in Solids, vol I and II, Advanced texts in physics», Springer (2000)
- [27] T.-T. Wu; J.-S. Fang; G.-Y. Liu; M.-K. Kuo «Determination of elastic constants of a concrete specimen using transient elastic waves» , *J. Acoust. Soc. Am.* 98, 2142–2148 (1995)
- [28] T.Tahraoui, **Y.Boumaiza, A.Boudour**, *Ultrasonic study of the elastic properties of superconducting materials*, Optoelectronics and advanced materials - rapid communications, vol 4, (2010) , pp 1771-1774.
- [29] **J.-M.Zhang, Y. Zhang, k.-W.Xu, V.Ji**, « Young's modulus surface and Poisson's ratio curve for cubic metals », *Journal of physics and Chemistry of Solids* 68 (4) (2007) 503-510.
- [30] **Y.BOUMAIZA**, «Etude des propriétés élastiques du silicium poreux par microcaractérisation acoustique», Thèse de Doctorat d'état, Université Badji-Mokhtar, Annaba, Algérie, (2003)
- [31] **I. A. Viktorov**, Rayleigh and Lamb Waves, Plenum Press, New York (1967).
- [32] **Jacky RUSTE**, Microscopie Electronique à Balayage principe et équipement. *Techniques de l'ingénieur*, 2017
- [33] **F. Brisset, M. Repoux. J. Ruste, F. Grillon et F. Robaut** Microscopie électronique à balayage et microanalyses, *EDP sciences*, ISBN 878-275598-0082-7. 2008.

[34] **Jacques Philippon** Mission de la recherche et de la technologie. *Revue Française des Laboratoires*, 335, **2001**, 49-56.

[35] **C. Larbaoui, R. Benlachehi, A. Boudour, and Y. Boumaiza**

<<Characterization of a Shape-Memory Alloy Using Acoustic Techniques and Modelling of the Acoustic Signature $V(z)$ >> a international research journal metalphysics and advanced technologies, Volume 45, No. 10; pp 1179-1187 October 2023.

DOI: <https://doi.org/10.15407/mfint.45.10>

[36] **Z. Wang and A.M. Korsunsky**, Encyclopedia of smart materials (Esevier: 2022), p.239.

[37] **J. David and N. Cheeke**, Fundamentals and applications of ultrasonic Waves (Boka Raton: CRC Press: 2002).