



الجمهورية الجزائرية الديمقراطية الشعبية  
REPUBLIQUE ALGERIENNE DEMOCRATIQUE ET  
POPULAIRE



MINISTÈRE DE L'ENSEIGNEMENT SUPERIEUR  
ET DE LA RECHERCHE SCIENTIFIQUE

UNIVERSITE DJILLALI LIABES DE SIDI BEL ABBES  
FACULTE DES SCIENCES DE L'INGENIEUR

## Thèse de Doctorat

Présenté par: **BAKHTI Amine**

Pour l'obtention du grade de DOCTEUR EN SCIENCES

Option : Comportement mécanique des structures

### THEME

# Etude vibratoire d'un impact accidentel sur une plaque en matériau composite soumise aux conditions d'environnement

Devant le jury composé de :

REFFASSI Kaddour	Prof.	UDL-SBA	Président
AID Abdelkrim	Prof.	Univ-Mascara	Examinateur
BENHAMENA Ali	Prof.	Univ-Mascara	Examinateur
BOUZIANE Mohammed Mokhtar	M.C.A	Univ-Mascara	Examinateur
LOUSDAD Abdelkader	Prof.	UDL-SBA	Examinateur
BOUKHOULDA Farouk Benallel	Prof.	UDL-SBA	Directeur de thèse

**Année Universitaire: 2017-2018**

## *Remerciements*

*Je tiens à remercier :*

*En premier lieu, le Bon Dieu, le Tout Puissant, de m'avoir donné autant de courage, de patience et de volonté pour atteindre ce but.*

*Mon encadreur le professeur F.B. Boukhoulida, je lui exprime ici mon attachement et ma profonde reconnaissance de m'avoir proposé un sujet de recherche très riche puis de m'avoir laissé aller jusqu'au bout de mes idées.*

*Je remercie tous mes amis et collègues pour la motivation que leur amitié m'a apportée. Leur soutien, leur enthousiasme et leur sens de l'humour m'ont permis d'aller au bout de cette aventure qu'est la thèse.*

*Un grand merci à ma mère et toute ma famille pour tout ce qu'ils ont subi durant toute cette période.*

*J'adresse mes remerciements anticipés aux membres de jury de m'avoir honoré en acceptant d'examiner cette thèse.*

*Je n'oublierai pas non plus tous ceux qui, de près ou de loin, par leur compétence, leur aide technique et leurs conseils ont contribué à la réalisation de ce travail.*

**Résumé :**

L'objectif de cette étude est d'analyser les réponses vibratoires d'un impact entre un projectile en acier et une plaque composite de type verre/polyester soumise aux conditions hygrothermiques avec différents niveaux d'énergies. Grâce à un système d'acquisition, un traitement du signal des réponses vibratoires telles que la force de contact, l'accélération de l'impacteur et la vitesse de l'impacteur, est effectué dans le but de déduire les oscillations des réponses analysées. Les oscillations sont dues aux vibrations du système impacteur/structure. L'analyse des vibrations par le calcul de la transformée de fourrier appliquée aux oscillations de la force de contact permet de définir les fréquences de résonance de la plaque pour les différents niveaux d'énergies et pour les différents taux d'humidités absorbés par la plaque composite, et ce dans le but de déterminer leurs influences sur la fréquence. Le calcul de la FRF (fonction de réponse fréquentielle) à partir des réponses obtenues permet de déduire l'amortissement du matériau composite impacté pour des éprouvettes vieilles et non vieilles hygrothermiquement.

Cette étude vibratoire a mis en évidence quantitativement l'influence du vieillissement hygrothermique sur les réponses vibratoires de la plaque composite (force de contact, accélération, vitesse, fréquence de résonance et coefficient d'amortissement).

**Mots clés :** Composites stratifiés, impact, vibrations, environnement hygrothermique, fréquence, amortissement.

## Abstract:

The objective of the present work is an analysis of vibratory responses due to the impact of projectile in steel against a glass/polyester composite material under hygrothermal conditions with different energy levels. In the first part of this study, by means of a data acquisition system, a signal processing analysis of the vibratory answers such as the force of contact, the acceleration and the velocity of the impactor is carried out in order to deduce the oscillations of the responses. These are generated by the vibrations induced by the contact between the plate and the impactor.

The analysis of the vibrations by the calculation of the Fast Fourier Transform applied to the oscillations of the contact force allows to defining the resonance frequencies of the plate for the different energy levels and the various rate of moisture absorptive by the composite plate. and this with an aim of determining their influences on the frequency. The measure of the Frequency Response Functions (FRF) from the obtained responses allows the determination of the damping of the impacted composite material for aged and non-aged plate.

This vibratory study highlighted quantitatively the influence of hygrothermal aging on the vibratory answers of the composite plate (force of contact, acceleration, velocity, frequency of resonance and damping factor).

**Key words:** Laminated composites, impact, vibrations, hygrothermal environmental, frequency, and damping.

## ملخص:

الهدف من هذه الدراسة هو تحليل الاستجابات الاهتزازية من تأثير اصطدام بين قذيفة من الحديد الصلب و صفيحة مركبة ذات الزجاج / البوليستر معرضة للظروف الحرارية والرطوبة مع مختلف مستويات الطاقة. عن طريق نظام الاستحواذ، يتم معالجة إشارات استجابات الاهتزازات مثل قوة الاصطدام، تسارع وسرعة القذيفة من أجل استنتاج التذبذبات من الاستجابات التي تم تحليلها. التذبذبات ناتجة عن اهتزازات نظام قذيفة / صفيحة. تحليل الاهتزازات عن طريق حساب تحويل فورييه المطبقة على تذبذبات قوة الاصطدام تسمح باستنتاج ترددات رنين الصفيحة لمختلف مستويات الطاقة ومختلف معدل الرطوبة الممتصة من قبل الصفيحة المركبة، من أجل تحديد تأثيرها على التردد. حساب (وظيفة استجابة التردد) من منطلق الاستجابات المحصل عليها تمكن من استنتاج تخامد المواد المركبة المصطدمة للصفحة الممتصة للماء و الغير ممتصة.

وأظهرت هذه الدراسة مدى تأثير الرطوبة الحرارية على استجابات الاهتزازات للصفحة المركبة (قوة الاصطدام ، التسارع، السرعة، تردد الرنين ومعامل التخامد).

الكلمات المفتاحية : الصفيحة المركبة ، الاصطدام ، الاهتزازات، بيئة الحرارة و الرطوبة، التردد، التخامد.

**Liste des figures**

Fig. 1. 1. Matériau composite.....	4
Fig. 1. 2. Classification des matériaux composites [3].....	6
Fig. 1. 3. Classification des renforts [4]. ....	7
Fig. 1. 4. Composite stratifié .....	13
Fig. 1. 5. Construction d'un stratifié. ....	14
Fig. 1. 6. Désignation d'un stratifié.....	14
Fig. 1. 7. Convention de signe pour la désignation des stratifiés.....	15
Fig. 1. 8. Élément plaque.....	16
Fig. 1. 9. Élément stratifié. ....	18
Fig. 1. 10. Directions principales : a) d'un matériau unidirectionnel, b) d'un matériau à renfort tissu.....	18
Fig. 1. 11. Stratifié hors axes.....	24
Fig. 1. 12. Schéma d'un chargement longitudinal dans la direction des fibres.....	29
Fig. 1. 13. Schéma d'un chargement transverse à la direction des fibres. ....	30
Fig. 1. 14. Schéma d'un chargement en cisaillement longitudinal.....	32
Fig. 2. 1. Évolution d'une propriété (par exemple mécanique) d'un polymère hydrophile en fonction du temps d'exposition au milieu humide [32].....	36
Fig. 2. 2. Schéma de la plastification d'une macromolécule [32]. ....	38
Fig. 2. 3. Schéma des étapes successives de la formation d'une cloque [32]. ....	39
Fig. 2. 4. Principe et conséquences de l'extraction ionique [44]. ....	41
Fig. 2. 5. Théorie des volumes libres [49].....	42
Fig. 2. 6. Approche moléculaire [49]. ....	42
Fig. 2. 7. Cinétique de diffusion de l'eau dans un matériau polymère [50]. ....	43
Fig. 2. 8. Courbe de diffusion de type Fick.....	45
Fig. 2. 9. Courbes schématiques représentatives de quatre catégories de cinétiques d'absorption d'eau non fickienne [54]. ....	46
Fig. 2. 10. Appareil de mesure du coefficient utilisé par dans la méthode gravimétrique (adapté de [72]). ....	48
Fig. 2. 11. Niveau de saturation en eau de divers matériaux composites carbone/époxyde et résines époxydes en fonction du degré d'humidité HR% [74].....	50
Fig. 2. 12. Lois d'Arrhenius des coefficients de diffusion de résine époxy vieillie en immersion ou en milieu humide à différentes températures (échantillons d'épaisseur 2mm) [52]. ....	51
Fig. 2. 13. Définition des trois axes de diffusion dans un composite unidirectionnel a fibres continues.....	52
Fig. 2. 14. Modélisation du rapport D2/D1 en fonction du taux de renfort fibreux du composite [78]. ....	53
Fig. 2. 15. Distribution de l'humidité variable (adapté de [79]) dans une pièce exposée à un milieu d'humidité.....	54
Fig. 2. 16. Schéma de plastification d'une macromolécule [32]. ....	58

Fig. 2. 17. Évolution de la Tg de composite époxy-verre en fonction de la durée d’immersion à 600C [100].	59
Fig. 2. 18. Evolution relative des propriétés mécaniques d’un verre-polyester ISO au cours du vieillissement (immersion a 60°C pendant 5000h) (E1 : ■ ; E2 : ▲ ; G12 : ◆) ; corrélation avec la courbe d’absorption d’eau (•). [108].	61
Fig. 2. 19. Variation de la résistance à rupture en traction au cours du vieillissement, pour un composite tissu de verre résine époxy [77].	62
Fig. 2. 20. Influence de la température d’immersion et de la quantité d’eau absorbée sur le module G (figure de gauche) et l’amortissement d (figure de droite) en torsion, pour un composite verre/époxy [53].	63
Fig. 3. 1. Classification des régimes d’impact : a) Impact basse vitesse ; b) Impact à vitesse modérée ; c) Impact balistique / à haute vitesse [110].	65
Fig. 3. 2. Ondes de compression rapides à travers l’épaisseur.	67
Fig. 3. 3. Ondes de flexion lentes dans la plaque.	67
Fig. 3. 4. Montage Charpy Zwick/Roell [117].	68
Fig. 3. 5. Réponse force/déplacement pour un essai Charpy sur composite stratifié de plis UD [117].	68
Fig. 3. 6. Impacteurs en acier de forme (a) hémisphérique, (b) ogival et (c) conique [120]..	69
Fig. 3. 7. Dispositif de barres d’Hopkinson.	71
Fig. 3. 8. Force en fonction du temps sur une plaque carbone/époxyde 16 plis quasi-isotrope simplement posée [136].	75
Fig. 3. 9. a) Modèle masse-ressort Caprino et al. [141], b) Modèle masse-ressort de Siobiom et al. [142].	78
Fig. 3. 10. a) Modèle masse-ressort de Lal [143]. b) Modèle niasse-ressort de Shivakumar & al. [144].	78
Fig. 3. 11. Modélisation de type masses et ressorts [112].	80
Fig. 3. 12. Corrélation d’essais par le modèle de [146].	81
Fig. 3. 13. Modèle masse et ressorts [146].	81
Fig. 3. 14. L’évolution non-dimensionnelle de la force de contact pour un système de SDOF avec l’amortissement pour trois valeurs du facteur d'amortissement [112].	82
Fig. 3. 15. Modèle simplifié de Olsson [156].	87
Fig. 3. 16. Schéma modèle de la FRF [158].	90
Fig. 3. 17. Dispositif expérimental utilisé par Crane et Gillespie pour évaluer l'amortissement d’une poutre composites [159].	92
Fig. 3. 18. Observation C-scan et localisation des délaminages dans l’épaisseur du stratifié impacté [0/45/90/-45]s [168].	96
Fig. 3. 19. (a) Zones de traction interlaminaire (b) et formation des délaminages [170].	96
Fig. 3. 20. Mécanismes d’endommagement sous impact d’un stratifié [172].	97

Fig. 4. 1. Identification du modèle de KIBLER pour l'absorption d'humidité (Première éprouvette suiveuse) [174].	102
Fig. 4. 2. Identification du modèle de KIBLER pour l'absorption d'humidité (Deuxième éprouvette suiveuse) [174].	102
Fig. 4. 3. Identification du modèle de KIBLER pour l'absorption d'humidité (Troisième éprouvette suiveuse) [174].	103
Fig. 4. 4. Organigramme de la méthodologie de calculs (programme de calcul)	104
Fig. 4. 5. Évolution temporelle de la force d'impact pour différentes énergies d'impact [174].	105
Fig. 4. 6. Évolution temporelle de la force d'impact au à différents taux d'humidité absorbée (Énergie d'impact=9,08J) [174]	106
Fig. 4. 7. Évolution temporelle de la force d'impact à différents taux d'humidité absorbée (Énergie d'impact=13,62J) [174]	106
Fig. 4. 8. Réponse quasi-statique et vibratoire provoqué par l'impact.	107
Fig. 4. 9. Oscillations de la force pour différentes énergies d'impact.	108
Fig. 4. 10. Oscillations de la force d'impact (Énergie d'impact=13,62J).	108
Fig. 4. 11. Oscillations de la force d'impact à différents taux d'humidité absorbée (Énergie d'impact=9,08J).	109
Fig. 4. 12. Oscillations de la force d'impact à différents taux d'humidité absorbée (Énergie d'impact=13,62J). Transformée de Fourier des oscillations de la force d'impact.	110
Fig. 4. 13. Transformation de Fourier des oscillations de la force pour différentes énergies d'impact.	110
Fig. 4. 14. Transformation de Fourier des oscillations de la force (E=9,08J).	111
Fig. 4. 15. Transformation de Fourier des oscillations de la force (E=13,62J).	111
Fig. 4. 16. Évolution temporelle de l'accélération pour différentes énergies d'impact.	113
Fig. 4. 17. Évolution temporelle de l'accélération aux différents taux d'humidité absorbée (Énergie d'impact=9,08J).	113
Fig. 4. 18. Évolution temporelle de l'accélération aux à différents taux d'humidité absorbée (Énergie d'impact=13,62J).	114
Fig. 4. 19. Oscillations de l'accélération pour différentes énergies d'impact.	114
Fig. 4. 20. Oscillations de l'accélération à différents taux d'humidité absorbée (Énergie d'impact=9,08J).	115
Fig. 4. 21. Oscillations de l'accélération à différents taux d'humidité absorbée (Énergie d'impact=13,62J).	115
Fig. 4. 22. Évolution temporelle de la vitesse pour différente énergies d'impact pour des éprouvettes non vieilles.	116
Fig. 4. 23. Évolution temporelle de la vitesse aux différents taux d'humidité absorbée (Énergie d'impact=9,08J).	117
Fig. 4. 24. Évolution temporelle de la vitesse aux différents taux d'humidité absorbée (Énergie d'impact=13,62J).	117
Fig. 4. 25. Oscillations de la vitesse pour différentes énergies d'impact.	118
Fig. 4. 26. Oscillations de la vitesse à différents taux d'humidité absorbée (Énergie d'impact=9,08J).	119

## Liste des figures

---

Fig. 4. 27. Oscillations de la vitesse à différents taux d'humidité absorbée (Énergie d'impact=13,62J).....	119
Fig. 4. 28. Transformation de Fourier des oscillations de la vitesse d'impacteur pour différentes énergies d'impact. ....	120
Fig. 4. 29. Transformation de Fourier des oscillations de la vitesse à différents taux d'humidité absorbée (E=9,08J). ....	120
Fig. 4. 30. Transformation de Fourier des oscillations de la vitesse à différents taux d'humidité absorbée (E=13,62J) .....	121
Fig. 4. 31. FRF pour différentes énergies d'impact. ....	122
Fig. 4. 32. FRF à différents taux d'humidité absorbée (Énergie d'impact=9,08J).....	122
Fig. 4. 33. FRF à différents taux d'humidité absorbée (Énergie d'impact=13,62J).....	123
Fig. 4. 34. Évolution de l'amortissement en fonction du niveau d'énergie. ....	124
Fig. 4. 35. Évolution de la rigidité en fonction du niveau d'énergie. ....	126
Fig. A1. 1. Enceinte Vötsch VC4034 [174]. ....	139
Fig. A1. 2. Balance E. METTLER Type H6T DigCap 160g avec une précision de 0,1mg [174]. ....	141
Fig. A2. 1. Tour de chute [174]. ....	143
Fig. A2. 2. Schéma du dispositif d'impact. ....	146



**Liste des tableaux**

Tab. 1. 1. Avantages et inconvénients de la Fibre de verre [5].	7
Tab. 1. 2. Avantages et inconvénients de la Fibre de carbone [5].	8
Tab. 1. 3. Caractéristiques moyennes des renforts [7].	9
Tab. 1. 4. Avantages et inconvénients de la résine Polyesters insaturés.	10
Tab. 3. 1. Description des différentes catégories d'impact.	66
Tab. 3. 2. Tableau des différentes FRF	91
Tab. 4. 1. Propriétés des matériaux constituant la plaque composite [174].	98
Tab. 4. 2. Valeur de la force maximale pour une plaque vieillie et non vieillie [174].	107
Tab. 4. 3. Valeurs des fréquences de résonance pour les plaques vieillies et non vieillies.	112
Tab. 4. 4. Valeur de la fréquence de résonance pour une plaque vieillie et non vieillie.	121
Tab. 4. 5. Valeurs de l'amortissement à différents taux d'humidité pour différents niveaux d'énergie.	124
Tab. 4. 6. Valeurs de la rigidité à différents taux d'humidité pour différents niveaux d'énergie.	125

# Symboles et abréviations

$(Q_{ij})_k$	Matrice de rigidité ;
$e_k$	Epaisseur de la couche ;
$A_{ij}$	Coefficients de rigidité en membrane ;
$D_{ij}$	Coefficients de rigidité en flexion ;
$B_{ij}$	Coefficients de couplage membrane-flexion ;
$E_L$	Modules d'Young longitudinaux ;
$E_T$	Modules d'Young transversaux ;
$\nu_{TL}$	Coefficient de Poisson ;
$G_{LT}$	Module de cisaillement ;
$V_m$	Fraction volumique de matrice ;
$V_f$	Fraction volumique de fibre.
$\rho$	Masse volumique ;
$\tau_{Rupture}$	Contrainte de rupture ;
$q$	Charge de pression exercée sur le stratifié ;
$w_0(x,y)$	Déplacement transversal ;
$R$	Rapport de longueur sur largeur de la plaque ;
$\eta$	Coefficient d'amortissement de la structure ;
$n$	Nombre d'éléments ;
$\eta_i$	Coefficient d'amortissement de l'élément $i$ ;
$U_i$	Energie élastique emmagasinée dans l'élément $i$ .
$\eta_c$	Amortissement du composite ;
$\eta_f$	Amortissement des fibres ;
$\eta_m$	Amortissement de la matrice ;
$U_f$	Energie élastiques emmagasinées dans les fibres ;
$U_m$	Energie élastiques emmagasinées dans la matrice ;
$U_c$	Energie élastiques emmagasinées dans le composite ;
$\eta_L$	Coefficient d'amortissement longitudinal ;

## Symboles et abréviation

---

$\eta_T$ :	Coefficient d'amortissement transverse ;
$\eta_{LT}$ :	Coefficient d'amortissement en cisaillement ;
$D$ :	Coefficient de diffusion du milieu;
$C$ :	Concentration du solvant au sein du milieu ;
$M_s$ :	Masse d'eau à saturation ;
$M_t$ :	Masse d'eau absorbée au temps $t$ ;
$m_t$ :	Masse de l'échantillon vieilli au temps $t$ ;
$m_0$ :	Masse de l'échantillon avant vieillissement ;
$h$ :	Epaisseur de l'échantillon ;
$\beta$ :	La probabilité pour une molécule d'eau libre de se lier ;
$\gamma$ :	La probabilité pour une molécule d'eau de la phase liée de se libérer ;
$D_f$ :	Coefficient de diffusion des fibres.
$D_r$ :	Diffusivité de la résine ;
$D_x$ :	Coefficient de diffusion d'un composite dans le sens de l'épaisseur ;
$\rho_m$ :	Densité de la matrice ;
$\rho_w$ :	Densité de l'eau ;
$\alpha$ :	L'indentation de l'impacteur ;
$A_{cr}$ :	Indentation critique de la pénétration de l'impacteur;
$K$ :	Coefficient de contact ;
$R_p$ :	Rayon de l'impacteur ;
$c$ :	Coefficient de frottement visqueux ;
$\lambda$ :	Premier coefficient de Lamé ;
$\delta_l$ :	Décrément logarithmique ;
$FRF$ :	Fonction de Réponse Fréquentielle.

**TABLE DES MATIERES**

**REMERCIEMENTS**

**DEDICACE**

**RESUME**

**CHAPITRE 1 : THEORIE DES COMPOSITES STRATIFIÉS**

1.	Matériaux composites .....	4
1.1.	Définition .....	4
1.2.	Classification des matériaux composites.....	5
1.3.	Constituants des matériaux composites.....	7
1.3.1.	Classification des renforts .....	7
1.3.2.	Les matrices .....	9
1.3.3.	L'interphase .....	11
1.4.	Avantages et inconvénients des matériaux composites.....	12
1.5.	Les stratifiés .....	12
1.6.	Théorie des stratifiés .....	16
1.6.1.	Relations générales .....	16
1.6.2.	Constantes de rigidité d'un matériau orthotrope .....	18
1.6.3.	Comportement local décrit par la loi des mélanges .....	19
1.6.4.	Théorie classique des stratifiés .....	20
1.6.5.	Équations de mouvement des stratifiés orthotropes.....	22
1.6.5.1.	Stratifié orthotrope dans ses axes .....	22
1.6.5.2.	Stratifié orthotrope hors axes.....	23
1.6.6.	Vibrations en flexion d'un stratifié orthotrope.....	25
1.6.6.1.	Équation des vibrations transverses d'une plaque orthotrope.....	25
1.6.6.2.	Résolution des équations de vibrations d'une plaque orthotrope sous conditions aux limites variables.....	28
1.7.	Amortissement d'un matériau en fonction de ses constituants .....	28
1.7.1.	Coefficients d'amortissement structural .....	28
1.7.2.	Évaluation des coefficients d'amortissement.....	29
1.7.2.1.	Chargement dans la direction des fibres.....	29
1.7.2.2.	Chargement transverse à la direction des fibres .....	30
1.7.2.3.	Chargement en cisaillement longitudinal .....	32

## CHAPITRE 2 : VIEILLISSEMENT HYGROTHERMIQUE DES COMPOSITES

2.1.	Généralités.....	34
2.2.	Vieillissement hygrothermique .....	35
2.2.1.	Différents modes d'action.....	35
2.2.1.1.	Vieillissement chimique .....	35
2.2.1.2.	Vieillissement physique.....	37
2.2.1.3.	Vieillissement osmotique .....	39
2.2.1.4.	Vieillissement humide des fibres.....	40
2.3.	Les mécanismes de diffusion .....	41
2.4.	Processus d'absorption d'eau .....	42
2.4.1.	Diffusion Fickienne .....	43
2.4.2.	Diffusion non Fickienne .....	45
2.4.3.	Langmuir.....	46
2.4.4.	Autres modèles.....	47
2.4.5.	Détermination du coefficient de diffusion .....	48
2.4.6.	Facteurs influençant la diffusion d'eau .....	49
2.4.6.1.	Influence du taux d'humidité relative.....	49
2.4.6.2.	Influence de la température .....	50
2.4.6.3.	Influence du taux de renfort et type de fibre .....	51
2.4.6.4.	Influence du type de durcisseur .....	52
2.4.6.5.	Influence de l'orientation des fibres .....	52
2.4.7.	Diffusion dans un composite soumis à des conditions variables.....	53
2.4.8.	Processus de dégradation de la matrice par l'humidité .....	54
2.4.9.	Processus de dégradation de l'interface fibre-matrice.....	54
2.4.10.	Dégradation des fibres .....	55
2.5.	Techniques de mesure de la diffusion d'humidité .....	55
2.5.1.	Diffusion de l'eau à volume constant .....	56
2.5.2.	Diffusion de l'eau avec gonflement.....	56
2.6.	Conséquence du vieillissement hygrothermique sur les propriétés des matériaux .....	57
2.6.1.	Évolution de Tg.....	57
2.6.2.	Gonflement .....	59
2.6.3.	Evolution des propriétés mécaniques.....	60

2.6.3.1.	Evolution des propriétés en traction .....	60
2.6.3.2.	Evolution des propriétés en torsion et en flexion .....	62

## **CHAPITRE 3 : ETUDE VIBRATOIRE D'UN IMPACT SUR LES MATERIAUX COMPOSITES**

3.	Généralité.....	64
3.1.	Définition d'un impact .....	64
3.2.	Catégories d'impact.....	65
3.3.	Classification phénoménologique des impacts sur plaques multicouches .....	66
3.4.	Les essais d'impact.....	67
3.4.1.	L'essai Charpy .....	68
3.4.2.	Les tours de chute .....	69
3.4.3.	Barres d'Hopkinson .....	70
3.4.4.	Test à la machine hydraulique .....	71
3.4.5.	Test au canon à gaz .....	71
3.5.	Identification des systèmes mécaniques vibratoires.....	72
3.5.1.	Identification des systèmes mécaniques linéaires .....	72
3.6.	Etude de la sollicitation d'impact.....	74
3.6.1.	Théorie d'Hertz .....	74
3.7.	Les modèles mathématiques utilisés .....	77
3.7.1.	Les modèles simples de type masse-ressort.....	77
3.7.2.	Modélisation de l'amortissement.....	81
3.7.3.	Les approches par propagation d'ondes .....	83
3.7.3.1.	Modèles analytiques de type poutre ou plaque.....	85
3.7.3.2.	Les modèles numériques d'élasticité 2D et 3D.....	87
3.8.	Fonction de Réponse Fréquentielle ou FRF .....	89
3.8.1.	Introduction.....	89
3.8.2.	Définition .....	89
3.9.	Évaluation de l'amortissement .....	91
3.9.1.	Méthode impulsionnelle.....	91
3.9.2.	Analyse à partir des vibrations des poutres.....	93
3.9.3.	Évaluation de l'amortissement à partir du décrétement.....	94
3.10.	Mécanismes d'endommagement sous impact .....	94

3.10.1. Endommagement matriciel .....	94
3.10.2. Délaminage .....	95
3.10.3. Rupture des fibres .....	96

## **CHAPITRE 4 : RESULTATS ET ANALYSES**

4.1. Introduction .....	98
4.2. Le matériau étudié .....	98
4.2.1. Propriétés des matériaux du composite et de l'impacteur .....	98
4.3. Conditionnement accéléré du matériau en laboratoire .....	101
4.4. Suivi gravimétrique .....	101
4.5. Essai d'impact .....	103
4.5.1. Descriptif des essais et dispositifs expérimentaux [174].....	103
4.5.2. Exploitation des résultats expérimentaux menés par [174] .....	104
4.5.2.1. Réponses vibratoires de la force de contact.....	104
a) Influence de l'humidité sur la force d'impact .....	105
b) Filtrage de la force de contact.....	107
c) Influence de l'humidité sur les oscillations de la force d'impact .....	109
4.5.2.2. Réponses vibratoires de l'accélération de l'impacteur .....	112
a) Influence de l'humidité sur l'accélération de l'impacteur .....	113
b) Filtrage de l'accélération de l'impacteur .....	114
c) Influence de l'humidité sur les oscillations de l'accélération.....	115
4.5.2.3. Réponses vibratoire de la vitesse de l'impacteur.....	116
a) Influence de l'humidité sur la vitesse de l'impacteur.....	116
b) Filtrage de la vitesse de l'impacteur .....	117
c) Influence de l'humidité sur les oscillations de la vitesse de l'impacteur .....	118
d) Transformée de Fourier des oscillations de la vitesse de l'impacteur.....	119
4.5.2.4. La fonction de réponse fréquentielle (FRF) .....	121
4.5.2.5. Calcul de la rigidité à la résonance .....	124
<b>CONCLUSION GENERALE.....</b>	<b>127</b>
<b>BIBLIOGRAPHIE.....</b>	<b>129</b>
<b>ANNEXE A1.....</b>	<b>139</b>
<b>ANNEXE A2.....</b>	<b>142</b>

# Introduction générale

Le développement des technologies modernes exige que l'on utilise des matériaux dont les propriétés mécaniques soient élevées, avec des masses volumiques faibles, et ce dans le but de réduire le poids des structures. Par conséquent, il y a recours à des matériaux dont les propriétés spécifiques sont élevées comme par exemple les matériaux composites. Ils apportent de nombreux avantages fonctionnels: légèreté, résistance mécanique et chimique, maintenance réduite et liberté de mise en forme. Ils permettent d'augmenter la durée de vie de certains équipements grâce à leurs propriétés mécaniques et chimiques. Ils contribuent au renforcement de la sécurité grâce à une meilleure tenue aux chocs et au feu. Ils offrent aussi une meilleure isolation thermique ou phonique et une bonne isolation électrique. Ils enrichissent également les possibilités de conception en permettant d'alléger des structures et de réaliser des formes complexes, aptes à remplir plusieurs fonctions. Dans chacun des marchés d'application (automobile, bâtiment, électricité, équipements industriels,...), leurs performances remarquables sont à l'origine de solutions technologiques innovantes.

Les matériaux composites constitués de fibres de verre et d'une matrice de polyester sont parmi les plus utilisés dans les applications extérieures et dans les embarcations marines et récréatives. Ces composites permettent la fabrication de pièces et de structures légères, résistantes et pouvant facilement épouser des formes et des courbes complexes, en plus d'être très économiques.

Mais les structures composites sont largement soumises, au cours de leur vie, à des impacts basses vitesses comme les impacts des grêlons ou des chutes d'outils lors par exemple des opérations de maintenance ou de fabrication. En effet, la tenue des structures composites aux sollicitations du type impact reste une des préoccupations majeures des industries de pointe telles que le transport (l'aviation et l'aérospatial plus spécifiquement). Le comportement à l'impact des matériaux composites dépend d'un grand nombre de paramètres : matériau de l'impacteur, matériau impacté, vitesse d'impact, énergie de contact et géométrie de la structure et de l'impacteur. Les phénomènes engendrés au cours d'une telle sollicitation (impact) sont difficiles à identifier et leurs processus sont souvent délicats à suivre.

Ces impacts peuvent significativement diminuer leur résistance résiduelle sans forcément laisser de marques visibles sur la surface extérieure. Il est donc important de définir une



stratégie de dimensionnement à la tolérance aux dommages afin de garantir la tenue de la structure endommagée jusqu'à la détection du dommage.

Les mécanismes d'absorption d'énergie des matériaux composites sont très différents de ceux des métaux. En effet, les métaux absorbent l'énergie de l'impact sous forme de déformations élastiques et plastiques. Aussi, même si la déformation plastique peut entraîner une déformation permanente de la structure impactée, les conséquences sur la résistance résiduelle peuvent être relativement faibles. Pour les composites, il en est cependant tout autrement. La capacité des matériaux composites à fibres continues à se déformer plastiquement est extrêmement limitée, les fibres étant généralement fragiles. Par conséquent, l'énergie est dissipée sous forme d'endommagement. La présence de tels endommagements résulte généralement en une réduction de la résistance et de la rigidité.

Les caractéristiques mécaniques performantes des matériaux composites ont conduit ces dernières années à leur utilisation dans un nombre croissant de structures travaillantes, en substitution aux matériaux métalliques. Les débouchés industriels de tels matériaux sont cependant étroitement liés à une meilleure connaissance de leur durabilité, qui implique la conservation des caractéristiques fonctionnelles des structures composites soumises en service à différentes sollicitations mécaniques et environnementales. En effet, les caractéristiques hautes performances des composites conduisent souvent à leur utilisation dans des environnements sévères (aéronautique, milieu marin, vols spatiaux) mettant en jeu, parfois simultanément, des facteurs aussi divers que la température, l'humidité, les rayonnements lumineux, les milieux corrosifs ....

La tenue au vieillissement des composites apparaît dès lors comme un des critères essentiels de leur durabilité. Le caractère complexe des phénomènes de vieillissement se traduit par la mise en œuvre simultanée de plusieurs mécanismes chimiques et physiques. Dans le cas d'un vieillissement mettant par exemple en jeu une dégradation chimique, c'est effectivement la conséquence de ce processus sur les propriétés d'usage du matériau (propriétés mécaniques, aspect,...) qui intéressera finalement le concepteur.

De tels matériaux sont très sensibles à des contraintes environnementales (humidité, température) et mécaniques qui peuvent créer des dégradations irréversibles et rendre une pièce inutilisable. Il est donc impératif de connaître l'évolution des propriétés du matériau au cours du vieillissement, afin de prévoir la durée de vie ou l'état de résistance au bout d'un temps donné. La durée de vie d'un matériau est définie par le temps pendant lequel ce

matériau, ou plus précisément une de ses propriétés, va conserver sa fonctionnalité dans des conditions bien définies, sans nécessiter de réparations importantes des dommages.

C'est pourquoi, nous avons choisi, pour le présent travail, d'étudier l'effet des conditions d'environnement hygrothermique sur le comportement vibratoire d'un impact entre une plaque en composite de type verre/polyester et un impacteur en acier.

Cette thèse s'articule autour de quatre chapitres:

- Le premier chapitre présente un aperçu sur les matériaux composites, les caractéristiques mécaniques et différents types des matériaux en donnant une vision assez large des différents constituants d'un matériau composite. Il présente aussi la théorie des plaques stratifiés et leurs comportements.
- Le deuxième chapitre fait l'objet d'une étude bibliographique du vieillissement hygrothermique des matériaux composites. Les principaux types de vieillissements et leurs effets, ainsi que les modèles des cinétiques sont décrits. Les processus d'absorption d'eau et de dégradation des composites en milieu humide sont plus particulièrement abordés.
- Le troisième chapitre présente une étude du comportement des matériaux composites soumis à des impacts à basse vitesse. Il présente aussi les différents moyens expérimentaux pour les essais d'impact et les modèles mathématiques utilisés pour le cas d'une plaque multicouche impactée par un projectile. Le chapitre aborde également les différents types d'endommagement des matériaux composites ayant subis un impact.
- Enfin dans le quatrième chapitre, et en exploitant les résultats expérimentaux de la littérature [174], une analyse des réponses vibratoires d'un impact entre un projectile en acier et une plaque composite de type verre/polyester soumise à des conditions hygrothermiques contrôlées est présentée. Cette étude vibratoire a permis de définir les fréquences de résonance et l'amortissement de la plaque et de montrer l'influence des conditions d'environnement hygrothermique sur le comportement du matériau étudié.
- Une conclusion générale est construite à travers les principaux résultats trouvés, dans laquelle le comportement des matériaux composites de type verre/polyester soumis à une sollicitation couplée (impact à faible énergies et exposition à un environnement hygrothermique) est décrit.

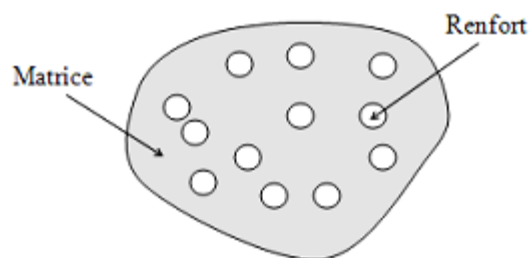
## Chapitre 1

# Théorie des Matériaux Composites Stratifiés

### 1. Matériaux composites

#### 1.1. Définition

Un matériau composite peut être défini comme l'assemblage de plusieurs matériaux de nature différente à l'échelle microstructurale. Les composites sont le plus souvent constitués d'une matrice dans laquelle on a dispersé de façon contrôlée des renforts. La matrice maintient les renforts et assure les transferts de charge (Figure 1.1), tandis que les renforts apportent principalement leurs caractéristiques mécaniques élevées (modules et limite d'élasticité, résistance mécanique...) [1]. Cette association a pour but d'obtenir un matériau dont les propriétés spécifiques (propriétés mécaniques rapportées à la masse volumique) sont supérieures à celles de la matrice non renforcée. Le concept de matériau composite, par le choix des constituants et de leurs proportions respectives, ainsi que par le choix de la forme, des dimensions et de la disposition des renforts, permet donc de concevoir un matériau présentant les caractéristiques spécifiques recherchées.



**Fig. 1. 1.** Matériau composite

## 1.2. Classification des matériaux composites

La classification des composites peut être effectuée selon diverses façons. Une manière simple consiste à les classer par les formes des renforts [2], [3]. Les composites sont donc divisés en quatre catégories suivantes (Figure 1.2) :

- **Composites à renforts de particules :**

Le renfort est considéré comme une particule si toutes ses dimensions sont approximativement égales et petites devant les autres dimensions du matériau. Les particules dures sont dispersées aléatoirement dans la matrice moins rigide.

- **Composites à renforts de paillettes :**

Les paillettes ont une dimension très faible par rapport aux autres dimensions. La dispersion de ces « particules minces » est généralement aléatoire. Cependant, les paillettes peuvent être rangées parallèlement l'un à l'autre afin d'avoir des propriétés plus uniformes dans le plan.

- **Composites à renforts de fibres :**

Une fibre a une longueur bien supérieure aux dimensions de la section transversale. Ce type de composites peut être divisé selon les renforts : en fibres discontinues (courtes) ou en fibres continues (longues).

- **Composites stratifiés :**

Un stratifié se compose d'au moins deux couches minces de matériau. Les couches peuvent être constituées de différents matériaux monolithiques comme dans les métaux plaqués ou de même matériau composite empilé selon différentes orientations comme pour des stratifiés composites à renforts de fibres longues. Ce dernier devient une classe hybride du composite comportant à la fois le composite à renfort de fibres et la technique de stratification.

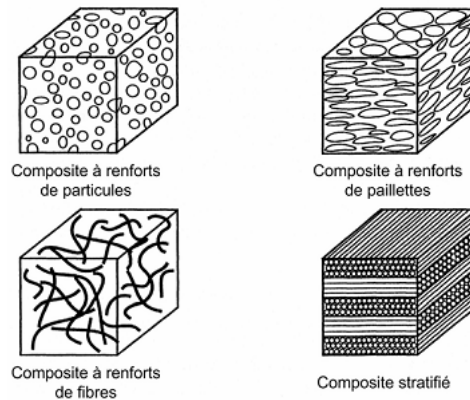


Fig. 1. 2. Classification des matériaux composites [3].

Les matériaux composites peuvent également être classés par la nature de la matrice comme suit :

- **Composites à matrice polymérique :**

Les polymères sont caractérisés par une faible densité, une résistance mécanique relativement faible, et une grande déformation à rupture. Les avantages principaux sont le procédé de fabrication relativement mature et le poids faible. Ce type de composites a été développé surtout pour les applications aéronautiques où la réduction de poids est essentielle.

- **Composites à matrice métallique :**

Dans ces composites, des matériaux métallique comme l'aluminium et le titane sont renforcés par des renforts généralement non-métalliques, souvent des céramiques. De par la nature même du composite, les composites à matrice métallique ont des propriétés mécaniques meilleures ou plus adaptables au chargement que leurs matrices monolithiques. Leurs applications dans les moteurs d'automobile sont bien établies.

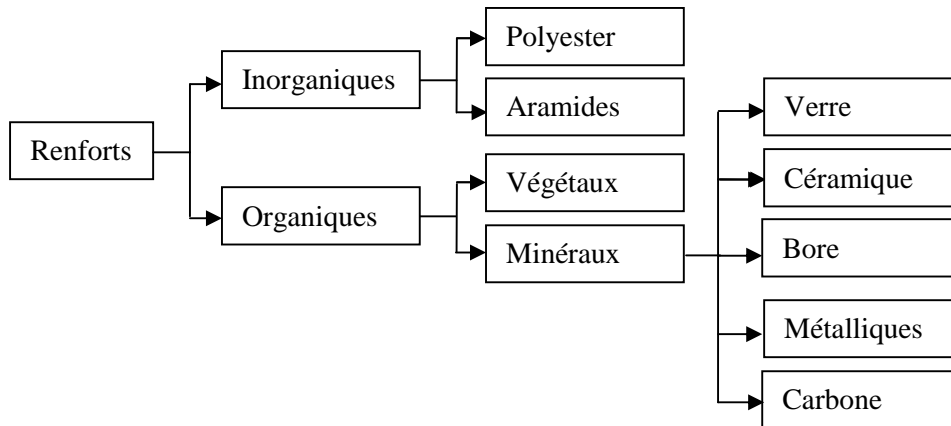
- **Composites à matrice céramique :**

Des matrices céramiques telles que le verre et le carbure de silicium (SiC) peuvent être associées aux renforts comme des métaux, le carbone, et des céramiques. Leur développement a pour but d'améliorer les propriétés mécaniques telles que ténacité et résistance au choc thermique des céramiques monolithiques. Ces composites sont utilisés dans des environnements sévères, par exemple les moteurs de fusées, les boucliers thermiques, ou les turbines à gaz.

### 1.3. Constituants des matériaux composites

#### 1.3.1. Classification des renforts

La classification des types de renforts couramment rencontrés est indiquée sur la figure (1.3):



**Fig. 1. 3.** Classification des renforts [4].

- **Fibre de verre** : elles constituent le renfort essentiel des composites (GD). Elle est obtenue à partir de silice (SiO<sub>2</sub>) et d'additifs (alumine, carbonate de chaux, magnésie, oxyde de bore). On distingue trois types de fibres de verre [4]:

Verre E : pour les composites de grande diffusion et les applications courantes.

Verre R : pour les composites hautes performances.

Verre D : pour la fabrication de circuits imprimés (propriétés diélectriques).

Les avantages et les inconvénients des fibres de verre sont représentés sur le tableau (1.1) :

Avantages	Inconvénients
<ul style="list-style-type: none"> <li>- Bonne résistance thermique et électrique</li> <li>- Bonne résistance aux agents chimiques et à l'humidité.</li> <li>- Bonne compatibilité avec les matrices organiques.</li> <li>- Faible coût.</li> </ul>	<ul style="list-style-type: none"> <li>- Caractéristiques mécaniques moyennes, notamment la rigidité élastique.</li> <li>- Tenue au choc médiocre.</li> </ul>

**Tab. 1.1.** Avantages et inconvénients de la Fibre de verre [5].

- **Fibre de carbone** : c'est la fibre la plus utilisées dans les applications hautes performances. Elle est obtenue par carbonisation de la fibre de PAN (Polyacrylonitrile). Selon la température de combustion, on distingue deux types de fibres de carbone [1] :

- Fibres haute résistance (HR) : pour une combustion de 1000 à 1500 °C.
- Fibres haut module (HM) : pour une température de combustion de 1800 à 2000 °C.

Les avantages et les inconvénients des fibres de carbone sont représentés sur le tableau (1.2) :

<b>Avantages</b>	<b>Inconvénients</b>
<ul style="list-style-type: none"> <li>- Grande résistance à la traction et grande rigidité longitudinale.</li> <li>- Très bonne tenue en température sans chute de propriétés (jusqu'à 1 500 °C en atmosphère non oxydante).</li> <li>- Inertie à la corrosion et aux agents chimiques.</li> <li>- Coefficient de dilatation longitudinal très faible.</li> </ul>	<ul style="list-style-type: none"> <li>- Fragilité au choc;</li> <li>- Fragilité à la courbure ou au pliage;</li> <li>- Coût élevé.</li> </ul>

**Tab. 1.2.** Avantages et inconvénients de la Fibre de carbone [5].

- **Fibre d'aramide** : souvent appelée KEVLAR, la fibre d'aramide est issue de la chimie des polyamides aromatiques à liaisons amides dont les propriétés sont différentes des polyamides aliphatiques.

Il est possible de trouver deux types de fibres d'aramide de rigidités différentes [4]:

- Les fibres à basse module (70 GPa): utilisées pour les câbles et les gilets pare-balles.
- Les fibres à haute module (130 GPa): utilisées pour les composites HP.

- **Fibre à base de bore** : fibres de haut module et insensibles à l'oxydation à hautes températures, elles sont obtenues par dépôt en phase gazeuse sur un substrat en tungstène [7].

- **Fibre à base de silice ou de quartz** : elles sont produites comme le verre, par fusion, et sont essentiellement utilisées pour leur haute tenue chimique et thermique dans les tuyères pour moteur de fusée [7].

- **Fibres de polyéthylène de haut module** : elles présentent une très bonne résistance à la traction mais une mauvaise mouillabilité. Pour des structures peu sollicitées, on peut encore utiliser des fibres synthétiques courantes de polyamide ou polyester [7].

Les caractéristiques des renforts sont représentées dans le tableau (1.3).

Renforts Caractéristiques	Verre E	Verre R	Carbone HM	Carbone HR	Kevlar	Bore	Silicate d'alumine	Polyéthylène
Diamètre du filament ( $\mu\text{m}$ )	16	10	6.5	7	12	100	10	/
Masse volumique ( $\text{Kg}/\text{m}^3$ )	2600	2500	1800	1750	1450	2600	2600	960
Module d'élasticité longitudinal (MPa)	74000	86000	390000	230000	130000	400000	200000	100000
Module de cisaillement (MPa)	30000	/	20000	50000	12000	/	/	/
Coefficient de poisson	0.25	0.2	0.35	0.3	0.4	/	/	/
Coefficient de dilatation thermique ( $^{\circ}\text{C}^{-1}$ )* $10^5$	0.5	0.3	0.08	0.02	-0.2	0.4	/	/
Contraintes de rupture – Traction (MPa)	2500	3200	2500	3200	2900	3400	3000	3000
Allongement à rupture(%)	3.5	4	0.6	1.3	2.3	0.8	1.5	/

Tab. 1.3. Caractéristiques moyennes des renforts [7].

### 1.3.2. Les matrices

La matrice réunit les fibres par ses caractéristiques cohésive et adhésive. Elle maintient les fibres dans leur orientation et leur position prévues pour les charges appliquées. Ses autres rôles consiste à distribuer les efforts entre les fibres, fournir une résistance à la propagation de fissure, et fournir toutes les résistances en cisaillement du composite [7]. La matrice détermine en général la limite de la température d'utilisation et l'environnement de service du matériau.

Il existe un grand nombre de polymères pouvant servir de matrice aux matériaux composites. Ceux parmi les plus utilisés sont les suivants :

#### ✓ Les résines de polyester et de vinylester :

Ce sont les résines les plus utilisées de toutes les matrices, pour des applications commerciale, industrielle, et de transport. L'adhésion avec les fibres de verre est excellente. Les résines de polyester et de vinylester sont en majeure partie limitées aux applications



basses performances à cause d'un problème d'adhésion avec les fibres hautes performances telles que fibres de carbone et fibres aramides [7].

✓ **Polyesters insaturés :**

Une résine de polyester insaturé contenant un monomère insaturé (généralement le styrène) est réticulée à température ambiante par addition d'un catalyseur de type peroxyde et d'un accélérateur. Elle passe successivement de l'état liquide visqueux initial à l'état de gel, puis à l'état de solide infusible. La réaction est exothermique et la température de la résine augmente progressivement depuis le gel jusqu'à un maximum pour redescendre ensuite lentement à la température ambiante. Le durcissement sera d'autant plus rapide ou, si l'on préfère, le temps nécessaire dans le moule sera d'autant plus court que la courbe de température en fonction du temps se rapprochera davantage de la verticale. La réaction de durcissement dépend de la réactivité de la résine, de la forme de l'objet fabriqué (épaisseur, etc.), de la nature et du dosage du système catalytique. Il existe différents types de résines polyesters insaturés [7] :

- *Orthophtalique* : la plus courante.
- *Isophtalique* : qui donne une meilleure tenue à l'humidité.
- *Chlorée* : apportant une auto exigibilité.
- *Bisphénol* : possédant de bonnes caractéristiques chimiques et thermiques.

Les avantages et les inconvénients de la résine Polyesters insaturés sont représentés sur le tableau (1.4) :

<b>Avantages</b>	<b>Inconvénients</b>
<ul style="list-style-type: none"><li>- Bonne accroche sur fibres de verre.</li><li>- Bonne résistance chimique</li><li>- Mise en œuvre facile</li><li>- Tenue en température (&gt; 150 °c)</li><li>- Prix réduit</li></ul>	<ul style="list-style-type: none"><li>- Inflammabilité (sauf résines chlorées),</li><li>- Tenue vapeur et eau bouillante,</li><li>- Retrait important (6 à 15 %),</li></ul>

**Tab. 1.4.** Avantages et inconvénients de la résine Polyesters insaturés.

### ✓ Les résines thermodurcissables :

Lorsqu'une résine thermodurcissable est soumise à une élévation de température, il se crée des réactions chimiques au cours desquelles des liaisons covalentes sont formées entre les chaînes de molécules résultant en un réseau tridimensionnel. Le polymère final se présente sous la forme d'un corps solide et infusible. La polymérisation étant irréversible, ce matériau ne peut être mis en forme qu'une seule fois au moment de sa fabrication.

En règle générale, les matrices thermodurcissables possèdent une faible résistance à l'impact et une faible tenue en température. Les quatre types de résines couramment utilisées dans l'industrie aérospatiale sont les époxydes, les bismaléimides, les polyimides, et les phénoliques.

Les époxydes sont les plus utilisés pour la fabrication de structures aéronautiques. Ils possèdent une combinaison d'avantage quasiment imbattable: facilité de manipulation, flexibilité de traitement, de bonnes propriétés mécaniques, et un prix acceptable [8].

Leur application est cependant limitée à une température maximale comprise entre 80°C et 120°C.

### ✓ Les résines thermoplastiques

Les matrices thermoplastiques peuvent être divisées en deux classes selon leurs structures moléculaires : la structure semi-cristalline et la structure amorphe [8]. Ces matrices sont caractérisées par la capacité d'être alternativement ramollies par chauffage au-dessus de la température de fusion ou de ramollissement et durcies par refroidissement. Dans ce cas, la modification de forme et le recyclage du composite sont envisageables. Ces résines possèdent des avantages sur les résines thermodurcissables telles qu'une ténacité améliorée, une déformation à rupture élevée, et une faible absorption d'humidité. De plus, elles ont une durée de stockage illimitée. Cependant, les thermoplastiques amorphes présentent des problèmes de résistance aux solvants organiques [7].

Parmi les résines thermoplastiques, on peut citer la résine polyéther éthercétone (PEEK), la polysulfure de phénylène (PPS), la polyétherimide (PEI), et la polyamide (PA).

### 1.3.3. L'interphase

La nature de l'adhésion fibre/matrice inclut le verrouillage mécanique, l'attraction électrostatique, l'enchevêtrement moléculaire, et la réaction chimique [9].

L'interphase est constituée de la surface de contact (interface) fibre/matrice ainsi que de la région d'un volume fini prolongée dans la matrice. Elle peut être considérée comme un constituant du composite car elle possède des propriétés chimiques, physiques, et mécaniques différentes de celles de la fibre et de la matrice. L'interphase assure la liaison fibre/matrice et permet le transfert des contraintes de l'une à l'autre sans déplacement relatif. Cependant, l'hypothèse que l'interphase n'a pas d'épaisseur est souvent faite pour faciliter l'analyse micromécanique des composites [9].

### 1.4. Avantages et inconvénients des matériaux composites

#### a) Avantage des matériaux composites

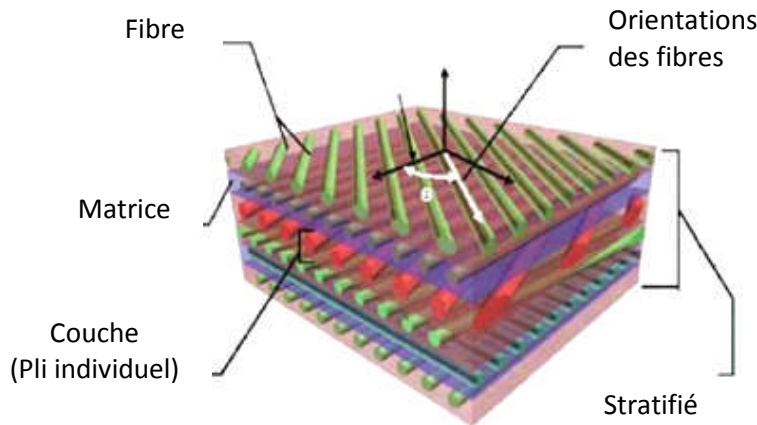
- Gain de masse,
- Mise en forme de pièces complexes (principe du moulage) et réduction du nombre d'interfaces (boulonnage, rivetage et soudure sur structures métalliques),
- Grande résistance à la fatigue,
- Faible vieillissement sous l'action de l'humidité, de la chaleur, de la corrosion (sauf en cas de contact entre de l'aluminium et des fibres de carbone),
- Insensibles aux produits chimiques "mécaniques" comme les graisses, huiles, liquides hydrauliques, peintures, solvants, pétrole.

#### b) Inconvénients des matériaux composites

- Vieillissement sous l'action de l'eau et de la température,
- Attention aux décapants de peinture qui attaquent les résines époxydes,
- Tenue à l'impact moyenne par rapport aux métalliques,
- Meilleure tenue au feu (classement M) que les alliages légers mais émission de fumées (classement F) parfois toxiques pour certaines matrices,
- Coût parfois prohibitifs (temps et coût études et mise en œuvre), le gain en coût est surtout valable pour des grandes séries.

### 1.5. Les stratifiés

Le composite stratifié ou multicouches est un ensemble de couches empilées et orientées suivant un ordre de drapage défini et rendues solidaires par l'opération de polymérisation (Figure 1.4). Le drapage c'est l'orientation des plis par rapport à un référentiel donné. Il définit les propriétés mécaniques, électromagnétiques et thermiques globales du matériau composite.



**Fig. 1. 4.** Composite stratifié

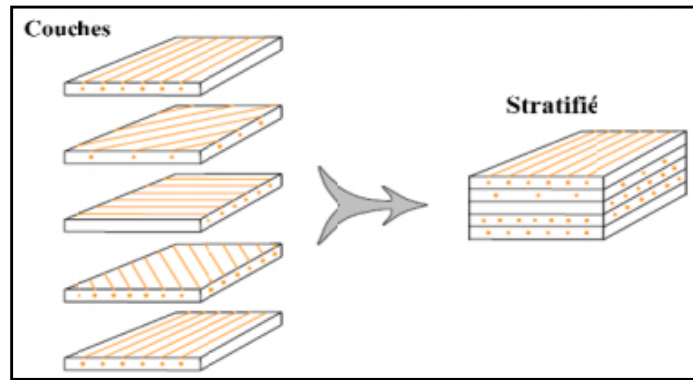
Dans le cas générale, le renfort de chaque couche sera de natures diverses : fils, stratifils, mats, tissus, fibre de verre, fibres de carbone, etc. chaque couche doit alors être désignée par l'indication de la nature des fibres, du type de renfort : fils, mat, tissu avec indication de la proportion de fibres suivant le sens chaîne et trame.

Le choix de la nature et de la séquence des couches dépendra de l'utilisation des matériaux composite, en l'adaptant au mieux au champ des contraintes imposé :

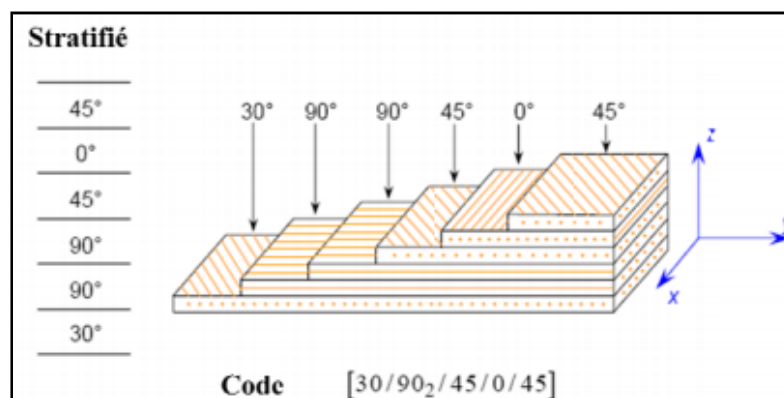
- ✓ Les couches unidirectionnelles ont de bonnes performances mécaniques dans la direction des fibres ;
- ✓ Les mats sont peu résistants en traction et devront être réservés aux zones comprimées. y' une stratification croisée au délaminage interlaminaire ;
- ✓ Une stratification avec au moins trois directions de fibres sera nécessaire pour avoir une pseudo-isotropie dans le plans du stratifié.
- ✓ Enfin, il est intéressant de noter qu'une stratification symétrique garantira généralement une bonne planéité du stratifié après démoulage.

L'avantage que présentent les composites stratifiés est de permettre de créer des matériaux aux propriétés mécaniques orientées de manière optimale afin de mieux répondre aux sollicitations de la structure.

Les stratifiés à base de fils ou de tissus unidirectionnels constituent un type de stratifié de base auquel peut se ramener en théorie tout autre type de stratifiés. Ces stratifiés sont constitués de couches de fils ou de tissus unidirectionnels (Figure 1.5), dont la direction est décalée dans chaque couche.



**Fig. 1. 5.** Construction d'un stratifié.



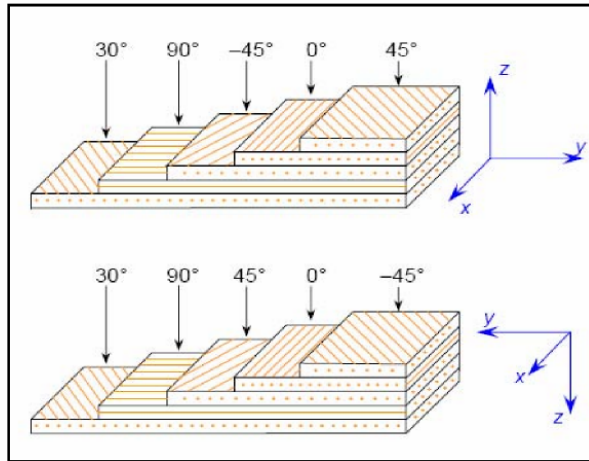
**Fig. 1. 6.** Désignation d'un stratifié.

La désignation de ces stratifiés est généralement effectuée selon le code suivant :

- Chaque couche est désignée par un nombre indiquant la valeur en degré de l'angle que fait la direction des fibres avec l'axe x de référence ;  
Les couches successives sont séparées par un / si leurs angles sont différents ;
- Les couches successives de même orientation sont désignées par indice numérique ;
- Les couches sont nommées successivement en allant d'une face à l'autre (Figure 1.5).

### Angles positifs et négatifs

Lorsque des couches sont orientées à des angles égaux en valeurs absolues mais de signes opposés, les signes + ou - sont utilisés (Figure 1.7). La convention pour les angles positifs ou négatifs dépend du système d'axes choisi : une inversion peut apparaître suivant le choix effectué.



**Fig. 1. 7.** Convention de signe pour la désignation des stratifiés.

Les stratifiés peuvent être de trois types :

### *Stratifiés symétriques*

Un stratifié est symétrique si son plan moyen est de symétrie. Sa désignation ne nécessite alors que la moitié des couches successives.

Si le stratifié a un nombre pair de couches, la désignation débute sur une face pour finir au plan de symétrie. Un indice S indique que le stratifié est symétrique ( $[90 / 45_2 / 0]_S$ ).

Si le stratifié comporte un nombre impair de couches, la désignation est semblable à la précédent, la couche centrale étant surlignée ( $[90 / 45_2 / \bar{0}]_S$ ). Pour un stratifié à deux couches symétriques on a :

- La même matrice de rigidité  $(Q_{ij})_k$  ;
- La même épaisseur  $e_k$  ;
- Des côtes opposées  $z_k$  et  $-z_k$  ;

### *Stratifiés antisymétriquement*

Une stratifié antisymétrique est constituée de couche en nombre impair, dont la répartition des épaisseurs est symétrique, et celle des orientations des axes antisymétriques par rapport au plan moyen. Deux couches de cotes symétriques ont donc :

- ✓ Des cotes opposées  $z_k$  et  $-z_k$  ;
- ✓ La même épaisseur  $e_k$  ;
- ✓ Des orientations  $\theta$  et  $-\theta$  par rapport aux axes de référence de plaque stratifiée.

### *Stratifiés hybrides*

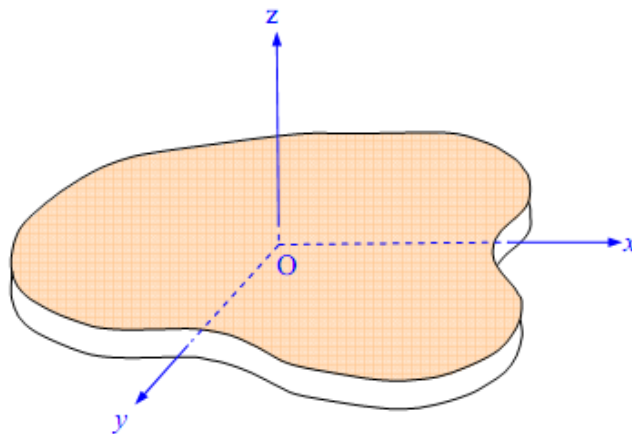
Les stratifiés hybrides sont constitués de couches successives comportant des fibres de natures différents. Il sera nécessaire de les mentionner dans la désignation ( $[0_v / \overset{+}{45}_C / \underset{-}{90}_C]_s$ ).

## 1.6. Théorie des stratifiés

### 1.6.1. Relations générales

L'hypothèse de base de la théorie générale des plaques réside dans l'expression des déplacements en un point M d'une plaque (figure 1.8), de coordonnées  $(x,y,z)$  sous forme de polynômes en  $z$  de la coordonnée normale à la surface de la plaque. La théorie classique des stratifiés utilise un schéma du premier degré qui ne prend pas en compte le cisaillement transverse. Cette théorie permet de décrire le comportement mécanique usuel des plaques en matériaux composites stratifiés. le comportement mécanique des stratifiés dans cette théorie est caractérisé par les déplacements en membrane  $u_0(x,y,t)$ ,  $v_0(x,y,t)$  et le déplacement transverse  $w_0(x,y,t)$  des points du plan moyen de la plaque :

$$\begin{aligned} u_0(x, y, z) &= u(x, y, 0, t) \\ v_0(x, y, z) &= v(x, y, 0, t) \\ w_0(x, y, z) &= w(x, y, 0, t) \end{aligned} \tag{1.1}$$



**Fig. 1. 8.** Élément plaque.

Dans le cas de stratifiés quelconques, soumis à une charge transverse  $q$ , les relations fondamentales du mouvement sont données par [10,11]:

$$\begin{aligned}
 & A_{11} \frac{\partial^2 u_0}{\partial x^2} + 2A_{16} \frac{\partial^2 u_0}{\partial x \partial y} + A_{66} \frac{\partial^2 u_0}{\partial y^2} + A_{16} \frac{\partial^2 v_0}{\partial x^2} \\
 & + (A_{12} + A_{66}) \frac{\partial^2 v_0}{\partial x \partial y} + A_{26} \frac{\partial^2 v_0}{\partial y^2} - B_{12} \frac{\partial^3 w_0}{\partial x^3} - 3B_{16} \frac{\partial^3 w_0}{\partial x^2 \partial y} \\
 & - (B_{12} + 2B_{66}) \frac{\partial^3 w_0}{\partial x \partial y^2} - B_{26} \frac{\partial^3 w_0}{\partial y^3} = \rho s \frac{\partial^2 u_0}{\partial t^2},
 \end{aligned} \tag{1.2}$$

$$\begin{aligned}
 & A_{16} \frac{\partial^2 u_0}{\partial x^2} + (A_{12} + A_{66}) \frac{\partial^2 u_0}{\partial x \partial y} + A_{26} \frac{\partial^2 u_0}{\partial y^2} + A_{66} \frac{\partial^2 v_0}{\partial x^2} \\
 & + 2A_{26} \frac{\partial^2 v_0}{\partial x \partial y} + A_{22} \frac{\partial^2 v_0}{\partial y^2} - B_{16} \frac{\partial^3 w_0}{\partial x^3} - (B_{12} + 2B_{66}) \frac{\partial^3 w_0}{\partial x^2 \partial y} \\
 & - 3B_{16} \frac{\partial^3 w_0}{\partial x \partial y^2} - B_{22} \frac{\partial^3 w_0}{\partial y^3} = \rho s \frac{\partial^2 v_0}{\partial t^2}
 \end{aligned} \tag{1.3}$$

$$\begin{aligned}
 & D_{11} \frac{\partial^4 w_0}{\partial x^4} + 2D_{16} \frac{\partial^4 w_0}{\partial x^3 \partial y} + 2(D_{12} + 2D_{66}) \frac{\partial^4 w_0}{\partial x^2 \partial y^2} \\
 & + D_{22} \frac{\partial^4 w_0}{\partial y^4} - B_{11} \frac{\partial^3 u_0}{\partial x^3} - 3B_{16} \frac{\partial^3 u_0}{\partial x^2 \partial y} - (B_{12} + 2B_{66}) \frac{\partial^3 u_0}{\partial x \partial y^2} \\
 & - B_{26} \frac{\partial^3 u_0}{\partial y^3} - B_{16} \frac{\partial^3 v_0}{\partial x^3} - (B_{12} + 2B_{66}) \frac{\partial^3 v_0}{\partial x^2 \partial y} - B_{22} \frac{\partial^3 v_0}{\partial y^3} = q - \rho s \frac{\partial^2 w_0}{\partial t^2}
 \end{aligned} \tag{1.4}$$

Ces équations introduisent les coefficients de rigidité en membrane  $A_{ij}$ , les coefficients de rigidité en flexion  $D_{ij}$ , et les coefficients de couplage membrane-flexion  $B_{ij}$  de la plaque. Ces coefficients dépendent de la structure du stratifié et s'expriment sous la forme [10,11]:

$$A_{ij} = \sum_{k=1}^n (Q'_{ij})_k e_k \tag{1.5}$$

$$B_{ij} = \sum_{k=1}^n (Q'_{ij})_k e_k z_k \tag{1.6}$$

$$D_{ij} = \sum_{k=1}^n (Q'_{ij})_k \left( e_k z_k^2 + \frac{e_k^3}{12} \right) \tag{1.7}$$

dans le cas d'un stratifié comportant  $n$  couches numérotées à partir de la couche inférieure (figure 1.9). La couche  $k$  est caractérisée par la cote  $z_k$  de son plan moyen, par son épaisseur  $e_k$  et par les coefficients de rigidité réduite  $(Q'_{ij})_k$  exprimés dans les axes de référence  $(x,y,z)$  de la plaque.



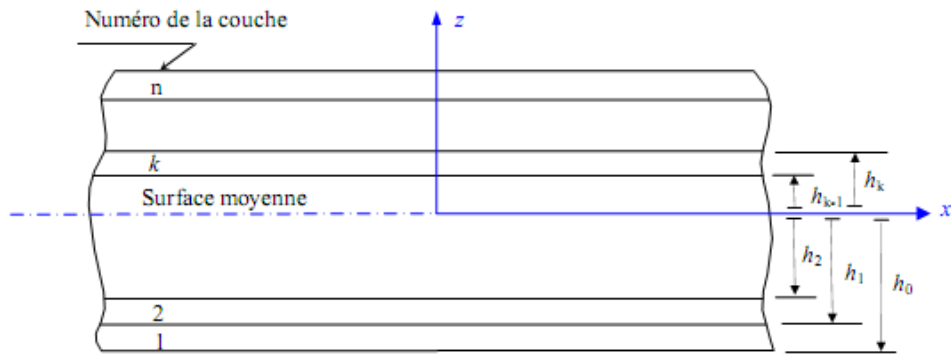


Fig. 1. 9. Élément stratifié.

### 1.6.2. Constantes de rigidité d'un matériau orthotrope

Un matériau orthotrope, soumis à un état de contraintes planes est caractérisé par ses modules de l'ingénieur  $E_L$ ,  $E_T$ ,  $\nu_{LT}$  et  $G_{LT}$  rapportés à ses axes principaux (L,T,T').

La direction L est la direction des fibres pour un composite unidirectionnel ou la direction chaîne pour un composite à renfort tissu. Les directions T et T' sont les directions transverses aux fibres pour le composite unidirectionnel (figure 1.10.a). Pour un matériau à renfort tissu, la direction T est celle de la trame et la direction T' est orthogonale au plan du tissu (figure 1.10.b).

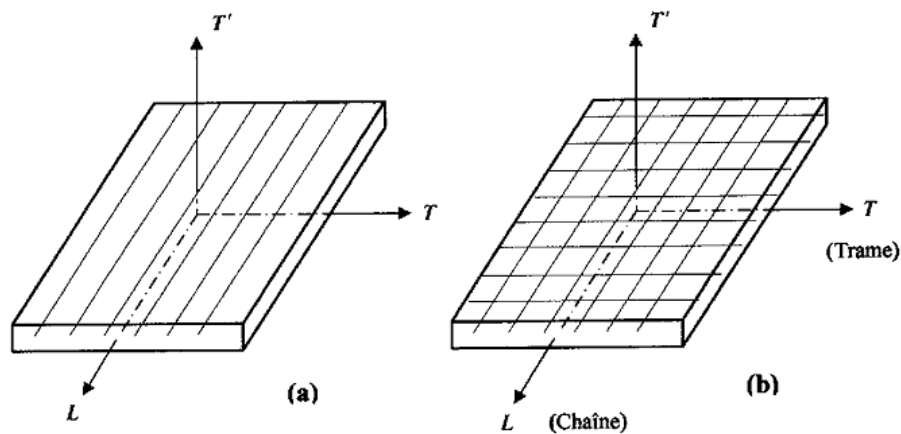


Fig. 1. 10. Directions principales : a) d'un matériau unidirectionnel, b) d'un matériau à renfort tissu.

Pour un état de contraintes planes, les relations contraintes déformations s'écrivent dans les axes des matériaux suivant [10,11]:

$$\begin{bmatrix} \sigma_L \\ \sigma_T \\ \sigma_{LT} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} Q_{11} & Q_{12} & 0 \\ Q_{12} & Q_{22} & 0 \\ 0 & 0 & Q_{66} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \varepsilon_L \\ \varepsilon_T \\ \gamma_{LT} \end{bmatrix} \quad (1.8)$$

Où les constantes de rigidité réduite  $Q_{ij}$  sont exprimées en fonction des modules de l'ingénieur :  $E_L$  et  $E_T$  les modules d'Young longitudinaux et transversaux,  $\vartheta_{TL}$  le coefficient de Poisson mesuré dans des essais de traction longitudinale et  $G_{LT}$  le module de cisaillement mesuré dans le plan de la couche.

$$\begin{cases} Q_{11} = \frac{E_L}{1 - \vartheta_{LT}^2 \frac{E_T}{E_L}} \\ Q_{22} = \frac{E_T}{1 - \vartheta_{LT}^2 \frac{E_T}{E_L}} \\ Q_{12} = \frac{\vartheta_{TL} E_L}{1 - \vartheta_{LT}^2 \frac{E_T}{E_L}} = \vartheta_{12} Q_{22} \\ Q_{66} = G_{LT} \end{cases} \quad (1.9)$$

### 1.6.3. Comportement local décrit par la loi des mélanges

Pour déterminer les caractéristiques mécaniques d'un composite, un assemblage de géométrie est donné en de deux phases (fibre et matrice) de caractéristiques mécaniques différentes, soumis à des sollicitations simples.

On a les hypothèses suivantes :

- Fibre : comportement élastique linéaire fragile isotrope de coefficient  $E_f$ ,  $G_f$  et  $\vartheta_f$ ,
- matrice : comportement élastique non linéaire isotrope de coefficient  $E_m$ ,  $G_m$  et  $\vartheta_f$ .

Les modules d'élasticités sont donnés par [1]:

$$E_L = E_f V_f + E_m (1 - V_f) \quad (1.10)$$

$$E_T = E_m \frac{E_f}{(1 - V_f) + \frac{E_m}{E_f} V_f} \quad (1.11)$$

$$\vartheta_{LT} = \vartheta_m (1 - \vartheta_f) + \vartheta_f V_f \quad (1.12)$$

$$G_{LT} = G_m \frac{1}{(1 - V_f) + \frac{G_m}{G_f} V_f} \quad (1.13)$$

$E_L$  : Module d'élasticité longitudinal;

$E_T$  : Module d'élasticité transversal;

$\vartheta_{LT}$  : Coefficient de Poisson ;

$G_{LT}$  : Module de cisaillement ;

$V_m$  : Fraction volumique de matrice ;

$V_f$  : Fraction volumique de fibre.

#### 1.6.4. Théorie classique des stratifiés

La théorie classique des stratifiés se situe des schémas du premier degré de la théorie des plaques. Ces schémas expriment les déplacements,  $u$ ,  $v$  et  $w$  en un point de la plaque, de coordonnées  $(x, y, z)$  rapportées au plan moyen de la plaque, sous la forme :

$$\begin{aligned} u(x, y, z) &= u_0(x, y) + z\varphi_x(x, y) \\ v(x, y, z) &= v_0(x, y) + z\varphi_y(x, y) \\ w(x, y, z) &= w_0(x, y) \end{aligned} \quad (1.14)$$

où  $u_0$ ,  $v_0$  et  $w_0$  sont les déplacements du point  $(0, x, y)$  du plan moyen :

$$\begin{aligned} u_0(x, y) &= u_0(x, y, 0) \\ v_0(x, y) &= v_0(x, y, 0) \\ w_0(x, y) &= w_0(x, y, 0) \end{aligned} \quad (1.15)$$

Le champ des déformations est alors exprimé par les relations [9,10]:

$$\begin{aligned} \varepsilon_{xx} &= \frac{\partial u_0}{\partial x} + z \frac{\partial \varphi_x}{\partial x} \\ \varepsilon_{yy} &= \frac{\partial v_0}{\partial y} + z \frac{\partial \varphi_y}{\partial y} \\ \varepsilon_{zz} &= \frac{\partial w_0}{\partial z} = 0 \\ \gamma_{xy} &= 2\varepsilon_{xy} = \left( \frac{\partial u_0}{\partial y} + \frac{\partial v_0}{\partial x} \right) + z \left( \frac{\partial \varphi_x}{\partial y} + \frac{\partial \varphi_y}{\partial x} \right) \\ \gamma_{xz} &= 2\varepsilon_{xz} = \frac{\partial w_0}{\partial x} + \partial \varphi_x \\ \gamma_{yz} &= 2\varepsilon_{yz} = \frac{\partial w_0}{\partial y} + \partial \varphi_y \end{aligned} \quad (1.16)$$

Le cisaillement transverse est négligé dans la théorie classique des stratifiés :

$$\gamma_{xz} = 0 \quad \text{et} \quad \gamma_{yz} = 0 \quad (1.17)$$

ce qui conduit d'après (1.16) à :

$$\begin{aligned}\varphi_x(x, y) &= -\frac{\partial w_0}{\partial x} \\ \varphi_y(x, y) &= -\frac{\partial w_0}{\partial y}\end{aligned}\tag{1.18}$$

Le champ des déplacements s'écrit alors, d'après (1.14) :

$$\begin{aligned}u(x, y, z) &= u_0(x, y) - z \frac{\partial w_0}{\partial x}(x, y) \\ v(x, y, z) &= v_0(x, y) - z \frac{\partial w_0}{\partial y}(x, y) \\ w(x, y, z) &= w_0(x, y)\end{aligned}\tag{1.19}$$

Le champ des déformations s'écrit sous la forme :

$$\begin{bmatrix} \varepsilon_{xx} \\ \varepsilon_{yy} \\ \gamma_{xy} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} \varepsilon_{xx}^0 \\ \varepsilon_{yy}^0 \\ \gamma_{xy}^0 \end{bmatrix} + z \begin{bmatrix} K_x \\ K_y \\ K_{xy} \end{bmatrix}\tag{1.20}$$

en introduisant les déformations en membrane :

$$\begin{aligned}\varepsilon_{xx}^0 &= \frac{\partial u_0}{\partial x}(x, y) \\ \varepsilon_{yy}^0 &= \frac{\partial v_0}{\partial y}(x, y) \\ \gamma_{xy}^0 &= \left( \frac{\partial u_0}{\partial y} + \frac{\partial v_0}{\partial x} \right)\end{aligned}\tag{1.21}$$

et les courbures :

$$\begin{aligned}k_x &= -\frac{\partial^2 w_0}{\partial x^2}(x, y) \\ k_y &= -\frac{\partial^2 w_0}{\partial y^2}(x, y) \\ k_{xy} &= -2 \frac{\partial^2 w_0}{\partial x \partial y}(x, y)\end{aligned}\tag{1.22}$$

### 1.6.5. Équations de mouvement des stratifiés orthotropes

#### 1.6.5.1. Stratifié orthotrope dans ses axes

Le champ des résultantes en membrane, noté  $N(x, y)$  est défini par [10,11] :

$$\begin{bmatrix} N_x \\ N_y \\ N_{xy} \end{bmatrix} = \int_{-h/\epsilon}^{h/2} \begin{bmatrix} \sigma_{xx} \\ \sigma_{yy} \\ \sigma_{wy} \end{bmatrix} dz \quad (1.23)$$

$N_x, N_y, N_{xy}$  sont les résultantes par unité de longueur, respectivement des contraintes normales selon  $x, y$  et des contraintes de cisaillement dans le plan  $(x, y)$ .

De la même manière, on définit les résultantes en cisaillement, par unité de longueur, comme suit :

$$\begin{bmatrix} M_x \\ M_y \\ M_{xy} \end{bmatrix} = \int_{-h/\epsilon}^{h/2} z \begin{bmatrix} \sigma_{xx} \\ \sigma_{yy} \\ \sigma_{wy} \end{bmatrix} dz \quad (1.24)$$

nous obtenons une équation qui relie les efforts et les moments résultants aux déformations et courbures du plan moyen du stratifié. Cette équation décrit le comportement global du stratifié, elle est appelée équation constitutive et prend la forme [1] :

$$\begin{bmatrix} N_x \\ N_y \\ N_{xy} \\ M_x \\ M_y \\ M_{xy} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} A_{11} & A_{12} & 0 & 0 & 0 & 0 \\ A_{11} & A_{22} & 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & A_{66} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & D_{11} & D_{12} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & D_{12} & D_{22} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & D_{66} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \epsilon_{xx}^0 \\ \epsilon_{yy}^0 \\ \gamma_{xy}^0 \\ K_x \\ K_y \\ K_{xy} \end{bmatrix} \quad (1.25)$$

Avec les coefficients de rigidité sont exprimés par :

$$\begin{aligned}
 A_{11} &= Q_{11}h \\
 A_{12} &= Q_{12}h \\
 A_{22} &= Q_{22}h \\
 A_{16} &= A_{26} = 0 \\
 D_{11} &= Q_{11} \frac{h^3}{12} \\
 D_{12} &= Q_{12} \frac{h^3}{12} \\
 D_{22} &= Q_{22} \frac{h^3}{12} \\
 D_{16} &= D_{26} = 0 \\
 D_{66} &= Q_{66} \frac{h^3}{12}
 \end{aligned} \tag{1.26}$$

Dans le cas d'un stratifié orthotrope rapporté à ses axes, les résultantes en membrane ne dépendent que des déformations en membrane et les moments ne dépendent que des courbures.

Les équations de mouvement sont ensuite obtenues en rapportant l'équation constitutive (1.25) du stratifié dans les relations fondamentales des plaques (1.2) à (1.4). Ces équations de mouvement s'écrivent :

$$\begin{aligned}
 A_{11} \frac{\partial^2 u_0}{\partial x^2} + A_{66} \frac{\partial^2 u_0}{\partial y^2} + (A_{12} + A_{66}) \frac{\partial^2 v_0}{\partial x \partial y} &= \rho_s \frac{\partial^2 u_0}{\partial t^2} \\
 (A_{12} + A_{66}) \frac{\partial^2 u_0}{\partial x \partial y} + A_{66} \frac{\partial^2 v_0}{\partial x^2} + A_{22} \frac{\partial^2 v_0}{\partial y^2} &= \rho_s \frac{\partial^2 v_0}{\partial t^2} \\
 D_{11} \frac{\partial^4 w_0}{\partial x^4} + 2(D_{12} + 2D_{66}) \frac{\partial^4 w_0}{\partial x^2 \partial y^2} + D_{22} \frac{\partial^4 w_0}{\partial y^4} &= q - \rho_s \frac{\partial^2 w_0}{\partial t^2}
 \end{aligned} \tag{1.27}$$

Où  $q$  est la charge de pression exercée sur le stratifié.

### 1.6.5.2. Stratifié orthotrope hors axes

Dans le cas où les axes (L,T) du matériau orthotrope font un angle  $\theta$  avec les axes de référence (x,y) (figure 1.11), l'équation constitutive s'écrit :

$$\begin{bmatrix} N_x \\ N_y \\ N_{xy} \\ M_x \\ M_y \\ M_{xy} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} A_{11} & A_{12} & A_{16} & 0 & 0 & 0 \\ A_{11} & A_{22} & A_{26} & 0 & 0 & 0 \\ A_{16} & A_{26} & A_{66} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & D_{11} & D_{12} & D_{16} \\ 0 & 0 & 0 & D_{12} & D_{22} & D_{26} \\ 0 & 0 & 0 & D_{16} & D_{26} & D_{66} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \varepsilon_{xx}^0 \\ \varepsilon_{yy}^0 \\ \gamma_{xy}^0 \\ K_x \\ K_y \\ K_{xy} \end{bmatrix} \quad (1.28)$$

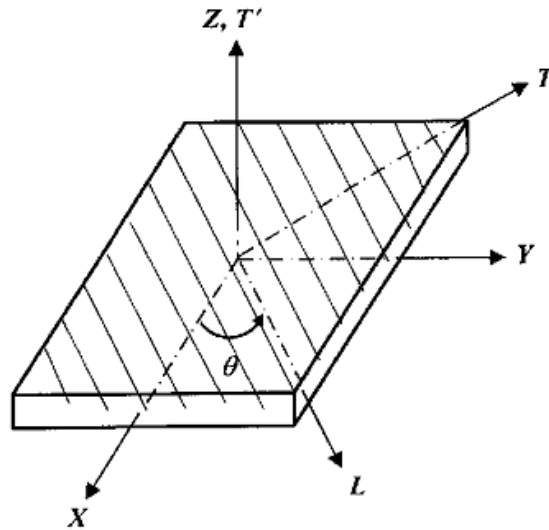


Fig. 1. 11. Stratifié hors axes.

Où les coefficients de rigidités sont exprimés par:

$$A_{ij} = Q'_{ij} h,$$

$$B_{ij} = 0 \quad (1.29)$$

$$D_{ij} = Q'_{ij} \frac{h^3}{12} = A_{ij} \frac{h^2}{12}$$

Ces relations introduisent les coefficients de rigidité réduite hors axes exprimés en fonction des coefficients rapportés aux axes du stratifié.

À nouveau, il y a absence de couplage membrane/flexion-torsion. Toutefois, contrairement au cas d'une couche orthotrope dont les axes coïncident avec les axes de référence de la plaque, nous observons un couplage traction/cisaillement, au niveau du comportement en membrane, ainsi qu'un couplage flexion/torsion.

Les équations de mouvement (1.27) sont alors modifiées suivant :

$$A_{11} \frac{\partial^2 u_0}{\partial x^2} + 2A_{16} \frac{\partial^2 u_0}{\partial x \partial y} + A_{66} \frac{\partial^2 u_0}{\partial y^2} + A_{16} \frac{\partial^2 v_0}{\partial x^2} + (A_{12} + A_{66}) \frac{\partial^2 v_0}{\partial x \partial y} + A_{26} \frac{\partial^2 v_0}{\partial y^2} = \rho_s \frac{\partial^2 u_0}{\partial t^2} \quad (1.30)$$

$$\begin{aligned} & A_{16} \frac{\partial^2 u_0}{\partial x^2} + (A_{12} + A_{66}) \frac{\partial^2 u_0}{\partial x \partial y} + A_{26} \frac{\partial^2 u_0}{\partial y^2} + A_{66} \frac{\partial^2 v_0}{\partial x^2} \\ & + 2A_{26} \frac{\partial^2 v_0}{\partial x \partial y} + A_{22} \frac{\partial^2 v_0}{\partial y^2} = \rho_s \frac{\partial^2 v_0}{\partial t^2} \end{aligned} \quad (1.31)$$

$$\begin{aligned} & D_{11} \frac{\partial^4 w_0}{\partial x^4} + 4D_{16} \frac{\partial^4 w_0}{\partial x^3 \partial y} + 2(D_{12} + 2D_{66}) \frac{\partial^4 w_0}{\partial x^2 \partial y^2} \\ & + D_{22} \frac{\partial^4 w_0}{\partial y^4} + 4D_{26} \frac{\partial^4 w_0}{\partial x \partial y^3} = q - \rho_s \frac{\partial^2 w_0}{\partial t^2} \end{aligned} \quad (1.32)$$

## 1.6.6. Vibrations en flexion d'un stratifié orthotrope

### 1.6.6.1. Équation des vibrations transverses d'une plaque orthotrope

Les équations du mouvement transverse (1.27) et (1.32) sont découplées des équations de mouvement en membrane. Et dans le cas où le stratifié n'est soumis à aucune charge transverse, l'équation du mouvement transverse (1.32) s'écrit [10,11]:

$$\begin{aligned} & D_{11} \frac{\partial^4 w_0}{\partial x^4} + 4D_{16} \frac{\partial^4 w_0}{\partial x^3 \partial y} + 2(D_{12} + 2D_{66}) \frac{\partial^4 w_0}{\partial x^2 \partial y^2} \\ & + D_{22} \frac{\partial^4 w_0}{\partial y^4} + 4D_{26} \frac{\partial^4 w_0}{\partial x \partial y^3} + \rho_s \frac{\partial^2 w_0}{\partial t^2} = 0 \end{aligned} \quad (1.33)$$

L'analyse initiale des vibrations des plaques consiste à rechercher les fréquences propres et les modes propres de vibration. Le déplacement transverse est alors exprimé sous la forme usuelle :

$$w_0(x, y, t) = w_0(x, y) e^{i\omega t} \quad (1.34)$$

où  $\omega$  est la fréquence de vibration de la plaque. En reportant cette équation dans l'équation (1.33), on obtient:

$$\begin{aligned} & D_{11} \frac{\partial^4 w_0}{\partial x^4} + 4D_{16} \frac{\partial^4 w_0}{\partial x^3 \partial y} + 2(D_{12} + 2D_{66}) \frac{\partial^4 w_0}{\partial x^2 \partial y^2} \\ & + D_{22} \frac{\partial^4 w_0}{\partial y^4} + 4D_{26} \frac{\partial^4 w_0}{\partial x \partial y^3} - \rho_s \omega^2 w_0 = 0 \end{aligned} \quad (1.35)$$

Dans le cas d'un stratifié orthotrope dont les directions principales sont confondues avec les axes de référence (x,y,z), l'équation (1.35) se réduit à :



$$D_{11} \frac{\partial^4 w_0}{\partial x^4} + 2(D_{12} + 2D_{66}) \frac{\partial^4 w_0}{\partial x^2 \partial y^2} + D_{22} \frac{\partial^4 w_0}{\partial y^4} - \rho_s \omega^2 w_0 = 0 \quad (1.36)$$

Dans le cas d'une plaque avec des appuis simple, les conditions aux limites sont:

- $x=0$  and  $x=a$  :

$$w_0 = 0 \quad M_x = 0 \quad (1.37)$$

- $y=0$  and  $y=a$  :

$$w_0 = 0 \quad M_y = 0 \quad (1.38)$$

Les conditions aux limites des moments de flexion sont :

- $x=0$  and  $x=a$  :

$$M_x = -D_{11} \frac{\partial^2 w_0}{\partial x^2} - D_{12} \frac{\partial^2 w_0}{\partial y^2} = 0 \quad (1.39)$$

- $y=0$  and  $y=a$

$$M_y = -D_{12} \frac{\partial^2 w_0}{\partial x^2} - D_{22} \frac{\partial^2 w_0}{\partial y^2} = 0 \quad (1.40)$$

il résulte que les conditions aux limites sont vérifiées par le déplacement transversal de la forme:

$$w_0(x, y) = C_{mn} \sin m\pi \frac{x}{a} \sin n\pi \frac{y}{b} \quad (1.41)$$

La substitution de cette expression dans l'équation (1.36) donne:

$$\left[ \frac{m^4 \pi^4}{a^4} D_{11} + 2 \frac{m^2 n^2 \pi^4}{a^2 b^2} (D_{12} + 2D_{66}) + \frac{n^4 \pi^4}{b^4} D_{22} - \rho_s \omega^2 \right] C_{mn} = 0 \quad (1.42)$$

Si le coefficient de  $C_{mn}$  est négligé, d'où l'expression pour les fréquences normales des vibrations transversales :

$$\omega_{mn} = \frac{\pi^2}{a^2} \sqrt{\frac{1}{\rho_s} [m^4 D_{11} + 2m^2 n^2 R^2 (D_{12} + 2D_{66}) + n^4 R^4 D_{22}]} \quad (1.43)$$

où R est le rapport de longueur sur largeur du plaque ( $R = a/b$ ).

Dans le cas d'une plaque isotrope, nous avons :

$$D_{11} = D_{22} = D_{12} + 2D_{66} = D \quad (1.44)$$

et l'expression pour les fréquences de vibration réduit à :

$$\omega_{mn} = \frac{\pi_2}{a^2} \sqrt{\frac{D}{\rho_s} [m^4 + 2m^2n^2R^2 + n^4R^4]} \quad (1.45)$$

Dans le cas d'une plaque orthotrope, la fréquence fondamentale correspond à  $m = n = 1$  et est donnée par :

$$\omega_{11} = \frac{\pi_2}{a^2} \sqrt{\frac{1}{\rho_s} [D_{11} + 2R^2(D_{12} + 2D_{66}) + R^4D_{22}]} \quad (1.46)$$

et dans le cas d'une plaque isotrope nous avons :

$$\omega_{11} = \frac{\pi_2}{a^2} \sqrt{\frac{D}{\rho_s} (1 + R^2)} \quad (1.47)$$

La forme déformée du mode fondamental est donnée pour les deux cas par :

$$w_0(x, y) = C_{11} \sin \pi \frac{x}{a} \sin \pi \frac{y}{b} \quad (1.48)$$

Afin d'évaluer l'influence de l'anisotropie, nous comparons le comportement d'une plaque carré fait à partir d'un matériel orthotrope avec les caractéristiques :

$$D_{11} = 10D_{22}, \quad D_{12} + 2D_{66} = D_{22} \quad (1.49)$$

avec le comportement d'une plaque fait d'un matériel isotrope.

Dans le cas du matériel isotrope, les fréquences normales de vibration (1.45) sont :

$$\omega_{mn} = K_{mn} \frac{\pi_2}{a^2} \frac{D}{\rho_s}, \quad K_{mn} = m^2 + n^2 \quad (1.50)$$

pour un matériel isotrope, les fréquences de vibration sont exprimées par :

$$\omega_{mn} = K_{mn} \frac{\pi_2}{a^2} \frac{D_{22}}{\rho_s} \quad (1.51)$$

avec

$$K_{mn} = m^2 + n^2 \sqrt{10m^4 + 2m^2n^2 + n^4} \quad (1.52)$$

### 1.6.6.2. Résolution des équations de vibrations d'une plaque orthotrope sous conditions aux limites variables

Des solutions analytiques exactes des équations de vibrations transverses sont obtenues [10,11] dans le cas d'une plaque constituée d'un stratifié orthotrope et ont des directions confondues avec les directions principales du stratifié. La recherche analytique des fréquences propres et des modes propres nécessite alors d'utiliser des méthodes d'approximation. Une des premières méthodes d'approximation utilisées pour analyser les vibrations transverses des plaques est la méthode de Rayleigh [12,13], Dans cette méthode, les fréquences propres des vibrations sont obtenues en égalant l'énergie potentielle maximum à l'énergie cinétique maximum.

## 1.7. Amortissement d'un matériau en fonction de ses constituants

### 1.7.1. Coefficients d'amortissement structural

Le comportement élastique d'un matériau unidirectionnel ou orthotrope est caractérisé par ses modules  $E_L$ ,  $E_T$ ,  $\nu_{LT}$  et  $G_{LT}$  rapportés aux axes (L,T,T'), du matériau. Les propriétés d'amortissement d'un matériau orthotrope doivent être de la même manière décrites par quatre paramètres. L'évaluation de ces paramètres en fonction des propriétés des constituants est généralement basée sur une approche énergétique.

L'utilisation d'une approche énergétique pour évaluer l'amortissement d'une structure constituée de divers éléments semble avoir été introduite par Ungar et Kewin [14]. Ils considèrent que pour une structure donnée, le coefficient d'amortissement structural peut être exprimé en fonction de l'amortissement de chaque élément et en fonction de l'énergie emmagasinée dans chaque élément sous la forme :

$$\eta = \frac{\sum_{i=1}^n \eta_i U_i}{\sum_{i=1}^n U_i} \quad (1.53)$$

où  $\eta$  est le coefficient d'amortissement de la structure,  $n$  le nombre d'éléments,  $\eta_i$  le coefficient d'amortissement de l'élément  $i$  et  $U_i$  l'énergie élastique emmagasinée dans l'élément  $i$ .

L'application de la relation au cas d'un matériau composite permet ainsi d'évaluer l'amortissement  $\eta_c$  du composite en fonction de l'amortissement  $\eta_f$  des fibres et  $\eta_m$  de la matrice. Soit :

$$\eta_c = \frac{\eta_f U_f + \eta_m U_m}{U_c} \quad (1.54)$$

Où  $U_f$ ,  $U_m$  et  $U_c$  sont les énergies élastiques emmagasinées respectivement dans les fibres, la matrice et le composite. La relation (1.53) peut être appliquée à n'importe quel matériau composite. Son application toutefois est limitée à l'analyse de géométries relativement simples et à des conditions de chargement pour lesquelles l'énergie élastique emmagasinée peut être déterminée facilement.

## 1.7.2. Évaluation des coefficients d'amortissement

### 1.7.2.1. Chargement dans la direction des fibres

Pour un chargement dans la direction des fibres (figure 1.12), une contrainte moyenne  $\sigma_L$  est exercée sur le composite unidirectionnel provoquant une déformation  $\varepsilon_L$ . L'égalité des déformations dans le composite, les fibres et la matrice s'écrit :

$$\varepsilon_l = \varepsilon_f = \varepsilon_m \quad (1.55)$$

Les énergies élastiques emmagasinées dans le matériau composite, les fibres et la matrice sont respectivement :

$$U_c = \frac{1}{2} \sigma_L \varepsilon_L v_c \quad U_f = \frac{1}{2} \sigma_f \varepsilon_l v_f \quad U_m = \frac{1}{2} \sigma_m \varepsilon_l v_m \quad (1.56)$$

où  $v_c$ ,  $v_f$  et  $v_m$  sont les volumes respectifs du composite, des fibres et de la matrice.

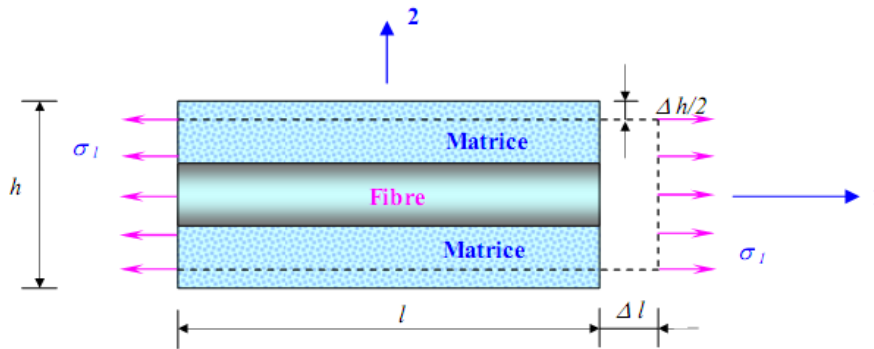


Fig. 1. 12. Schéma d'un chargement longitudinal dans la direction des fibres.

Les contraintes et déformations sont liées par les lois de comportement :

$$\sigma_L = E_L \varepsilon_L \quad \sigma_f = E_f \varepsilon_f \quad \sigma_m = E_m \varepsilon_m \quad (1.57)$$

Où  $E_L$  est le module d'Young longitudinal du composite, et  $E_f$  et  $E_m$  sont les modules d'Young respectivement des fibres et de la matrice. La relation (1.54) associées aux relations (1.56) et (1.57) conduit ainsi à l'expression du coefficient d'amortissement longitudinal :

$$\eta_L = \eta_f \frac{E_f}{E_L} V_f + \eta_m \frac{E_m}{E_L} (1 - V_f) \quad (1.58)$$

en introduisant la fraction volumique  $V_f$  des fibres. Le module longitudinal d'un composite unidirectionnel est bien évalué par la loi des mélanges (équation 1.10) :

$$E_L = E_f V_f + E_m (1 - V_f)$$

Il en résulte que le coefficient d'amortissement longitudinal peut être évalué sous la forme :

$$\eta_L = \frac{V_f}{V_f + \frac{E_m}{E_f} (1 - V_f)} \eta_f + \frac{1 - V_f}{(1 - V_f) + \frac{E_f}{E_m} V_f} \eta_m \quad (1.59)$$

Dans le cas où les fibres ont un coefficient d'amortissement négligeable, l'expression du coefficient d'amortissement longitudinal se réduit à :

$$\eta_L = \frac{1 - V_f}{(1 - V_f) + \frac{E_f}{E_m} V_f} \eta_m \quad (1.60)$$

### 1.7.2.2. Chargement transverse à la direction des fibres

Dans le cas d'un chargement transverse à la direction des fibres (figure 1.13), les contraintes dans les fibres et la matrice sont égales à la contrainte  $\sigma_T$  imposée au composite :

$$\sigma_f = \sigma_m = \sigma_t \quad (1.61)$$

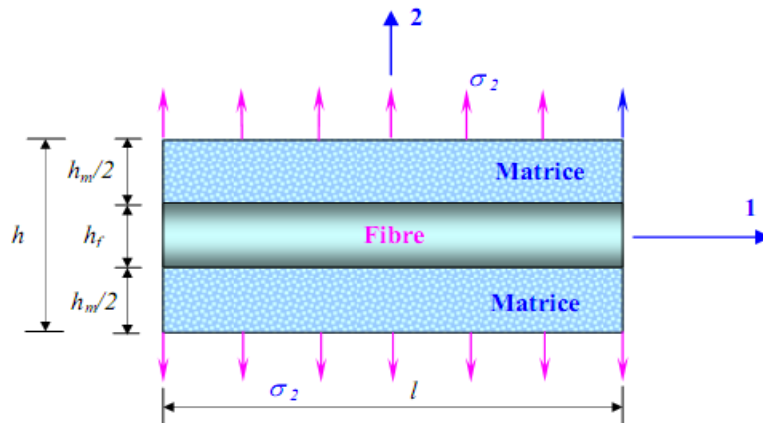


Fig. 1. 13. Schéma d'un chargement transverse à la direction des fibres.

et l'allongement du composite est égal à la somme de l'allongement dans les fibres et la matrice :

$$\Delta l_T = \Delta l_f + \Delta l_m \quad (1.62)$$

Cette relation conduit à une loi des mélanges pour les déformations :

$$\varepsilon_T = V_f \varepsilon_f + (1 - V_f) \varepsilon_m \quad (1.63)$$

Les énergies élastiques emmagasinées dans le composite, les fibres et la matrice s'écrivent :

$$U_c = \frac{1}{2} \sigma_T \varepsilon_T \nu_c \quad U_f = \frac{1}{2} \sigma_T \varepsilon_f \nu_f \quad U_m = \frac{1}{2} \sigma_T \varepsilon_m \nu_m \quad (1.64)$$

La loi de comportement transverse du matériau composite s'écrit :

$$\sigma_T = E_T \varepsilon_T \quad (1.65)$$

Où  $E_T$  est le module d'Young transverse du composite. Il en résulte que le coefficient d'amortissement transverse s'exprime par :

$$\eta_T = \eta_f \frac{E_T}{E_f} V_f + \eta_m \frac{E_T}{E_m} (1 - V_f) \quad (1.66)$$

Une évaluation approchée du module transverse est donnée par la loi inverse des mélanges :

$$\frac{1}{E_T} \approx \frac{V_f}{E_f} + \frac{(1 - V_f)}{E_m} \quad (1.67)$$

Une meilleure évaluation peut être obtenue [10,11] à partir de la relation :

$$E_T = \frac{2}{\frac{1}{2K_L} + \frac{1}{2G_{TT'}} + 2\frac{\nu_{LT}^2}{E_L}} \quad (1.68)$$

Où  $K_L$  est le module de compression latérale et  $G_{TT'}$  est le module de cisaillement transverse.

Ces modules sont évalués par les expressions :

$$K_L = K_m + \frac{V_f}{\frac{1}{K_f - K_m + (G_f - G_m)/3} + \frac{1 - V_f}{K_m + (4/3)G_m}} \quad (1.69)$$

$$G_{TT'} = G_m + \left( 1 + \frac{V_f}{\frac{G_m}{(G_f - G_m)} + \frac{K_m + 7G_m/3}{2K_m + 8G_m/3} (1 - V_f)} \right) \quad (1.70)$$

Dans le cas où l'amortissement des fibres est faible, l'expression (1.66) se réduit à :

$$\eta_T \approx \frac{E_T}{E_m} (1 - V_f) \eta_m \quad (1.71)$$

et dans le cas où le module transverse est évalué par (1.67), nous avons :

$$\eta_T = \frac{1 - V_f}{(1 - V_f) + \frac{E_m}{E_f} V_f} \eta_m \quad (1.72)$$

### 1.7.2.3. Chargement en cisaillement longitudinal

Dans le cas d'un chargement en cisaillement longitudinal (figure 1.14), les contraintes de cisaillement dans les fibres et la matrice sont égales à la contrainte  $\tau_c$  de cisaillement imposée au composite. Les déformations en cisaillement dans le composite, les fibres et la matrice sont respectivement :

$$\gamma_c = \frac{\tau_c}{G_{LT}} \quad \gamma_f = \frac{\tau_c}{G_f} \quad \gamma_m = \frac{\tau_c}{G_m} \quad (1.73)$$

Où  $G_{LT}$  est le module de cisaillement longitudinal du matériau composite,  $G_f$  et  $G_m$  sont les modules de cisaillement respectifs des fibres et de la matrice. La formulation est similaire à la formulation établie dans le cas d'un chargement transverse. Il en résulte que le coefficient d'amortissement en cisaillement est :

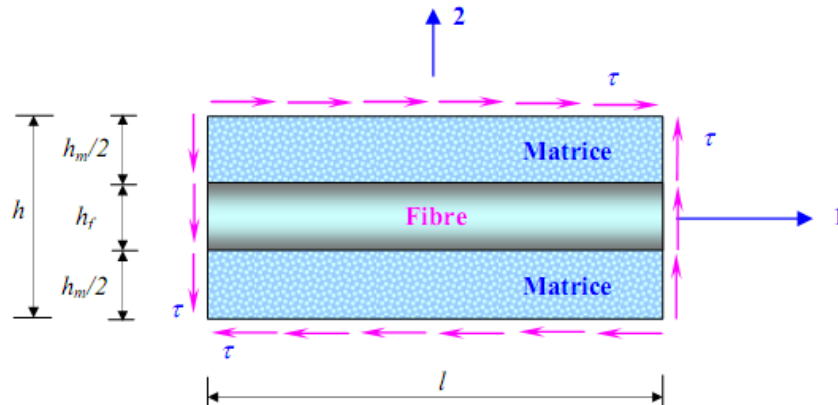


Fig. 1.14. Schéma d'un chargement en cisaillement longitudinal.

$$\eta_{LT} = \frac{\eta_f \frac{1}{G_f} V_f + \eta_m \frac{1}{G_m} (1 - V_f)}{\frac{1}{G_{LT}}} \quad (1.74)$$

Le module de cisaillement peut être approché par une loi inverse :

$$\frac{1}{G_{LT}} \approx \frac{V_f}{G_f} + \frac{1 - V_f}{G_m} \quad (1.75)$$

Où par une expression améliorée [10,11] :

$$G_{LT} = G_m \frac{G_f (1 + V_f) + G_m (1 - V_f)}{G_f (1 - V_f) + G_m (1 + V_f)} \quad (1.76)$$

Dans le cas où les fibres ont un faible coefficient d'amortissement, les relations (1.74) et (1.75) conduisent à :

$$\eta_{LT} = \frac{(1 - V_f)}{(1 - V_f) + \frac{G_m}{G_f} V_f} \eta_m \quad (1.77)$$



## Chapitre 2

# Vieillessement hygrothermique des composites

### 2.1. Généralités

Les matériaux composites sont de plus en plus souvent utilisés pour la réalisation de pièces de structure. Les bonnes propriétés mécaniques spécifiques de ces matériaux permettent en effet un allégement des structures, particulièrement recherché dans des secteurs d'activités comme l'aéronautique et l'automobile. Ainsi, les trois grandes classes de matériaux composites, à matrice céramique, métallique et polymère, connaissent un développement soutenu.

La conception et le développement de nouveaux matériaux est le souci permanent de nombreux secteurs industriels. L'environnement est la préoccupation majeure de l'industrie contemporaine que ce soit de haute technologie (aéronautique ...) ou dans le domaine du quotidien (automobile, habitat...). Donc, l'intégration de nouveaux matériaux à caractère écologique est une nécessité inévitable.

Comme le soulignent beaucoup d'auteurs, par exemple [15,16], les matériaux composites à matrice organique ne se corrodent pas comme les métaux mais ils vieillissent. On parle généralement de vieillissement des matériaux lorsqu'il s'agit de mécanismes d'évolution dans le temps de sa composition ou de sa structure. Cette modification peut être due à une instabilité propre du matériau, une interaction avec l'environnement, des sollicitations mécaniques, ... ou une combinaison des ces différents effets donnant lieu à des couplages multi physiques [17, 18, 19].

Les principaux facteurs généralement rencontrés durant la durée de vie des pièces et étudiés de près par les industriels du fait de leur impact sur la tenue du matériau au cours du temps sont : la température [20, 21, 22] et le cyclage thermique [23], l'humidité [18, 24, 25], l'oxygène [26, 17], la lumière, les espèces chimiques en contact avec la pièce et nocives

(carburant, liquide de dégivrage, gaz d'échappement...), la pression, les efforts appliqués (fatigue, contraintes) et les endommagements subis (impacts, chocs).

Le vieillissement consiste en « toute altération lente et irréversible des propriétés d'un matériau [27], résultant de son instabilité propre ou d'effets de l'environnement ». Cette altération peut concerner la structure chimique des macromolécules ou des adjuvants (vieillissement chimique), la composition du matériau (pénétration ou départ de petites molécules), ou son état physique (taux de cristallinité, fraction de volume libre, contraintes internes...).

Le rôle de l'eau dans la dégradation de la résine époxyde [28] et le rôle des interfaces dans la dégradation des polymères composites [29] sont connues depuis plusieurs dizaines d'années. Les chercheurs tentent d'abord d'identifier les causes de ce vieillissement et parviennent à la conclusion que les facteurs les plus importants sont l'absorption d'eau et l'état de contrainte auquel est soumis le matériau.

### **2.2. Vieillissement hygrothermique**

La recherche sur le vieillissement hygrothermique des matériaux composites à matrice organique a été impulsée par l'industrie aéronautique. Celle-ci introduit de plus en plus de pièces en composite dans les structures des appareils et observe des évolutions significatives après utilisation, notamment en climat chaud et humide. Dans cette première phase, les chercheurs tentent d'abord d'identifier les causes de ce vieillissement et parviennent à la conclusion que les facteurs les plus importants sont l'absorption d'eau et l'état de contrainte auquel est soumis le matériau. L'étude du vieillissement hygrothermique des matériaux composites passe par la détermination des profils de concentration d'eau dans l'épaisseur des pièces, et l'étape suivante est l'analyse des effets locaux et globaux de l'eau absorbée.

#### **2.2.1. Différents modes d'action**

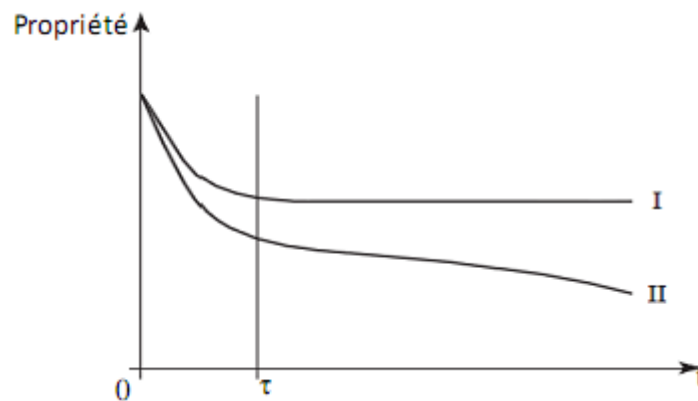
Le vieillissement hygrothermique des composites en milieu aqueux/humide se traduit par des modes différents à savoir les vieillissements physiques, chimiques et osmotiques.

##### **2.2.1.1. Vieillissement chimique**

Le vieillissement chimique englobe tout phénomène impliquant une modification chimique du matériau sous l'influence d'un environnement donné. Seul le vieillissement chimique en présence d'eau est abordé ici, et on parle alors de vieillissement hydrolytique.

Les polymères adsorbent une certaine quantité d'eau en fonction de leur structure et en particulier de la polarité de leur motif monomère. Au cours de l'absorption, les molécules d'eau peuvent remplacer les liaisons hydrogène déjà existantes par des liaisons hydrogène entre l'eau et le polymère. Le résultat de ces interactions chimiques à long terme est la dégradation de la résine et de l'interface par hydrolyse. Ce phénomène conduit à la modification de certaines bandes d'absorption caractéristiques en spectrométrie infrarouge [30]. Ce vieillissement est irréversible et lié à des changements structuraux: coupure de chaîne, évolution des petites molécules issues de la dégradation. Il est souvent contrôlé par la diffusion de l'eau dans le matériau et est susceptible d'être catalysé par divers agents chimiques : ions  $\text{OH}^-$ ,  $\text{H}^+$ , métaux de transition...d'où l'influence de la composition du milieu réactionnel sur le vieillissement. Le greffage de molécules d'eau sur les chaînes macromoléculaires se caractérise par une augmentation de la masse de l'échantillon après séchage par rapport à la masse initiale [31].

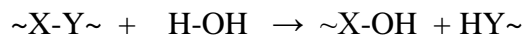
Les effets chimiques se superposent aux effets physiques. Dans le cas des effets physiques en l'absence d'endommagement, les propriétés se stabilisent après saturation du matériau. Cependant, les effets chimiques entraînent la disparition du palier de stabilisation dans les courbes d'évolution des propriétés physiques (Figure 2.1) [32].



**Fig. 2. 1.** Évolution d'une propriété (par exemple mécanique) d'un polymère hydrophile en fonction du temps d'exposition au milieu humide [32].

- Pour  $t < \tau$  (période initiale) : prédominance des effets physiques (plastification)
- Pour  $t > \tau$  (long terme) : stabilité ou prédominance des effets chimiques
- Courbe I : interactions physiques polymère-eau seulement
- Courbe II : interactions physiques et hydrolyse

De façon générale, la réaction d'hydrolyse peut être écrite comme suit :



D'après Verdu [32], cette réaction peut s'effectuer sur les branches latérales ou avec des coupures de chaînes entre nœuds de réticulation et ainsi création de fragments de chaînes macromoléculaires se retrouvant libres dans le réseau et pouvant diffuser vers le milieu extérieur. Les polyépoxydes réticulés par des amines ne devraient pas subir d'hydrolyse. Au cours de la réticulation, une fraction de ces durcisseurs peut néanmoins ne pas avoir réagi au sein du réseau tridimensionnel formé et reste piégée sous forme de grains solubles dans les solvants polaires. Ces fractions de durcisseur sont alors susceptibles de s'hydrolyser, favorisant alors le gonflement des polyépoxydes.

### 2.2.1.2. Vieillissement physique

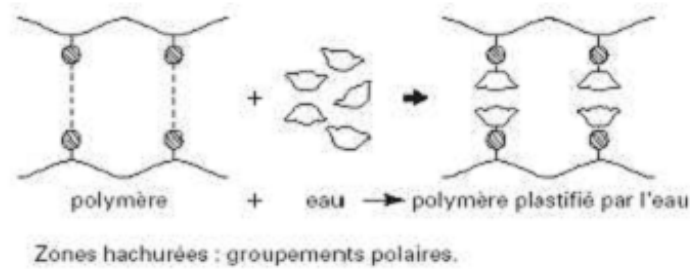
Le vieillissement physique est un processus conduisant à une altération des propriétés d'utilisation du matériau sans qu'il y ait de modification de sa structure chimique à l'échelle moléculaire ou macromoléculaire [27]. Il peut résulter :

- de modifications de la configuration spatiale des macromolécules (relaxations d'enthalpie, relaxation de volume, cristallisation...).
- de phénomènes de transport (pénétration de liquides, migration d'adjuvants).
- de phénomène de surface (fissuration en milieu tensioactif).

Ces mécanismes influent sur la résistance mécanique du matériau. Généralement, lorsque le terme « vieillissement physique » est utilisé, il se réfère au vieillissement sans transfert de masse. Le vieillissement physique est en fait un phénomène lié à l'instabilité propre aux matériaux amorphes au-dessous de leur température de transition vitreuse ( $T_g$ ). La cause principale de ce vieillissement est l'absorption de l'eau dans le matériau. On peut distinguer deux types d'absorption d'eau, dans le réseau macromoléculaire de la matrice et dans les hétérogénéités du matériau composite issues des microvides.

#### ➤ Plastification de la matrice

La plastification de la matrice est due à une réorganisation morphologique du réseau et à l'établissement d'interactions secondaires (liaisons H) entre les molécules d'eau et le polymère. En s'insérant entre les chaînes macromoléculaires, les molécules d'eau brisent les liaisons secondaires entre groupes polaires portés par les chaînes pour établir avec elles des liaisons préférentielles (Figure 2.2) [32].



**Fig. 2. 2.** Schéma de la plastification d'une macromolécule [32].

Il y a une destruction partielle de la cohésion mécanique du réseau qui était assurée par ces liaisons et ainsi une augmentation de la mobilité moléculaire. Ces effets « classiques » de plastification sont dits réversibles, autrement dit les propriétés initiales du matériau sont restaurées après dessiccation. Divers phénomènes peuvent altérer cette réversibilité en particulier les ruptures par gonflements différentiels.

➤ Absorption d'eau dans les hétérogénéités

Podgaiz & al [33] ont montré par des tests mécaniques que la résistance au cisaillement interlaminaire dépend principalement de la fraction volumique de pores incluant leur distribution en taille et leur localisation inter- ou intra. Ces microvides peuvent être préexistants du fait d'une maîtrise imparfaite de la mise en œuvre comme un dégazage insuffisant (des bulles d'air se retrouvant prisonnières dans la résine visqueuse) [34], ou encore un cycle de cuisson non adapté avec des fissurations dues à des contraintes thermiques. Les cycles de cuisson et de post-cuisson influencent donc la prise d'eau à saturation [35]. L'absorption d'eau à haute température peut provoquer l'extraction des espèces non polymérisées créant ainsi des vides. Afin de minimiser ces phénomènes, les recherches sur les effets d'une post-cuisson effectuée après polymérisation se sont multipliées [36, 37, 38]. Des études sur résines vinylesters montrent que les résines non post-cuites présentent en effet des molécules de styrène et du prépolymère n'ayant pas réagi et susceptibles de s'extraire du réseau sous l'effet d'un vieillissement hygrothermique.

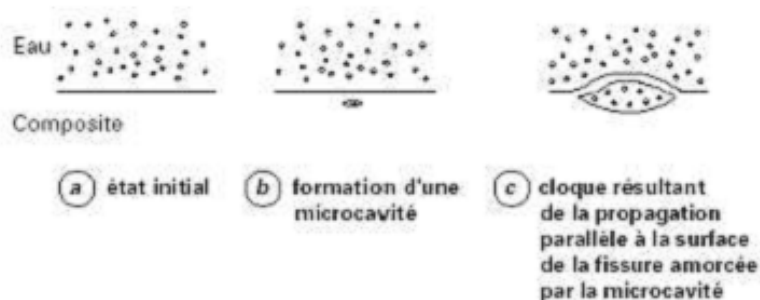
Des microvides peuvent résulter de l'endommagement par gonflements différentiels. Avant saturation, il y a un gradient de concentration dans l'épaisseur du composite qui crée des contraintes liées aux gonflements différentiels. Il est important de préciser que ces gonflements ne sont pas liés au développement d'interactions avec le réseau de la matrice et n'ont donc pas de conséquence sur la température de transition vitreuse, mais affectent d'autres propriétés physiques et mécaniques par création de contraintes internes. Ce type

d'absorption d'eau augmente la sensibilité du système au phénomène de fissuration. Des fissures peuvent s'amorcer à leur surface lors de chocs thermiques.

L'eau peut atteindre ainsi plus facilement l'interface fibre-matrice et par la suite engendrer la décohésion de façon plus ou moins importante selon la qualité de la liaison interfaciale et la température d'immersion. Le mécanisme par lequel la décohésion fibre-matrice est initiée est celui de la pression osmotique.

### 2.2.1.3. Vieillissement osmotique

L'endommagement osmotique est observé lorsque les trois conditions suivantes sont rassemblées : l'immersion dans l'eau, la présence de petites molécules organiques (issues d'une réticulation incomplète ou de la dégradation hydrolytique) et la présence de microvides préexistants ou résultants de l'endommagement par gonflements différentiels [39]. Ces microvides qui sont des chemins préférentiels de l'absorption d'eau, constituent des poches d'eau lors de vieillissement humide (Figure 2.3) [32].



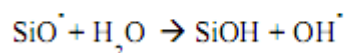
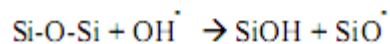
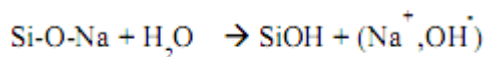
**Fig. 2. 3.** Schéma des étapes successives de la formation d'une cloque [32].

Quand il est induit par la dégradation hydrolytique, le phénomène est lent. Les petites molécules organiques se dissolvent préférentiellement dans les poches d'eau et augmentent la pression osmotique. Dans le cas d'un composite, le mécanisme osmotique semble être localisé essentiellement au niveau de l'interface fibre-matrice et entraîner la décohésion. Farrar & al [40] ont conclu que la pression osmotique à l'interface époxy/verre-E causant une poche de pression est due à la présence d'ions alcalins ou alcalino-terreux,  $Ca^{+}$  ou  $K^{+}$  provenant du verre et à la présence d'impuretés venant du durcisseur n'ayant pas réagi. En outre ils relatent que la conséquence de la présence de ces poches est la perte de la capacité de transfert de charge. L'absorption d'eau engendre des gonflements différentiels, et à long terme, l'endommagement de l'interface fibre-matrice du composite. Ce vieillissement a été en particulier observé sur des composites à matrice polyester insaturé dans des applications

nautiques [32]. Ce phénomène constitue dans les matériaux thermodurcissables à fonctions ester un problème important. Or, il semble que les matériaux vinylesters soient beaucoup moins enclins à ce type d'endommagement en immersion dans l'eau à 100°C [41].

### 2.2.1.4. Vieillissement humide des fibres

Suite à l'éventuel endommagement de l'interface, les fibres de verre sont exposées à la corrosion et sont ainsi fragilisées entraînant des fissurations susceptibles de se propager et d'entraîner la rupture. L'absorption d'eau à la surface du verre se caractérise par l'hydratation des oxydes alcalins présents dans les formulations même les plus résistantes comme celle du verre-E : il y échange d'ions alcalins (Na<sup>+</sup>). La dégradation hydrolytique de la fibre peut être détectée facilement par l'analyse du milieu avec le relargage d'ions caractéristiques. L'eau absorbée semble dégrader la structure silice avec des groupes hydroxyles libres qui se forment. Les réactions sont rapportées par Ishai [42] :



Les mécanismes fondamentaux de l'altération du verre sont donc, l'échange ionique, phase pendant laquelle les cations sont remplacés par les protons de l'eau (lixiviation) et l'hydrolyse des ponts siloxanes (réaction réversible, le pont pouvant se recondenser). Dans l'eau, ces réactions entraînent la basification progressive du milieu. Chu & al. [43] ont suggéré que l'initiation des piqûres de corrosion à la surface des fibres est due à la perte de Na<sup>+</sup>. La figure suivante (Figure 2.4) résume le principe d'extraction ionique et reflète les conséquences d'un tel phénomène sur une fibre de verre.

L'échange ionique induit des contraintes de traction en surface amenant une rupture « en hélice » (le cœur de la fibre sain se distingue de la couronne où le verre est lixivié).

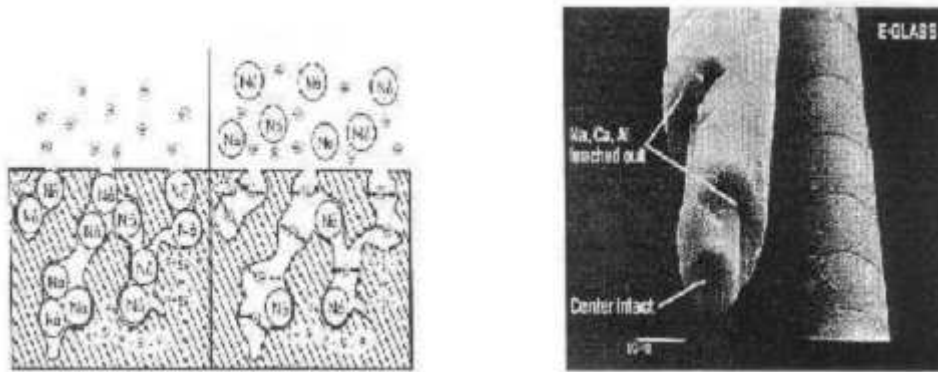


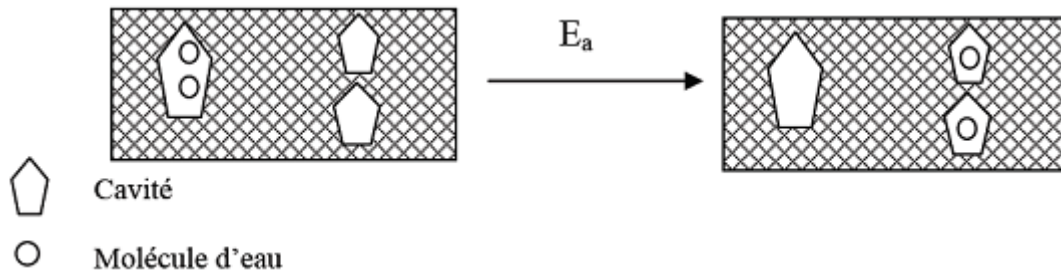
Fig. 2. 4. Principe et conséquences de l'extraction ionique [44].

### 2.3. Les mécanismes de diffusion

La résine absorbe l'eau de l'atmosphère par sa couche superficielle jusqu'à atteindre l'équilibre avec l'environnement. Cette étape est atteinte rapidement et est permise par la diffusion de l'eau dans le matériau. Deux approches [45, 46] permettent de décrire ce phénomène:

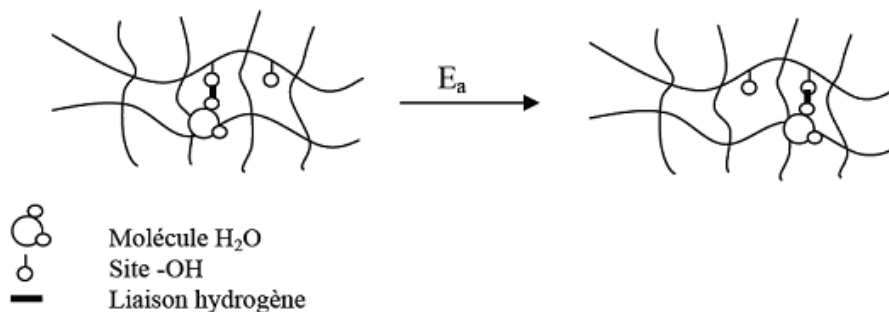
- *La théorie des volumes libres* : La diffusion des molécules pénétrantes est déterminée par le nombre et la taille des trous du réseau polymère d'une part et par les forces d'attraction entre les molécules pénétrantes et le polymère d'autre part [47]. La présence de trous est déterminée par la structure du matériau et par sa morphologie (densité de réticulation, rigidité des chaînes moléculaires...). Les molécules d'eau migrent par capillarité le long des espaces libres du matériau. Ces cavités sont présentes dans le composite soit entre les macromolécules entremêlées du polymère soit dans les zones interfaciales charge/résine. Lors du moulage des échantillons, la résine enrobe totalement la silice de part sa faible viscosité. Cependant, la réticulation et la différence de coefficient de dilatation des deux composants peuvent entraîner du retrait et créer ainsi des décollements entre la charge et la résine. La diffusion de l'eau dépend de la quantité de cavités ainsi que de leur taille. Au cours de la diffusion, les molécules d'eau se déplacent d'un site à l'autre avec une énergie d'activation (Figure 2.5). L'eau est alors considérée comme de l'eau liquide ou eau libre [48, 49].





**Fig. 2. 5.** Théorie des volumes libres [49].

- *L'approche moléculaire* : l'affinité polymère – pénétrant est un facteur important dans la diffusion. En effet, la forte capacité d'absorption d'eau des résines époxydes résulte de la présence sur la chaîne époxyde de groupes  $-OH$  attirant les molécules d'eau polaire. La diffusion de l'eau se fait le long des groupements polaires présents sur les chaînes du polymère. Les sites hydrophiles présents dans le matériau se lient doublement (et parfois triplement) avec les molécules ou les groupes de molécules d'eau au moyen de liaisons hydrogènes. La diffusion s'effectue alors par un processus de piégeage. La molécule d'eau liée à un site, acquiert une énergie suffisante  $E_a$  pour se libérer et migrer vers un nouveau site (Figure 2.6). L'eau n'est alors plus considérée comme de l'eau liquide, c'est de l'eau dite liée [48], [49].



**Fig. 2. 6.** Approche moléculaire [49].

#### 2.4. Processus d'absorption d'eau

L'absorption est caractérisée par une prise de poids du solide au cours du temps. La diffusion se définit ainsi comme un phénomène de transport moléculaire dû à l'existence d'un gradient de concentration du solvant vers le polymère

Le processus d'absorption d'eau dans les matériaux polymère est décrit par la Figure (2.7) Une première partie de la courbe de  $t=0$  à  $t=t_1$  est contrôlée par la diffusion de l'eau dans le polymère jusqu'à atteindre la stabilisation à  $t_\infty$  ou le pseudo stabilisation. La prise de masse

peut alors soit se stabiliser comme le montre la Figure (2.7), soit augmenter après un temps de latence, soit continuer à augmenter progressivement en fonction du matériau étudié.

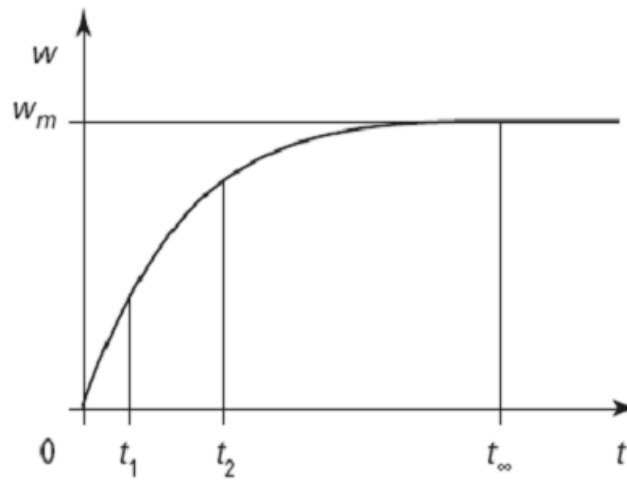


Fig. 2. 7. Cinétique de diffusion de l'eau dans un matériau polymère [50].

#### 2.4.1. Diffusion Fickienne

Les cinétiques d'absorption de fluide dans les polymères ont été étudiées depuis environ 150 ans, commençant certainement avec Fick (1855), qui a établi ses équations par analogie entre phénomènes de transfert de chaleur par conduction et transfert de masse.

Le modèle le plus simple pour la diffusion d'un solvant (espèce diffusante) dans un solide est donné par la loi de Fick (1855). Le gradient de concentration du solvant induit un flux  $\vec{\varphi}$  qui lui est proportionnel. C'est donc le moteur de la diffusion. La vitesse de diffusion est caractérisée par le coefficient de diffusion  $D$ . On a ainsi la première loi de Fick donnée par l'équation (2.1) suivante :

$$\vec{\varphi} = -D \cdot \overrightarrow{\text{grad}C} \quad (2.1)$$

Où

$D$  : coefficient de diffusion du milieu en  $\text{mm}^2/\text{s}$  ;

$C$  : concentration du solvant au sein du milieu ;

Le signe négatif indique que le flux est dirigé des zones à concentration élevée vers celles à concentration plus faible.

La seconde loi de Fick fait intervenir le temps. On considère que l'eau pénètre librement et sans interaction avec les composants. Selon la loi de conservation de la masse, on a l'équation (2.2) :

$$\frac{\partial C}{\partial t} = \text{div}(\vec{\varphi}) \quad (2.2)$$

En combinant les équations (2.1) et (2.2), on obtient la seconde loi de Fick (équation 2.3).

$$\frac{\partial C}{\partial t} = \text{div}\left(-D \overrightarrow{\text{grad}C}\right) \quad (2.3)$$

Lorsque la diffusion est unidirectionnelle (suivant x), et que D est indépendant de la concentration, on a :

$$\bar{\varphi} = -D \frac{\partial C}{\partial x} \quad (2.4)$$

$$\frac{\partial C}{\partial t} = D \frac{\partial^2 C}{\partial x^2} \quad (2.5)$$

La diffusion fickienne est ainsi caractérisée par deux paramètres :

- *Un coefficient de diffusion D* indépendant du temps et de l'espace, ainsi que de la concentration en molécules d'eau, puisque nous nous plaçons dans le cas de phénomènes physiques réversibles.
- *Un seuil d'absorption d'eau asymptotique  $M_s$*  atteint pour un temps infini correspondant à l'équilibre et caractérisé par la valeur correspondante du gain de masse généralement exprimé en pourcentage.

Pour résoudre cette seconde loi de Fick, plusieurs hypothèses sont soumises : la diffusion se fait dans une plaque plane d'épaisseur très faible par rapport à la longueur et à la largeur (pour négliger les effets de bords) ; d'autre part, le matériau est isotrope, la diffusivité est indépendante de la direction de diffusion et le coefficient de diffusion est supposé dépendre uniquement de la température et donc indépendant de la concentration.

La solution de l'équation précédente (Équation 2.3) pour une plaque plane mince homogène et isotrope est ainsi connue (Équation 2.6) [51] :

$$\frac{M_s}{M_t} = 1 - \left( \frac{8}{\pi^2} \sum_{n=1}^{\infty} \frac{1}{(2n+1)^2} \exp\left( -\frac{D(2n+1)^2 \pi^2 t}{h^2} \right) \right) \quad (2.6)$$

avec  $M_s$  masse d'eau à saturation, D coefficient de diffusion et h épaisseur de la plaque. Cette relation se simplifie, aux temps courts, pour décrire la partie linéaire et donner le coefficient de diffusion D :

$$\frac{M_t}{M_s} = \sqrt{\frac{Dt}{h^2}} \frac{4}{\sqrt{\pi}} \quad (2.7)$$

avec  $M_t$  la masse d'eau absorbée au temps  $t$ ,  $M_s$  masse d'eau absorbée à saturation,  $D$  coefficient de diffusion et  $h$  l'épaisseur de l'échantillon.

Aux temps longs, l'équation devient :

$$\frac{M_t}{M_s} = 1 - \frac{8}{\pi^2} \exp\left(-\frac{Dt\pi^2}{h^2}\right) \quad (2.8)$$

La mesure expérimentale de  $M_t$  au cours du temps permet d'accéder à la diffusivité  $D$  et à la valeur à saturation  $M_s$ . On détermine d'abord graphiquement d'après la courbe expérimentale (Figure 2.8), la masse absorbée à saturation  $M_s$  puis le coefficient de diffusion  $D$  grâce à l'approximation faite aux temps courts.

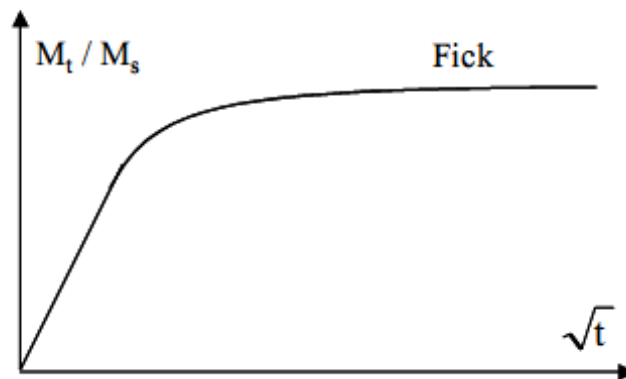


Fig. 2. 8. Courbe de diffusion de type Fick.

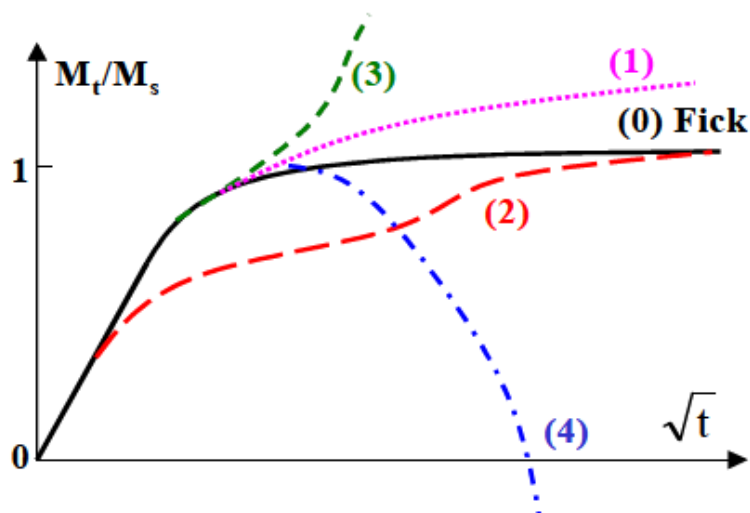
Il existe aussi des résolutions approchées telle celle de Shen et Springer, qui proposent une expression simplifiée de l'équation (2.9) [52] :

$$\frac{M_t}{M_s} = 1 - \exp\left(-7,3\left(\frac{Dt\pi}{h^2}\right)^{0,75}\right) \quad (2.9)$$

Cette expression est notamment utilisée dans les travaux de Dewimille et Bunsell qui cherchent à modéliser les phénomènes de vieillissement de composite époxy. Fibres de carbone [52].

#### 2.4.2. Diffusion non Fickienne

Dans de nombreuses circonstances, les cinétiques d'absorption d'eau de polymères ou composites à matrice polymère présentent des écarts par rapport au comportement fickien. Les courbes schématisées données sur la figure (2.9) sont représentatives des différentes catégories de cinétiques d'absorption d'eau non fickienne.



**Fig. 2. 9.** Courbes schématiques représentatives de quatre catégories de cinétiques d'absorption d'eau non fickienne [54].

La courbe (0) correspond au comportement fickien. La courbe (1), qui est caractérisée par une augmentation continue de la prise de poids, correspond au cas « pseudo-fickien » couramment rencontré [54]. L'équilibre n'est jamais atteint. La courbe (2) représente une cinétique de type Langmuir [55, 56]. Le cas (3) correspond à une accélération rapide de l'absorption d'eau, qui est généralement accompagnée de déformations importantes, d'endommagements au sein du matériau [57, 58].

Enfin le cas (4) présente une perte de poids du matériau, après une certaine durée de vieillissement [59, 60]. On peut attribuer ce cas de figure à des dégradations physiques ou chimiques, à une hydrolyse du matériau. Des groupements chimiques peuvent être arrachés des chaînes polymères et être évacués dans le solvant, ce qui explique la perte de matière et la baisse de la masse globale, malgré l'absorption d'eau.

### 2.4.3. Langmuir

Le modèle de Langmuir considère que l'eau se trouve sous deux phases dans le milieu de diffusion :

- une première phase de molécules d'eau libre de diffuser mais qui peut se lier à des sites spécifiques selon la probabilité  $\gamma$
- et une seconde liée aux sites actifs qui peut se libérer selon la probabilité  $\alpha$  [55].

En conséquence, deux nouveaux paramètres sont ajoutés à la loi de diffusion fickienne :

$\beta$  qui représente la probabilité pour une molécule d'eau libre de se lier et,  $\gamma$  la probabilité pour une molécule d'eau de la phase liée de se libérer. La prise de masse s'écrit alors selon l'équation suivante (Équation 2.10).

$$\frac{M_t}{M_s} = \frac{\beta}{\gamma + \beta} e^{-\gamma t} \left( 1 - \frac{8}{\pi^2} \sum_n \frac{e^{-(2n+1)\pi^2 Dt / 4h^2}}{(2n+1)^2} \right) + \frac{\beta}{\beta + \gamma} (e^{\beta t} + e^{-\gamma t}) + (1 - e^{\beta t}) \quad (2.10)$$

De la même façon, la courbe d'absorption d'une plaque d'épaisseur  $h$  est composée de deux parties :

- Pour les temps courts (Équation 2.11):

$$\frac{M_t}{M_s} = \frac{\gamma}{\gamma + \beta} \sqrt{\frac{Dt}{h^2}} \frac{4}{\sqrt{\pi}} \quad (2.11)$$

- Pour la saturation (Équation 2.12) :

$$\frac{M_t}{M_s} = 1 - \frac{\gamma}{\gamma + \beta} e^{(-\gamma t)} - \frac{\gamma}{\gamma + \beta} e^{\left(\frac{-Dt\pi^2}{h^2}\right)} \quad (2.12)$$

#### 2.4.4. Autres modèles

D'autres modèles ont également été développés pour représenter au mieux des comportements spécifiques non modélisables par les modèles décrits précédemment. Les déviations observées par rapport à ces modèles peuvent être attribuées à plusieurs phénomènes :

- des réarrangements conformationnels [61],
- un processus de relaxation du réseau polyépoxyde lent [62, 63],
- la diffusion de molécules d'eau dans des microvides induits au cours du vieillissement [64, 65, 66],
- une réponse du polymère dépendante du temps [67, 68],
- des réactions de réticulation secondaires [69].

A partir de ces observations, différents modèles ont été développés pour représenter au mieux chaque cas spécifique rencontré. Parmi les modèles les plus couramment utilisés on peut citer le modèle « dual stage » qui considère l'existence d'un processus de diffusion en deux étapes [69, 70] lorsque des zones de densité ou de nature chimique différentes sont présentes au sein d'un même matériau. Il combine deux termes Fickien. Après simplification la relation obtenue pour ce modèle est la suivante [70]:

$$M_t = M_{\infty 1} \left( 1 - \exp \left[ -7,3 \left( \frac{D_1 t}{e^2} \right)^{0,75} \right] \right) + M_{\infty 2} \left( 1 - \exp \left[ -7,3 \left( \frac{D_2 t}{e^2} \right)^{0,75} \right] \right) \quad (2.13)$$

avec  $D_1$  et  $D_2$  les coefficients de diffusion respectivement dans l'étape 1 et l'étape 2,  $e$  l'épaisseur de l'échantillon,  $M_{\infty}$  et  $M_t$  les masses absorbées respectivement à l'équilibre et après un temps  $t$ .

#### 2.4.5. Détermination du coefficient de diffusion

Le coefficient de diffusion représente la rapidité avec laquelle l'humidité diffuse dans le composite. Ainsi. Plus celui-ci est élevé, plus le composite atteindra son taux maximum d'humidité rapidement.

Deux méthodes sont utilisées pour déterminer expérimentalement le coefficient de diffusion d'un matériau. La première approche est décrite par Shen et Springer [71]. Si on néglige l'effet de bord, la valeur du coefficient de diffusion est déterminée expérimentalement à l'aide de la pente dans la région 1 de la courbe d'absorption [71].

$$D_x = \pi \left( \frac{h}{4M_{\infty}} \right)^2 \left( \frac{M_2 - M_1}{\sqrt{t_2} - \sqrt{t_1}} \right) \quad (2.14)$$

Une seconde approche, appelée méthode par transmission est décrite et utilisée par Bavis et al [72]. Dans cette méthode, le matériau à être testé est disposé entre deux milieux de concentration d'humidité différente, résultant en un gradient de concentration sur la plaque. L'humidité passe à travers l'échantillon et est absorbée par le dessicant qui est ensuite pesé (figure 2.10). Le changement de masse du dessicant correspond à la masse d'eau ayant traversé le composite. Cette méthode a l'avantage d'être plus précise car les effets de bords sont complètement éliminés.

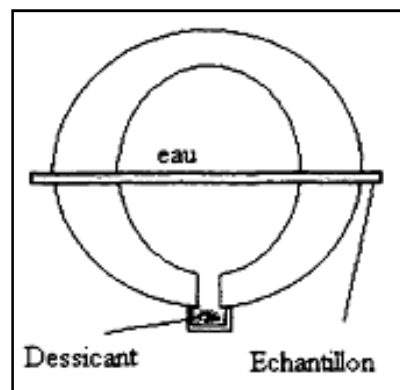


Fig. 2. 10. Appareil de mesure du coefficient utilisé par dans la méthode gravimétrique (adapté de [72]).

Dans les cas où on ne connaît que la diffusivité de la matrice. Shen et al. [71] ont déterminé  $D$ , pour un composite à base de fibres imperméables à l'aide de l'équation :

$$D_x = D_{11} \cos^2 \alpha + D_{22} \sin^2 \alpha \quad (2.15)$$

où

$$D_{11} = (1 - v_f) D_r \quad (2.16)$$

$$D_{22} = \left(1 - 2\sqrt{v_f / \pi}\right) D_r \quad (2.17)$$

Et où

$D_r$  : représente la diffusivité de la résine.

En simplifiant. On obtient :

$$D_x = D_r \left[1 - 2\sqrt{\frac{V_f}{\pi}}\right] \quad (2.18)$$

Il faut cependant garder à l'esprit que ces résultats ne sont valides que dans le cas des composites constitués de fibres imperméables. Dans le cas de fibres perméables, le coefficient de diffusion prend la forme [71] :

$$D_x = \left\{ \left(1 - 2\sqrt{V_f / \pi}\right) D_r + \frac{D_r}{B_D} \left( \pi - \frac{4}{\sqrt{1 - \left(\frac{B_D^2 V_f}{\pi}\right)}} \text{TAN}^{-1} \left( \frac{\sqrt{1 - \frac{B_D^2 V_f}{\pi}}}{1 + B_D \left(\frac{V_f}{\pi}\right)} \right) \right) \right\} \quad (2.19)$$

Où

$$B_D = 2 \left( \frac{D_r}{D_f} - 1 \right) \quad (2.20)$$

et  $D_f$  : représente le coefficient de diffusion des fibres.

Rao et al. [73] ont déterminé expérimentalement que dans le cas de fibres de jute. Une augmentation du taux de fibres provoquait une augmentation du coefficient de diffusion.

## 2.4.6. Facteurs influençant la diffusion d'eau

### 2.4.6.1. Influence du taux d'humidité relative

Dans le cas où le matériau présente un niveau de saturation en eau  $M_s$ , on trouve en général une dépendance directe de  $M_s$  en fonction du degré d'humidité du milieu (HR%). La figure

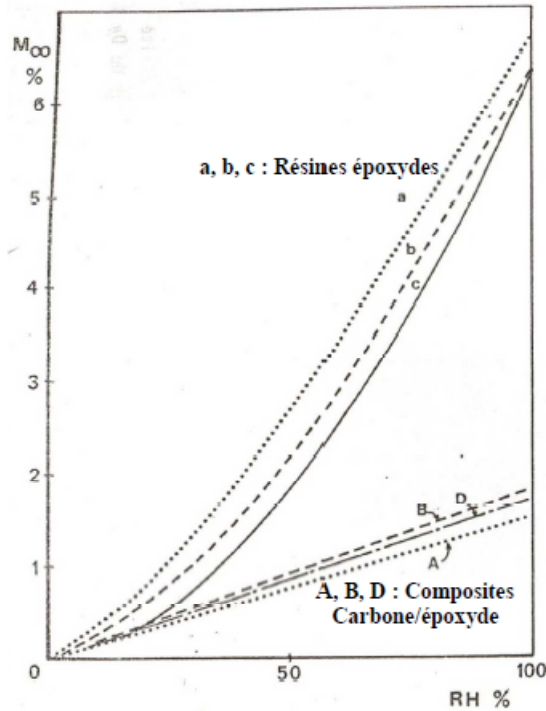


(2.11) illustre les variations de  $M_s$  en fonction de HR% pour trois matériaux composites différents et trois résines [74]. Ces courbes sont décrites par la relation :

$$M_s = a.(HR\%)^b \quad (2.21)$$

Où a et b sont des constantes.

Pour les matériaux composites, b est proche de 1, et il est compris entre 1,3 et 1,8 pour les résines.



**Fig. 2. 11.** Niveau de saturation en eau de divers matériaux composites carbone/époxyde et résines époxydes en fonction du degré d'humidité HR% [74].

On trouve également que le degré d'humidité n'a pas d'influence sur la valeur du coefficient de diffusion, c'est à dire sur la vitesse de diffusion de l'eau. On considérera donc que D est indépendant de la concentration d'eau et reste constant pour une température donnée.

#### 2.4.6.2. Influence de la température

Les auteurs confirment l'influence de la température sur les cinétiques d'absorption. D'une part, la pente initiale des courbes d'absorption augmente avec la température. Ainsi, le coefficient de diffusion d'eau D est extrêmement sensible à la température ; il peut augmenter de deux ordres de grandeur pour une augmentation de température de 100°C [74, 75].

Une valeur typique de D à température ambiante est de l'ordre de  $10^{-7}$  mm<sup>2</sup>/s pour une résine époxy. Un exemple de variation de D en fonction de la température est donnée figure (2.12), pour le cas d'une résine époxy vieillie en immersion ou en humidité relative à différentes températures.

L'absorption est thermiquement activée et on a une relation d'Arrhenius permettant de décrire la dépendance de D avec T :

$$D = D_0 \cdot \exp\left(-\frac{E_a}{RT}\right) \quad (2.22)$$

Où

$E_a$  : énergie d'activation de la diffusion,

$D_0$  : constante (indice de perméabilité),

T : température d'essai,

R : constante des gaz.

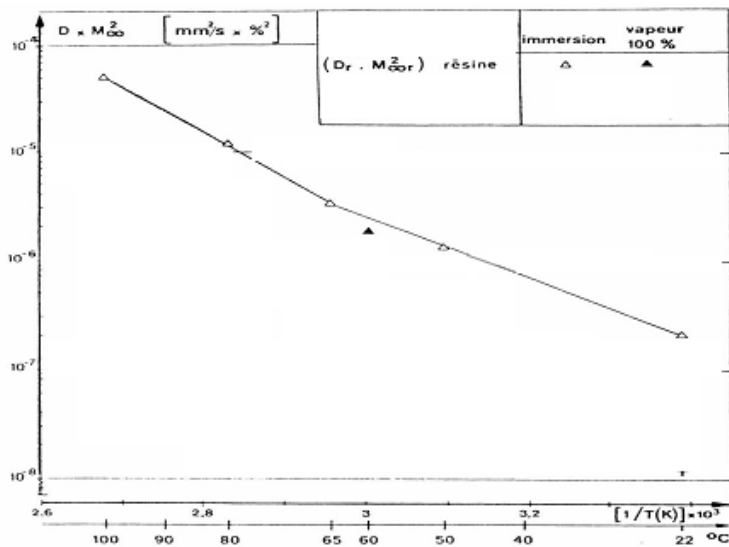


Fig. 2. 12. Lois d'Arrhenius des coefficients de diffusion de résine époxy vieillie en immersion ou en milieu humide à différentes températures (échantillons d'épaisseur 2mm) [52].

### 2.4.6.3. Influence du taux de renfort et type de fibre

Le coefficient de diffusion d'un composite constitué de fibres imperméables peut être prévu à l'aide de l'équation suivante [11]:

$$D_x = D_r \left[ 1 - 2\sqrt{\frac{V_f}{\pi}} \right] \quad (2.23)$$

On peut ainsi constater que dans le cas où le composite est constitué de fibres imperméables, plus le taux volumique de fibres est élevé, plus la diffusion de l'humidité sera lente. Une telle conclusion a été confirmée par Rao et al. [73] dans le cas d'un composite verre-époxy.

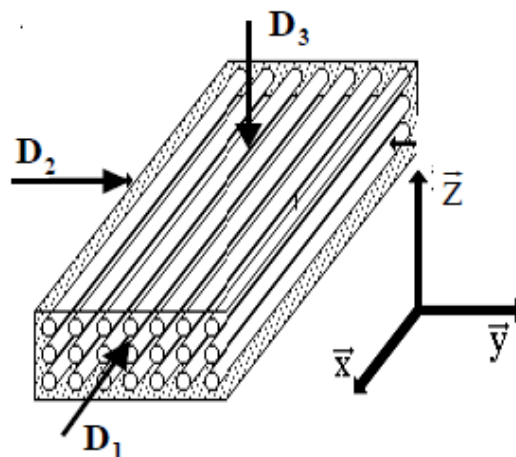
De même que le taux de renfort. Le type de fibre exerce une forte influence sur les caractéristiques d'absorption d'eau. Dans le cas d'un composite constitué de fibres perméables comme le Kevlar, la quantité d'eau sera beaucoup plus élevée que pour un composite constitué de fibres imperméables comme le verre ou le carbone [76].

### 2.4.6.4. Influence du type de durcisseur

Dans le cas d'une résine époxy par exemple, la nature du durcisseur a une influence très grande sur la vitesse de diffusion de l'eau et la nature des dégradations qui peuvent apparaître. Bonniau a par exemple montré qu'une résine époxy associée à un durcisseur anhydride absorbe plus d'eau que la même résine associée à un durcisseur amine [77]. De plus, dans le premier cas, des endommagements importants, associés à des pertes de matière, apparaissent, alors qu'ils n'existent pas pour le deuxième cas. Il s'agit de lessivage.

### 2.4.6.5. Influence de l'orientation des fibres

La structure d'un composite résine/fibres continues est hétérogène et anisotrope. Dans une telle structure, la vitesse de diffusion n'est pas la même suivant chaque direction (figure 2.13). On observe une diffusivité plus importante dans la direction parallèle aux fibres.



**Fig. 2. 13.** Définition des trois axes de diffusion dans un composite unidirectionnel à fibres continues.

On observe cela dans les travaux de B. Dewimille [59] qui montre que la vitesse de pénétration est plus grande dans les disques (pénétration suivant la direction des fibres) que dans les plaques (Pénétration perpendiculaire aux fibres). On trouve pour des tissus UD, des rapports tels que :

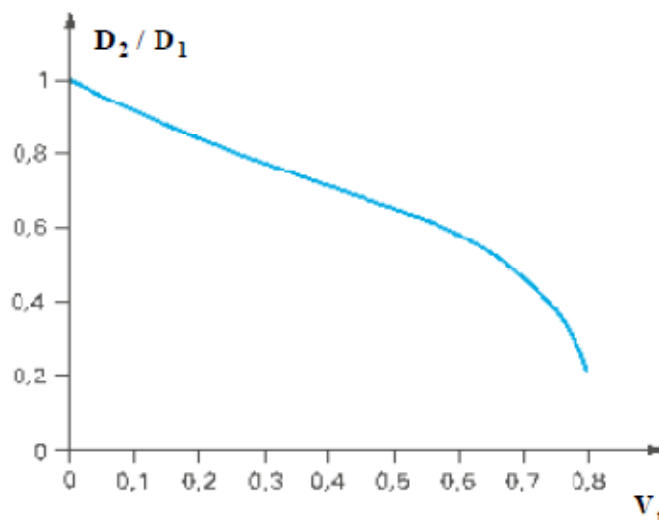
$$\frac{D_1}{D_2} = 3 \text{ à } 7 \quad (2.24)$$

Avec :

$D_1$  : coefficient de diffusion suivant la direction des fibres ;

$D_2 = D_3$ : coefficient de diffusion normal aux fibres ;

Un exemple est donné figure (2.14), où est représentée l'évolution du rapport  $D_2/D_1$  en fonction du taux de fibres  $V_f$  dans le composite.



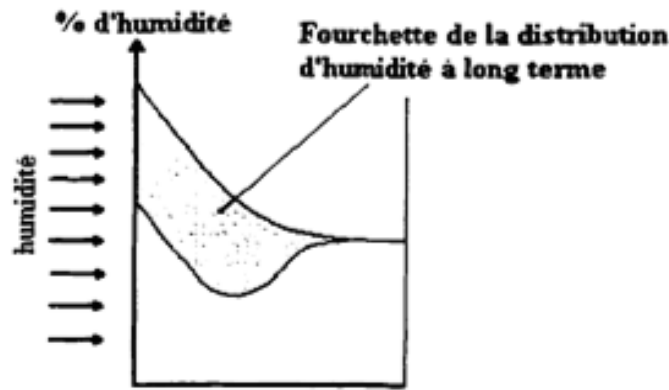
**Fig. 2. 14.** Modélisation du rapport  $D_2/D_1$  en fonction du taux de renfort fibreux du composite [78].

Ceci confirme que le rôle des interfaces fibre-matrice n'est pas négligeable.

De même, B. Dewimille détermine des coefficients de diffusion ayant des valeurs intermédiaires entre  $D_1$  et  $D_2$ , pour des angles entre direction de pénétration de l'eau et direction des fibres intermédiaires ( $30^\circ$  et  $60^\circ$ ).

#### 2.4.7. Diffusion dans un composite soumis à des conditions variables

Une pièce soumise à un milieu affichant des fluctuations de température et d'humidité n'affichera pas le même profil d'humidité qu'une pièce soumise à des conditions constantes. Après une longue exposition à l'environnement, le contenu d'humidité de la pièce atteindra un niveau presque constant à l'intérieur de celle-ci. Par contre, des variations importantes du profil d'humidité surviendront encore à l'intérieur de la couche de surface du composite. Tel qu'illustré à la figure (2.15) [79].



**Fig. 2. 15.** Distribution de l'humidité variable (adapté de [79]) dans une pièce exposée à un milieu d'humidité.

#### 2.4.8. Processus de dégradation de la matrice par l'humidité

Lorsque la matrice absorbe de l'eau. Celle-ci se gonfle. Le changement de volume peut être calculé à l'aide de l'équation [76] :

$$\frac{\Delta V(t)}{V_0} = \frac{\rho_m}{\rho_w} M \quad (2.25)$$

La déformation induite par l'humidité est donc :

$$\varepsilon_m = \frac{1}{3} \frac{\Delta V}{V_0} = \frac{1}{3} \frac{\rho_m}{\rho_w} M \quad (2.26)$$

En plus des changements dimensionnels, la structure chimique de la résine est affectée puisque l'eau attaque les molécules de polyester par hydrolyse et brise les chaînes moléculaires.

Plusieurs facteurs influencent l'absorption d'eau des composites à base de résine polyester. D'après Boenig [80], plus la concentration de styrène ou le nombre acide est élevé moins la résine absorbera de l'eau.

#### 2.4.9. Processus de dégradation de l'interface fibre-matrice

Lors d'une exposition à l'eau. L'interface fibres-matrice subit des dégradations importantes. Celles-ci sont de deux ordres. Une dégradation chimique se produit au niveau de l'adhésion fibres-matrice [81] et une dégradation mécanique est provoquée par la diminution de la pression exercée par la matrice sur les fibres et par le changement du coefficient de friction entre les fibres et la matrice.

Les effets de l'eau sur l'adhésion entre les fibres et la matrice ont été investigués par

Chua et al. [81]. D'après leurs travaux la résistance en cisaillement de l'interface fibre- matrice est réduite à une valeur presque nulle en 400 heures lors d'une exposition à de l'eau à une température de 75 °C, alors qu'une exposition à de l'eau à 60 °C ne provoque qu'une diminution de 40 à 50 % après 13 000 heures d'immersion. A 22 °C. La perte de résistance n'était que de 20 % après 13 000 heures. Ces pertes de résistance peuvent être récupérées à la suite d'un séchage à 80 °C pendant 72 heures, sauf dans le cas d'un vieillissement à 75 °C où la récupération est moindre. Ces pertes et leur réversibilité peuvent être expliquées par la réversibilité de la réaction utilisée lors de l'application des agents couplant démontrée précédemment.

L'absorption d'eau par la matrice a également pour conséquence une diminution de la pression exercée par la matrice sur les fibres et sur le coefficient de friction entre la matrice et les fibres [76, 82]. La diminution de la pression exercée par la matrice est plus élevée à hautes températures. De même que la diminution du coefficient de friction.

### 2.4.10. Dégradation des fibres

Les fibres se dégradent lorsqu'exposées à l'humidité. En outre. L'eau dissout les métaux présents dans les fibres. Camino et al. [83] ont démontré la présence de sodium, potassium, calcium, magnésium et titane dans l'eau après immersion de fibres de verre pendant 14 jours à 80°C. Ces éléments peuvent également être trouvés dans l'eau après vieillissement hygrothermique d'un composite verre-polyester à 70 °C [83]. Par ailleurs, la résistance ultime des fibres de verre est réduite par l'immersion à 60°C. Les pertes les plus sévères surviennent après 100 heures, où les fibres de verre enduites de silane affichent des pertes de l'ordre de 12% alors que les fibres pyrolysées ne possédant donc aucun enduit affichent des pertes avoisinant les 20 % [82].

## 2.5. Techniques de mesure de la diffusion d'humidité

Il existe plusieurs méthodes pour estimer la quantité d'humidité absorbée par les matériaux composites [84]. La plus utilisée est la méthode gravimétrique, qui consiste à la prise de masse de l'échantillon avant et après vieillissement [85], répétée dans des intervalles de temps jusqu'à la saturation du matériau. Cette méthode présente des erreurs de mesure provoquées par le séchage des surfaces de l'échantillon après chaque pesée et nécessite d'extraire l'échantillon du milieu de vieillissement.

Stamm et Seborg [86] ont démontré que l'eau absorbée dans les matériaux cellulosiques cause des contractions volumétriques. Des mesures de densité apparente du bois et de cellulose contenant diverses quantités d'eau absorbées sont faites dans le benzène [87].

Une autre technique est basée sur la mesure de densité ou du gonflement, elle peut nous renseigner sur le mécanisme d'absorption d'eau dans les composites à matrice polymère.

Les mesures de densité des polymères peuvent être effectuées à l'aide d'un pycnomètre, d'une colonne à gradient de densité ou par flottaison. Le gonflement peut être déterminé par mesures dimensionnelles dans les trois dimensions, ou par la mesure de la contrainte de déformation dans le plan d'un film immergé dans l'eau. Deux hypothèses expliquent le mécanisme d'absorption d'eau dans les polymères à partir des mesures de densité ou de gonflement.

### **2.5.1. Diffusion de l'eau à volume constant**

L'eau est absorbée dans les vides du composite sans provoquer de gonflement de ce dernier, l'absorption s'effectue à volume constant.

### **2.5.2. Diffusion de l'eau avec gonflement**

L'eau est absorbée par le matériau composite, en provoquant son gonflement. La diffusion s'effectue avec additivité du volume de l'eau absorbée à celui du composite. D'autres techniques sont employées pour mesurer la diffusion d'eau dans les composites.

D. Rouison et al. [88], ont étudié la diffusion d'eau dans un composite en polyester renforcé par des fibres de chanvre, en utilisant la méthode d'imagerie par résonance magnétique (MRI). Cette technique permet de donner des informations sur la répartition des particules d'eau absorbées dans le plan 3D. Cette étude confirme que l'absorption d'eau par le composite est gouvernée par le mécanisme de diffusion.

Il existe plusieurs autres méthodes d'évaluation de la diffusion d'eau dans les composites. On retrouve les techniques de mesures infrarouges, mesures diélectriques et résonance magnétique nucléaire [84]. Récemment une technique se servant des mesures de déformations hydriques afin de remonter au contenu du composite en humidité est étudiée [89]. Mulle et Collombet [90] ont réalisé des mesures à cœur par des fibres optiques à réseaux de Bragg, dans le but de caractériser la diffusion d'humidité dans des composites unidirectionnels. Cette méthode consacrée auparavant à la mesure de déformations locales a permis également de suivre l'évolution de l'humidité par le biais de caractérisation des propriétés hydriques et

hydromécaniques d'un composite carbone/époxy, en utilisant les fibres optiques à réseau de Bragg (RB). Le principe de la méthode est de quantifier les déformations hydriques par la mesure des longueurs d'onde pour ensuite obtenir une distribution spatiale et temporelle de l'humidité absorbée. L'avantage d'une telle méthode est le fait que les tests peuvent se faire dans le milieu humide, limitant ainsi les incertitudes de mesure.

### **2.6. Conséquence du vieillissement hygrothermique sur les propriétés des matériaux**

En fonction des différents types de vieillissement hygrothermique, physique ou chimique, et de la nature des interactions entre l'eau et le réseau époxyde, des évolutions de propriétés des matériaux sont décrit dans la littérature.

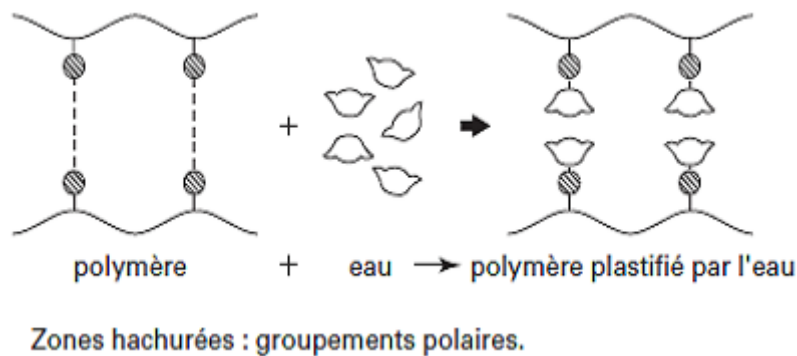
#### **2.6.1. Évolution de Tg**

La température de transition vitreuse représente la température à laquelle un polymère passe de l'état vitreux à l'état caoutchouteux. Lorsque la température ambiante dépasse la température de transition vitreuse, on observe une baisse rapide des propriétés mécaniques et une augmentation de l'absorption d'eau si le polymère est exposé à un milieu humide.

Le vieillissement hygrothermique a un effet de diminution de la température de transition vitreuse du matériau [45, 91], pouvant donc influencer sur son comportement en service. Néanmoins, un effet inverse de post-réticulation (ou réticulation secondaire) peut également se produire sous l'effet combiné de l'humidité et de la température [92, 93].

- Une des conséquences de la diffusion de l'eau est la plastification, qui se traduit par la diminution de la température de transition vitreuse. En s'insérant entre deux chaînes macromoléculaires, les molécules d'eau entraîne une destruction partielle de la cohésion mécanique du réseau, augmentent la distance entre les chaînes et augmentent donc la mobilité moléculaire (Figure 2.16) [32]. Cette modification de Tg reflète le degré de plastification de la matrice et la nature des interactions eau/résine qui se produisent dans le matériau. Ces effets de plastification sont réversibles [94].





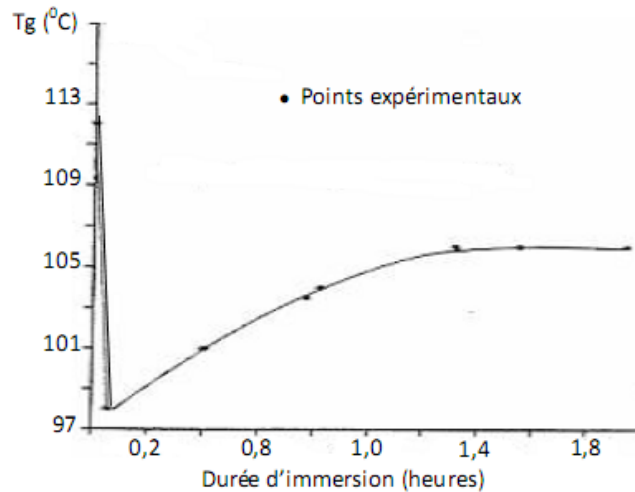
**Fig. 2. 16.** Schéma de plastification d'une macromolécule [32].

De nombreux auteurs [95, 96, 94] ont étudié la diminution de la température de transition vitreuse en fonction de la quantité d'eau absorbée et de la nature du système résine/durcisseur. De Nève et al. [97] montrent que pour le système DGEBA/dicyandiamine, 1% d'eau absorbée entraîne approximativement une diminution de 8°C de Tg. Pour des époxydes réticulés par des amines [98] la chute de Tg peut théoriquement atteindre 30 à 40°C pour des systèmes adsorbant 2 à 3% d'eau, et dépasser 80°C pour des systèmes adsorbant plus de 6%. Un excès de durcisseur amine a un effet aggravant mais un excès de prépolymère époxyde n'a que peu d'influence [99]. En fonction du temps de vieillissement, pour une résine époxy pure et renforcée par des fibres de verres, Ghorbel [100] a constaté que la présence des fibres amplifie les phénomènes de plastification. La baisse de Tg est plus importante dans le cas du composite que dans le cas de la résine seule.

- Réticulation secondaire ou post-réticulation.

Dans certains cas, la plastification du réseau par l'eau à température inférieure à 80°C permet au système de finir de réticuler. En fin de cuisson lors de la mise en œuvre, un certain nombre de pontages ne peuvent s'effectuer par manque de mobilité moléculaire. Le vieillissement humide peut entraîner alors une augmentation de mobilité moléculaire qui permet à une partie du prépolymère n'ayant pu réagir, de se combiner [100, 101].

Une légère augmentation de Tg peut se produire, après une baisse importante dans les premiers temps de vieillissement, lorsque la résine est à saturation en eau. I. Ghorbel [100] observe ainsi ces deux phénomènes concurrentiels liés à la variation de la densité de réticulation dans un système résine époxy-fibres de verre. La Figure (2.17) illustre l'évolution de Tg en fonction du temps de vieillissement lors d'une immersion à 60°C.



**Fig. 2. 17.** Évolution de la Tg de composite époxy-verre en fonction de la durée d'immersion à 60°C [100].

Dans ce cas, le phénomène de post-réticulation est consécutif à la baisse de Tg due à l'absorption d'eau. Plus l'immersion se prolonge, plus l'augmentation de Tg est marquée, et ce, d'autant plus que la température du milieu est élevée.

Ces différentes observations montrent toute l'importance de bien connaître l'état initial des matériaux avant tout vieillissement.

### 2.6.2. Gonflement

Le gonflement est le deuxième effet physique sur les propriétés du matériau, dans le cas des composites, il peut être responsable de décohésions fibre/matrice. Le gonflement est en général attribué à une rupture des liaisons hydrogène interchaînes par les molécules d'eau [31]. D'après Zhou et Lucas [102, 103] seules les molécules d'eau formant une seule liaison avec le réseau (type I) sont responsables du gonflement, alors que celles de type II renforcent la cohésion entre les chaînes et n'induisent pas de gonflement. Les molécules d'eau occupant le volume libre du polymère ne participent pas au gonflement. Les volumes du polymère et du liquide ne peuvent donc pas être considérés comme additifs, en particulier à des taux de gonflement inférieurs à 3% [104].

Certains auteurs supposent que la variation de volume est égale au volume d'eau absorbée selon une loi additive des volumes or, le volume d'eau absorbée est supérieur au gonflement mesuré généralement [31, 105].

MCKague et al [106] déterminent une relation entre le volume d'eau absorbée et le volume de l'échantillon à partir de la prise de masse de l'échantillon. Ils observent que le volume théorique est supérieur au volume mesuré car l'équation ne tient pas compte de l'eau libre.

Cependant, il est aussi possible dans certains cas d'observer une contraction de la résine du fait du retrait résultant du complément de réticulation, conduisant à une augmentation de la densité de la résine [107]. Cet effet est réversible lorsque l'eau absorbée par le matériau s'évapore au cours d'un cycle de désorption [31].

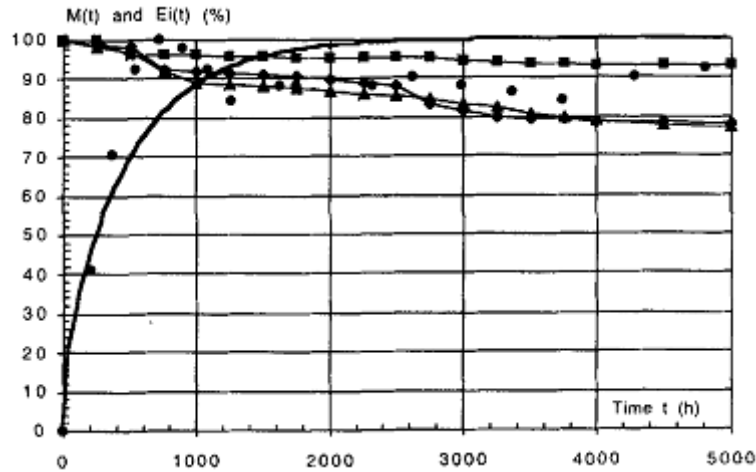
### 2.6.3. Evolution des propriétés mécaniques

Les différents effets de l'eau sur le matériau ont également des conséquences sur les propriétés mécaniques. L'influence de l'humidité sur le comportement mécanique des composites est assez complexe. Pratiquement chaque propriété du matériau est susceptible d'être affectée par un vieillissement humide.

#### 2.6.3.1. Evolution des propriétés en traction

Il apparaît communément une baisse de rigidité et de contrainte à rupture de polymères tels que l'époxy, une baisse de rigidité dans le sens transversal et en cisaillement de composites unidirectionnels [77, 108, 100, 71]. Dans certains cas, les modules de rigidités et la contrainte à rupture diminuent [77, 108], dans d'autres cas, les rigidités restent constantes et la contrainte à rupture diminue [59], ou encore la variation de ces paramètres peut être dépendante de la température [71]. La diminution du module de cisaillement est observée presque systématiquement.

Typiquement, on peut observer des dégradations de l'ordre de 25 à 80% pour les rigidités d'époxy, et des baisses de 50 à 80% pour la rigidité transversale de composites à matrice polymère. P. Castaing [108] par exemple, identifie, pour des essais de traction sur composite polyester fibre de verre unidirectionnel, vieilli en immersion à 60°C, des baisses de modules transversal  $E_2$  et de cisaillement  $G$  pouvant atteindre 20 à 30% par rapport au matériau non vieilli (Figure 2.18). Egalement une baisse de module longitudinal  $E_1$ , mais moins importante, autour de 5%. Des baisses de résistances à rupture sont aussi mises en évidence pour différentes conditions d'essai (essais de flexion, essais de cisaillement). Elles sont de l'ordre de 20 à 40% suivant les types de résines et les durées d'immersion.



**Fig. 2. 18.** Evolution relative des propriétés mécaniques d'un verre-polyester ISO au cours du vieillissement (immersion a 60°C pendant 5000h) (E1 :■ ; E2 : ▲ ; G12 : ◆) ; corrélation avec la courbe d'absorption d'eau (•). [108].

I. Ghorbel [100] constate elle aussi des chutes du module transversal et de cisaillement de l'ordre de 20 à 30% pour le même type de matériau, unidirectionnel et aussi stratifié  $\pm 55^\circ$ . Elle montre également que ce sont les résistances à rupture qui sont les plus affectées par le vieillissement. Par rapport au matériau sec, elles sont quasiment divisées par deux à l'état de saturation en eau.

P. Bonniau [77] a aussi effectuée des essais de traction simple sur un composite verre époxy, sous forme de tissus, vieilli à des taux d'humidité différents. Les résultats principaux qu'il obtient sont représentés sur la figure (2.19), où est représentée l'évolution de la contrainte à rupture en fonction d'un paramètre  $p$ , proportionnel au temps de vieillissement, pour différentes conditions de vieillissement. Il fait l'hypothèse d'une concentration limite, correspondant à des humidités relatives de 60-70% HR, au dessous de laquelle aucun endommagement important du matériau n'apparaît, et quelle que soit la température. Il admet ainsi que pour des concentrations supérieures, le gonflement de la résine devient important et peut provoquer des décohésions. En milieu liquide, la concentration limite étant toujours dépassée, l'endommagement évolue de manière thermoactive en fonction du temps. Il souligne également qu'on ne peut relier directement la quantité d'eau absorbée et l'importance de l'endommagement, car les courbes ne sont pas confondues pour différentes conditions.

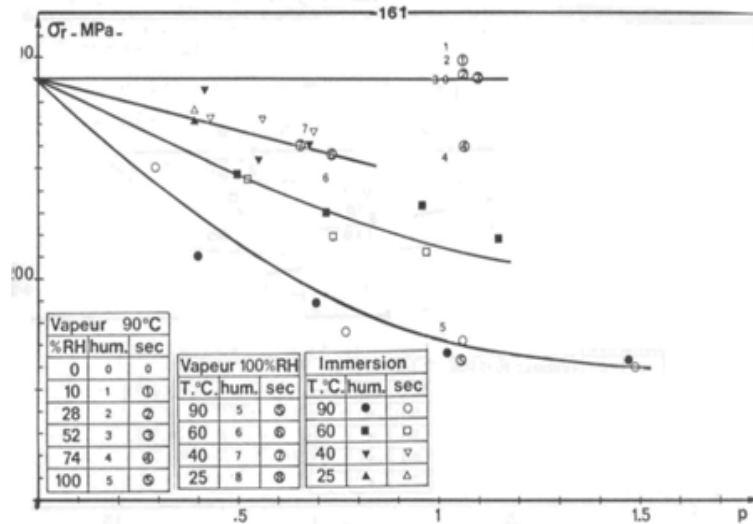


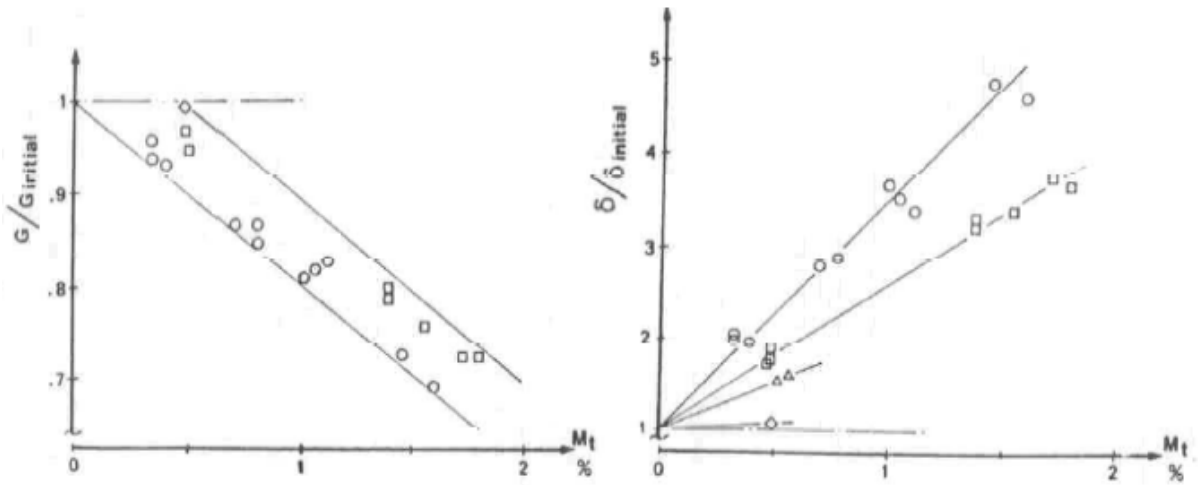
Fig. 2. 19. Variation de la résistance à rupture en traction au cours du vieillissement, pour un composite tissu de verre résine époxy [77].

### 2.6.3.2. Evolution des propriétés en torsion et en flexion

Evolution des propriétés en torsion et en flexion B. Dewimille [53] à étudié l'évolution des propriétés en flexion et en torsion en fonction de la température et de la quantité d'eau absorbée, pour un matériau composite unidirectionnel verre-résine époxy.

Il apparait que pour la résistance en flexion, la chute est à peu près proportionnelle à la quantité d'eau absorbée  $M_t$  (en %) (Résultats pour 80 et 100°C) et peut aller jusqu'à 25% pour des quantités comprises entre 1.6 et 1.8%. Il remarque de plus que jusqu'à 0.5% d'eau, la baisse est faible. Il explique en effet qu'il faut atteindre une concentration suffisante au cœur de l'échantillon, la où se produisent les ruptures par cisaillement.

Pour la torsion (figure 2.20), les conclusions sont semblables. Il s'avère que pour le module  $G$ , la baisse est faible pour des immersions en dessous de 65°C mais il y a des reprises d'eau faibles pour ces températures. Pour des températures plus élevées, il y a des baisses de modules importantes qui peuvent atteindre 25% pour des quantités absorbées supérieures à 1.5%. Il n'y a en fait pas d'effet de la température mais seulement de  $M_t$  sur la baisse de  $G$ .



**Fig. 2. 20.** Influence de la température d'immersion et de la quantité d'eau absorbée sur le module  $G$  (figure de gauche) et l'amortissement  $d$  (figure de droite) en torsion, pour un composite verre/époxy [53].

Il apparaît enfin que le coefficient d'amortissement en torsion est beaucoup plus sensible à la présence de l'eau que le module et que son évolution en fonction de  $M_t$  est très nettement dépendante de la température. Après séchage des éprouvettes, l'amortissement et le module de torsion retrouvent leurs valeurs d'origine malgré des dégradations irréversibles; c'est donc essentiellement la présence d'eau dans la matrice et le long des interfaces qui provoque les modifications du comportement en torsion.

# Chapitre 3

## Etude vibratoire d'un impact sur les matériaux composites

### 3. Généralité

#### 3.1. Définition d'un impact

On appelle un choc mécanique une excitation vibratoire dont la durée est de l'ordre de grandeur de la période propre du système mécanique sollicité. Il y a un choc mécanique lorsqu'une force, une position, une vitesse ou une accélération est brusquement modifiée et que cela crée un régime transitoire dans le système considéré. La norme Afnor définit une modification comme brusque si elle se produit en un temps court par rapport à la période naturelle concernée.

Un composite est susceptible d'être soumis à de nombreux impacts de nature et d'intensité très différente. Les impacts sur les structures peuvent être de plusieurs types :

- Chute d'outils lors des opérations de maintenance (basse vitesse, basse énergie),
- Impact d'oiseaux au décollage et à l'atterrissage (moyenne vitesse, moyenne énergie),
- Impact de grêlons, de graviers (moyenne vitesse, basse énergie),
- « Blunt » impact ou impact dit mou lors des opérations de chargement/déchargement de fret ou de bagage par des véhicules sur le tarmac (basse vitesse, moyenne énergie), l'étude de ce type d'impact est récent et est dû au changement de matériau des fuselages de métallique en composites,
- Impact de pièces après rupture de type pale de rotor, pale de fan de moteur (moyenne vitesse, haute énergie),
- Impact balistique (haute vitesse, haute énergie),
- Impact hyper vitesse (débris spatiaux à très haute vitesse).

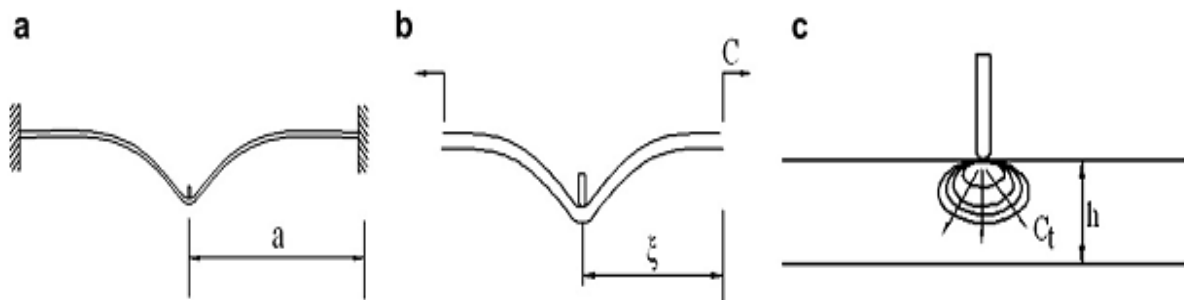
Ces impacts peuvent créer des défauts dans les structures, visible et non visible à l'œil nu ou par des moyens de mesures et aboutir alors à une diminution importante des propriétés résiduelles.

### 3.2. Catégories d'impact

On peut définir quatre grandes catégories d'impact correspondant à des applications et contextes bien distincts.

#### A) les impacts à basse vitesse.

Les vitesses d'impact du projectile sont inférieures à 10 m/s et la masse de ce dernier est comprise entre 50 g et 30 kg selon les applications (chute d'objets pendant la fabrication ou la maintenance par exemple) [109]. Les structures sont généralement endommagées en compression sous le projectile et en flexion locale (Figure 3.1.a) [110]. Le domaine de basse vitesse est valable lorsque la propagation des ondes dans l'épaisseur ne joue pas de rôle sur la tenue de la structure. Plus précisément, lorsque le projectile entre en contact avec la cible, des ondes de compression, de cisaillement et des ondes de Rayleigh (ondes de surface) se propagent. Après plusieurs allers-retours dans l'épaisseur, le mouvement de la structure s'initie [111]. Les impacts pour lesquels l'endommagement est introduit après le mouvement de la structure sont considérés comme des impacts à basse vitesse [112].



**Fig. 3. 1.** Classification des régimes d'impact : a) Impact basse vitesse ; b) Impact à vitesse modérée ; c) Impact balistique / à haute vitesse [110].

#### B) les impacts à très haute vitesse

Ils sont étudiés dans le cadre de protections de satellites ou lanceurs contre des débris spatiaux de très faible masse (quelques milligrammes) mais pouvant atteindre des vitesses de plusieurs kilomètres par seconde [113]. Il existe également *des impacts à haute vitesse* (Figure 3.1.c) et *des impacts balistiques* qui se situent dans des domaines de vitesse proches. On peut considérer les impacts balistiques comme un sous-domaine des impacts à hautes vitesses. Ils sont étudiés dans le cadre d'applications militaires et font l'objet de normes spécifiques (normes européennes EN 1522 ou standards américains NIJ).



C) *des impacts à vitesse modérée*

Quelques auteurs identifient clairement ce domaine de vitesses intermédiaires ou modérées [114, 115]. On peut noter que pour des impacts à vitesses modérées (Figure 3.1.b), l'endommagement dans le cas de structures minces est un mode intermédiaire entre la flexion et l'endommagement local en cisaillement transverse [111].

Toutes ces catégories sont résumées par ordre de vitesse croissante :

Catégorie	Vitesse [m/s]	Masse [g]	Energie D'impact [J]	Domaine d'application	Banc de test utilisé
Basse Vitesse	<10	50-30000	1-200	Transport	Poids tombant
Vitesse Modéré	50-200	1-200	1-4000	Transport	Canon, barres d'hopkinson
Haute Vitesse	200-500	5-500	100-20000	Transport	Canon, barres d'hopkinson
Balistique	200-600	5-20	100-500	Protection militaire	Stand de tir, canon
Très hautes vitesses	1000-5000	0,001	Env.100	Aérospatiale	Canon

**Tab. 3. 1.** Description des différentes catégories d'impact.

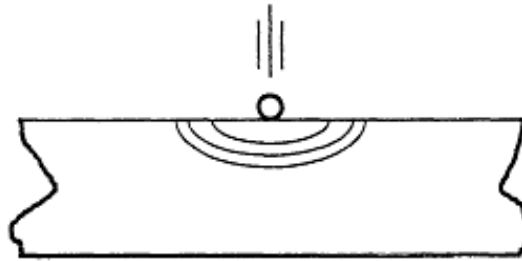
**3.3. Classification phénoménologique des impacts sur plaques multicouches**

Une façon de comprendre le phénomène est de considérer les différents types d'ondes qui se propagent dans la structure à la suite d'un impact, et d'en déterminer celui qui est dominant. La plupart des cas d'impact sur structures multicouches peuvent être modélisés par l'impact transverse d'un projectile de petite dimension sur une plaque.

Un tel impact donne naissance à trois types d'onde, se propageant à partir du point d'impact [116]

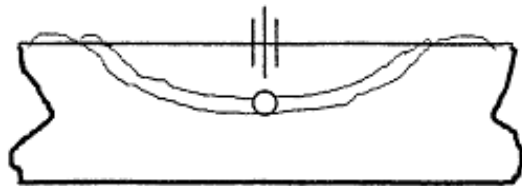
- des ondes rapides à travers l'épaisseur. Ces ondes de compression se réfléchissent sur la face inférieure de la plaque pour donner naissance à des ondes de traction qui se

superposent. En fait, la propagation de ces ondes est sphérique. Les déformations associées sont faibles (figure.3.2).



**Fig. 3. 2.** Ondes de compression rapides à travers l'épaisseur.

- des ondes de traction-compression dans le plan, ainsi que des ondes de cisaillement. Ces ondes se réfléchissent sur les bords latéraux de la plaque.
- des ondes de flexion plus lentes, dispersives (à vitesse décroissante). Ces ondes se réfléchissent aussi sur les bords de la plaque et peuvent ainsi engendrer des déformations sur l'ensemble de la plaque (figure 3.3).



**Fig. 3. 3.** Ondes de flexion lentes dans la plaque.

Ce principe stipule qu'un phénomène d'ondes transitoires peut être négligé dès lors que le temps d'application de la charge (correspondant à la durée de contact), est grand devant le temps nécessaire à l'onde pour se réfléchir.

Ces impacts peuvent créer des défauts dans les structures, visible (VID : Visible Impact Damage ou BVID : Barely Visible Impact Damage) et non visible à l'œil nu ou par des moyens de mesures et aboutir alors à une diminution importante des propriétés résiduelles ; notamment la tenue en compression.

### 3.4. Les essais d'impact

Pour l'étude de l'impact basse vitesse, il existe plusieurs moyens d'essais classiquement utilisés [112]. Les deux moyens les plus utilisés sont les essais avec pendule Charpy et surtout les essais avec une tour de chute et une masse tombante.

### 3.4.1. L'essai Charpy

L'essai Charpy consiste en un essai de flexion trois points dynamiques [117]. Le montage est constitué d'un bras fixé sur un bâti (Figure 3.4). Ce bras est lâché d'une certaine hauteur et vient impacter l'échantillon fixé sur le bâti avec une trajectoire circulaire. La partie impactant l'échantillon est généralement un rouleau [118], mais un montage à pendule peut également être envisagé avec un impacteur sphérique [112].

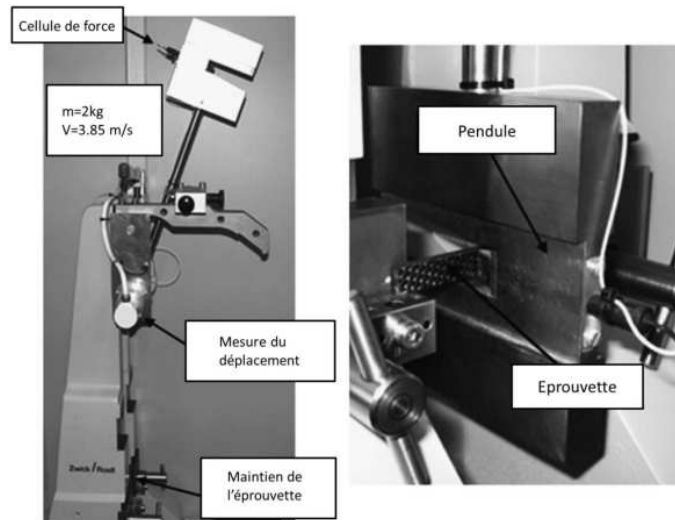


Fig. 3. 4. Montage Charpy Zwick/Roell [117].

Cet essai est utilisé pour caractériser la résistance à l'impact de l'échantillon au travers de l'énergie absorbée par celui-ci. L'essai est généralement un essai à rupture (Figure 3.5). Il est donc peu utilisé pour évaluer les performances résiduelles post-impact mais plutôt pour classer différents matériaux selon leur capacité à absorber [119].

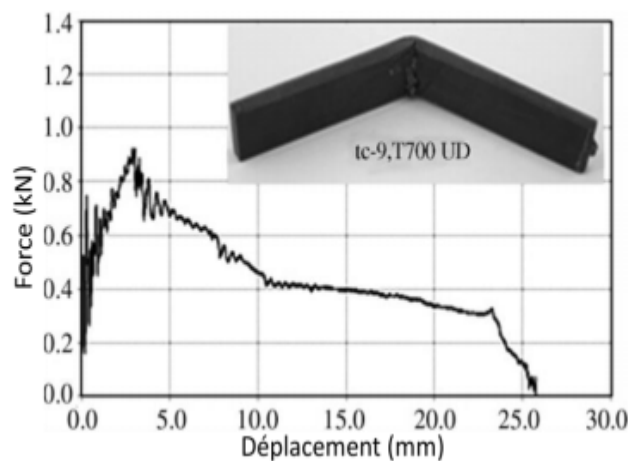
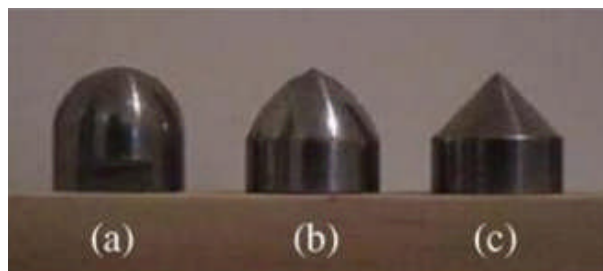


Fig. 3. 5. Réponse force/déplacement pour un essai Charpy sur composite stratifié de plis UD [117].

### 3.4.2. Les tours de chute

Le moyen le plus couramment employé pour l'étude de l'impact basse vitesse / basse énergie et des performances résiduelles associées est la tour de chute. Une tour de chute consiste généralement en un impacteur lourd guidé par des rails et lâché d'une certaine hauteur [112]. Plusieurs types d'impacteur peuvent être utilisés. Les auteurs Marshall & Thomson [120] étudient l'influence de la forme de l'impacteur (Figure 3.6) sur l'endommagement généré dans un stratifié d'UD. Dans la majorité des études, l'impacteur est en acier et de forme hémisphérique car c'est celui qui crée le plus d'endommagement interne pour un endommagement visible en surface donné [121]. Différentes masses peuvent également être associées à l'impacteur ce qui permet de faire varier deux paramètres (la vitesse via la hauteur et la masse) pour obtenir une énergie incidente.



**Fig. 3. 6.** Impacteurs en acier de forme (a) hémisphérique, (b) ogival et (c) conique [120].

Gning [123], par exemple, lâche un projectile de 1.61 kg d'une hauteur de 4 m (45 J) sur des tubes de 110 mm de long, 55 mm de diamètre intérieur et 6 mm d'épaisseur.

Zeinoddini [124] utilise un projectile bien plus massif, de 15 kg à 50 kg, atteignant une vitesse de 8 m/s, lâché d'une hauteur de 4.3 m, également transversalement sur des tubes.

Shen [125] atteint des énergies plus importantes avec un poids tombant d'une masse allant de 12 kg à 80 kg, et pour des vitesses de 2 m/s à 10 m/s (de 76 à 2 865 J) impactant une plaque rectangulaire encastrée par boulonnage, de dimensions 280 x 190 mm pour 1 à 4 mm d'épaisseur. A l'issue des essais, la tôle est perforée.

Un autre dispositif pouvant s'apparenter à un système de poids tombant est développé par Zhu et Faulkner [126]. L'impacteur est un chariot de 15 à 60 kg sur une pente à 30° (vitesse jusqu'à 5 m/s). Ils peuvent utiliser des structures complètes comme des carènes de bateau, ou plus simple comme des plaques carrées de 200 mm de côté et de 1 à 1.65 mm d'épaisseur.

Lors de ce type d'essai, généralement la vitesse avant impact est obtenue par des cellules électriques et la masse impactante est instrumentée avec un accéléromètre et un capteur d'effort. Ces données permettent de calculer l'énergie d'impact initiale :

$$E_{impact} = \frac{m_{impacteur}}{2} V_{impact}^2(0) \quad (3.1)$$

avec :

- $E_{impact}$  : énergie d'impact.
- $m_{impacteur}$  : masse de l'impacteur.
- $V_{impact}(0)$  : vitesse de l'impacteur au moment au contact avec la structure (mesurée).

Par intégration des équations du principe fondamental de la dynamique, la vitesse de l'impacteur durant l'impact peut être obtenue à partir de la mesure fournie par le capteur d'effort :

$$V_{impact}(t) = V_{impact}(0) - \frac{1}{m_{impacteur}} \int_0^t F(t) dt \quad (3.2)$$

Avec :

$V_{impact}(t)$  : vitesse de l'impacteur au cours du processus d'impact.

$F(t)$  : force de contact au moment  $t$  comptée à partir de l'instant où l'impacteur touche la structure.

Il est à noter qu'il est possible d'obtenir également la vitesse en intégrant les mesures fournies par un accéléromètre. Enfin dès qu'on connaît la vitesse à l'instant  $t$ , on peut calculer l'énergie absorbée par la structure grâce à la relation :

$$E_{impact} = \frac{m_{impacteur}}{2} (V_{impact}^2(0) - V_{impact}^2(t)) \quad (3.3)$$

On peut également déterminer le déplacement de l'indenteur ( $\alpha$ ) par intégration de la vitesse et aussi l'écrasement local de la structure pendant l'impact :

$$\alpha(t) = \int_0^t V(\tau) d\tau + \alpha(0) \quad (3.4)$$

Le déplacement initial peut être choisi de façon qu'au début de l'impact cette valeur soit égale à zéro.

#### 3.4.3. Barres d'Hopkinson

La méthode des barres d'Hopkinson [127], encore appelée Split Hopkinson Pressure Bar (SHPB) consiste à placer un petit échantillon entre deux barres identiques de limite élastique

élevée par rapport à celle du matériau testé (Figure 3.7). Un projectile crée une onde longitudinale de compression dans la barre entrante (BE), une partie de l'onde est réfléchiée à l'interface barre-échantillon, une autre est transmise à l'échantillon puis à la barre sortante (BS). Des jauges de déformations collées sur les barres, et sollicitées par les ondes incidentes, réfléchiée et transmise, permettent de déterminer les forces et les vitesses aux interfaces entre les barres et l'échantillon.

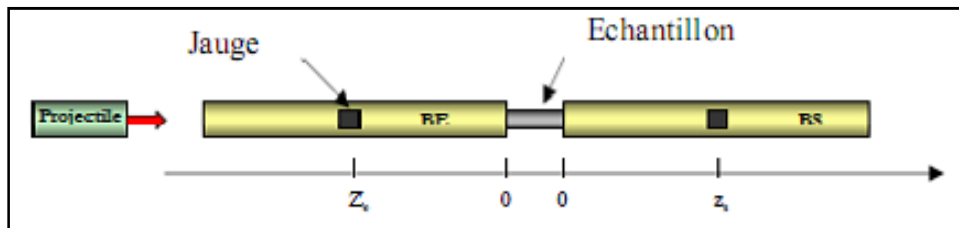


Fig. 3. 7. Dispositif de barres d'Hopkinson.

#### 3.4.4. Test à la machine hydraulique

Les machines hydrauliques n'ont été utilisées que récemment. Ces tests sont plus coûteux, mais ils permettent de tester des géométries variables (double poutre console...), dans un large intervalle de taux de déformation. Le test permet de mesurer l'évolution des déformations et d'évaluer les propriétés du matériau, comme sa résistance à la compression, son module d'élasticité... en fonction du taux de déformation, sans y adjoindre l'effet dû au contact du corps en chute (puisque'il n'y a pas de contact direct).

L'analyse des résultats permet de renseigner sur le seuil d'endommagement et le type de comportement. Mais le principal avantage demeure de pouvoir établir des lois de comportement caractérisant mécaniquement le matériau.

#### 3.4.5. Test au canon à gaz

Ce test est typique des chocs rapides. La vitesse d'impact peut y atteindre 300 m/s. Le gaz (nitrogène) est retenu dans une cellule, par un diaphragme en plastique au bout du canon. Grâce à un signal électrique, le diaphragme est ouvert, et un projectile guidé est projeté sur l'échantillon.

Le test n'est généralement pas complètement destructif, mais donne souvent lieu à un endommagement à grande échelle, avec possibilité de perforation.

Des développements récents ont permis de mesurer la variation de la force et du déplacement durant le test.

### 3.5. Identification des systèmes mécaniques vibratoires

L'identification modale consiste à identifier les caractéristiques dynamiques des systèmes mécaniques à partir des réponses vibratoires. Depuis les années 80, un certain nombre d'auteurs se sont investis et continuent toujours de rechercher à améliorer des méthodes existantes, à en développer de nouvelles afin d'augmenter la précision et la fiabilité des résultats identifiés, réduire le coût de calcul et enfin faciliter l'utilisation de la méthode.

Il existe beaucoup de méthodes d'identification. Il est difficile d'effectuer une classification détaillée qui tienne compte de toutes les méthodes existantes.

Nous pouvons les classer en se fondant sur les critères suivants :

- Le type de représentation,
- Le nombre de degrés de liberté,
- La nature (globale/locale) des paramètres estimés,
- Le nombre d'entrées et sorties, le nombre d'excitations et des réponses mesurées simultanément : Les méthodes du type : SISO (Une entrée - Une sortie), les méthodes SIMO (Une entrée - Multiples Sorties), les méthodes MIMO (Multiples Entrées - Multiples Sorties).
- Les données de référence : les données temporelles sont les plus utilisées car elles contiennent les informations exactes. Elles sont souvent très bruitées comme par exemple les réponses de structures sous excitations ambiantes : les excitations dues au vent, au trafic, etc.
- Le domaine de travail : le domaine temporel, fréquentiel ou temps-fréquence.

M. Peeters [128] a donné une classification globale des méthodes d'analyse modale qui possède beaucoup de similitudes vis-à-vis des critères énoncés ci-dessus. De plus, sa classification utilise un critère supplémentaire direct/indirect. Les méthodes directes sont relatives au modèle spatial du système, l'équation de mouvement du système. En revanche, les méthodes indirectes travaillent sur les paramètres modaux du système : fréquences propres, amortissements et déformées modales.

#### 3.5.1. Identification des systèmes mécaniques linéaires

Les méthodes d'identification des systèmes linéaires sont classées en relation avec leur domaine de travail : le domaine temporel, le domaine fréquentiel et le domaine temps-fréquence. Comme les méthodes d'identification sont abondantes, nous ne présentons dans ce qui suit quelques-unes des méthodes les plus utilisées.

#### **a) Domaine temporel**

Le comportement d'un système dynamique est régi par un ensemble d'équations aux dérivées partielles découlant des relations d'équilibre. Certains des coefficients de ces équations aux dérivées partielles peuvent varier en fonction du temps. Les méthodes dites temporelles sont des méthodes qui permettent d'analyser directement dans le temps le phénomène dynamique, à partir des équations différentielles le régissant, de ses conditions aux frontières et de ses conditions initiales. La résolution du problème se fait en fonction de la variable temporelle, pas à pas, suivant un schéma temporel discret donné, c'est-à-dire que l'état du système à un instant donné est évalué à partir de l'état du système déjà évalué aux instants précédents. Pour chaque pas de temps, la solution est calculée simultanément pour l'ensemble des points du domaine considéré.

#### **b) Méthodes des sous-espaces**

Comme dans la méthode précédente, une représentation discrète de l'état du système est également utilisée dans les méthodes des sous-espaces. La matrice de Hankel s'établit par des covariances entre les états d'un système définis à deux instants consécutifs. Différentes de celles obtenues par la méthode précédente, les matrices d'observabilité et de contrôlabilité se déterminent par une technique de décomposition en Valeurs Singulières. Les paramètres modaux s'obtiennent à travers les matrices d'observabilité et de contrôlabilité. Plusieurs méthodes de calcul de ces matrices ont été proposées par Lardies [129, 130]. Afin d'éliminer les modes parasites.

#### **c) Domaine fréquentiel**

La Méthode de Peak Picking est une méthode classique et très souvent utilisée grâce à sa simplicité. Elle consiste à identifier des paramètres modaux de la structure à partir des Fonctions de Réponses en Fréquence (FRF) sous l'hypothèse que les modes sont suffisamment découplés et que les amortissements sont faibles. Les fréquences propres correspondent aux pics de résonance et les amortissements sont déterminés à l'aide de la méthode de la largeur de bande.

Les méthodes polynomiales sont des méthodes qui consistent à représenter les FRFs (ou des densités spectrales en aléatoire) sous la forme de fractions rationnelles. Les coefficients du numérateur et du dénominateur de ces fractions se calculent par la résolution au sens des moindres carrés en minimisant l'écart entre la FRF du modèle et la FRF mesurée. Il est à noter que les méthodes polynomiales sont très sensibles au bruit.



#### d) Domaine temps-fréquence

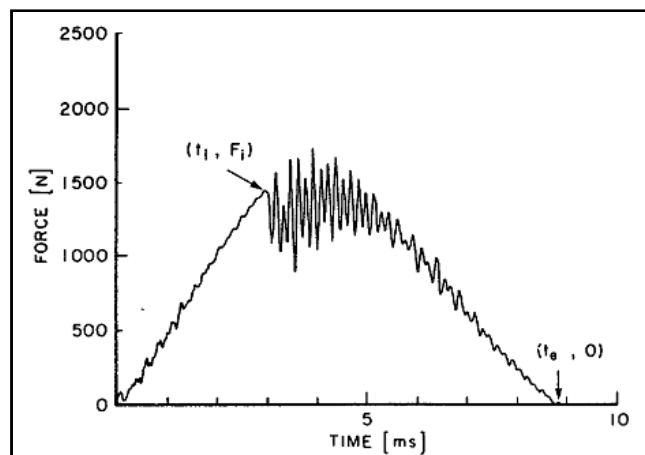
Quand nous travaillons dans le domaine fréquentiel, nous perdons la notion temporelle et vice versa. Par contre, l'analyse temps-fréquence des réponses de structures permet de combler cette lacune. L'analyse temps-fréquence est récente et robuste pour l'identification des systèmes mécaniques. Elle a été utilisée à partir des années 90. Le livre de Carmona et al. [131] donne un aperçu global sur l'analyse temps-fréquence des réponses vibratoires.

Deux types de transformations sont abordés : la transformation continue de Gabor et la transformation continue en ondelettes ainsi que leurs versions discrètes. On peut citer ici les contributions de Staszewski [132], Ruzzene et al [133], Argoul et al. [134, etc...

Staszewski et al. [135] ont proposé trois méthodes utilisant la transformation en ondelettes (T.O) pour la détermination des amortissements : La TO pour une valeur donnée de la dilatation, l'enveloppe des réponses impulsionnelles, la recherche d'ossature en ondelettes. Cette dernière méthode donne les résultats les plus exacts que les deux premières dans le cas de signaux même bruités.

### 3.6. Etude de la sollicitation d'impact

La détermination expérimentale du temps de contact passe selon nous par la mesure d'une loi horaire d'application des efforts et la reconnaissance d'une loi de contact. Déjà complexe à l'échelle locale, l'évolution du contact est perturbée par la réponse de la plaque qui subit des cycles de charge-décharge-recharge dans cette zone et du matériau en endommagement. L'apparition de dommages perturbe l'action de la force de contact comme on le voit sur la figure ci-dessous selon les auteurs [136].



**Fig. 3. 8.** Force en fonction du temps sur une plaque carbone/époxyde 16 plis quasi-isotrope simplement posée [136].

### 3.6.1. Théorie d'Hertz

Hertz donna en 1881 une loi décrivant la force résultante  $F$  appliquée par un poinçon sphérique élastique demi-espace isotrope élastique [137] :

$$F = K\alpha^n \quad (3.5)$$

Avec

$$n \approx 3/2$$

L'indentation de l'impacteur est donné par :

$$\alpha = \alpha(t) = w_p(t) - w(t) \quad (3.6)$$

Où  $w_p$  est le déplacement du projectile,  $w$  celui de la plaque au point d'impact;

$K$  est un coefficient de contact qui dépend des propriétés de la structure, de celles de la sphère et de son rayon  $R_p$  :

$$K = \frac{4\sqrt{R_p}}{3} \left[ \frac{1-\nu_p^2}{E_p} + \frac{1-\nu_s^2}{E_2} \right]^{-1} \quad (3.7)$$

Les indices  $p$  et  $s$  sont respectivement donnés pour le projectile et la structure.

Cette loi fut étendue par Willis [138] pour le contact d'une sphère avec un demi-espace isotrope transverse. Ces deux versions permettent de traiter l'aspect local de l'impact. Elles ne sont cependant valables que pour les demi-espaces et des matériaux purement élastiques.

Dans le cas que l'épaisseur des plaques est finie, et même pour de faibles chargements, il reste un cratère permanent après décharge. Ceci indique, en particulier, que la courbe de décharge doit suivre un chemin différent de la courbe de charge. Sur la base d'essais statiques, Yang & Sun [139] ont établi une loi de contact prenant en compte les différents chemins de charge, décharge et recharge. Dans ces essais, différentes distances entre appuis ont été testées. Il semble que le facteur  $K$  ci-dessous soit pratiquement constant lorsqu'on fait varier cette dimension pour  $n=1,5$ .

- Charge

$$F = K\alpha^n$$

$$K = \frac{4\sqrt{R_p}}{3} \left[ \frac{1-\nu_p^2}{E_p} + \frac{1}{E_2} \right]^{-1} \quad (3.8)$$

Où  $E_2$  est le module de Young transverse du composite et  $\alpha$  la variable d'indentation. Le choix de  $n$  permet un recalage sur les résultats expérimentaux.

- Décharge (la relation donnée permet de tenir compte du cratère permanent)

$$F = F_m \left( \frac{\alpha - \alpha_0}{\alpha_m - \alpha_0} \right)^q \quad (3.9)$$

Où

$F_m$  : est la force à partir de laquelle la décharge s'amorce,

$\alpha_m$  : pénétration correspondant à  $F_m$ ,

$\alpha_0$  : pénétration permanente ou résiduelle dans un cycle de décharge,

$q$  : puissance à choisir pour caler le modèle sur l'expérience.

Si on pose

$$s = \frac{F_m}{(\alpha_m - \alpha_0)^q} \quad (3.10)$$

$s$  est une rigidité de décharge, alors on a

$$F = s(\alpha - \alpha_0)^q \quad (3.11)$$

- Recharge

$$F = K_1(\alpha - \alpha_0)^q \quad (3.12)$$

Selon les auteurs, les valeurs de  $n$  et  $p$  correspondant le mieux aux résultats expérimentaux.

Pour déterminer  $\alpha_0$  à partir d'un ensemble de résultats expérimentaux, ils supposent  $s$  constant quel que soit le trajet de décharge. Il apparait alors une valeur critique de la pénétration qui semble être un seuil de pénétration élastique, caractéristique du système matériel et de l'impacteur :

$$\alpha_{cr} = \frac{K}{s} \quad (3.13)$$

au-dessus duquel une déformée permanente apparait (pénétration résiduelle) ; c'est-à dire  $\alpha_0=0$  si  $\alpha_m \leq \alpha_{cr}$ .

Toujours selon les auteurs, contrairement à l'exposant  $n$  de la loi de charge pour lequel la valeur 3/2 semble être en bon accord avec les mesures expérimentales, l'exposant  $q$  de la loi

de décharge varie pour différents diamètres d'impacteur.  $q$  nous semble donc être révélateur de la forme de l'impacteur, c'est-à-dire de l'évolution de la surface de contact, alors que la longueur conditionne la durée des charges et décharge de contact. Les résultats expérimentaux de [139] montrent que la valeur de  $q$  oscille entre 1,5 et 2,5. Cela peut être dû aux propriétés anisotropes du matériau composite, ou encore l'influence de la vitesse de décharge. Dans des gammes de vitesses de charge de 20 N/s à 200 N/s, ils notent cependant que l'effet de l'hétérogénéité du matériau semble plus important que celui de la vitesse de mise en charge. Selon les auteurs, cette expression de la force de contact obtenue pour des tests statiques semble convenir à l'étude de l'impact. Ils l'appliquent au seul degré de liberté correspondant au point d'impact, donc ponctuellement [140].

### 3.7. Les modèles mathématiques utilisés

Plusieurs modèles mathématiques ont été utilisés dans l'objectif de calculer la réponse globale et de la réponse locale (champ de contrainte local) de la plaque. Nous allons évoquer ici quelques familles de modèles utilisés,

#### 3.7.1. Les modèles simples de type masse-ressort

Lorsque la vitesse d'impact est faible et que la durée du contact est longue, des modèles analytiques peuvent représenter le problème par un assemblage de masses et de ressorts, réalisant ainsi un système discret avec seulement quelques degrés de liberté.

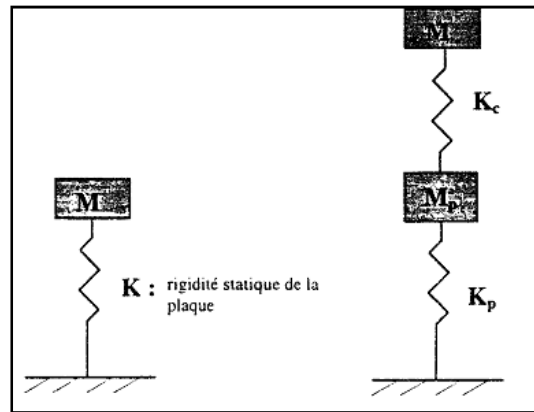
Ces modèles sont simples à utiliser, mais ne fournissent que des informations globales sur la réponse. Ils ne permettent pas de calculer le champ de contrainte local.

Plusieurs modèles ont été imaginés. Le nombre de ressorts dépend des effets dont on veut tenir compte (effet de contact, effet de flexion, effet de cisaillement...).

Nous allons évoquer quelques uns de ces modèles :

- Caprino et al. [141] ont utilisé un modèle de type masse-ressort à un seul degré de liberté (figure 3.9.a), pour modéliser l'impact d'une grande masse en chute libre sur une plaque de faible masse et de petites dimensions.

La durée du contact est dans ce cas très longue et la réponse est quasi-statique. Un très bon accord a été trouvé avec les résultats expérimentaux.

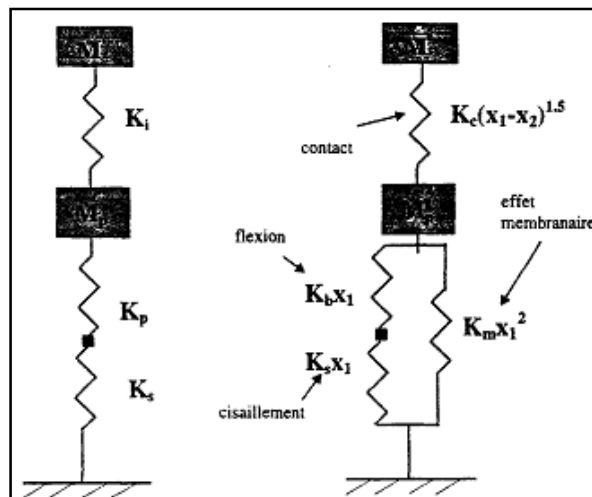


**Fig. 3. 9.** a) Modèle masse-ressort Caprino et al. [141], b) Modèle masse-ressort de Sjoblom et al. [142].

• Sjoblom et al. [142] ont suggéré un modèle à deux ddl (deux masses) et deux ressorts (figure 3.9.b).

Le coefficient  $k_p$  désigne la rigidité de la plaque. La rigidité de contact est représentée par un ressort non-linéaire  $k_c$ .

• Avec deux ddl également. Lal. [143] a présenté un modèle à trois ressorts  $k_p$ ,  $k_i$ , et  $k_s$  représentant respectivement la rigidité de flexion et d'effet membranaire, la rigidité de contact de type Hertz, et la rigidité de cisaillement (figure 3.10.a).



**Fig. 3. 10.** a) Modèle masse-ressort de Lal [143]. b) Modèle masse-ressort de Shivakumar & al. [144].

Les modèles simples de type masse-ressort peuvent ainsi être utilisés. Par intégration des équations de mouvement obtenues, les variations dans le temps de la force de contact et des déplacements peuvent être déterminées.

Dans le cas d'une réponse quasi-statique, les déplacements du projectile et de la plaque sont en phase. Ils atteignent leur maximum en même temps. Dans ce cas, il est possible de déterminer directement la durée de contact ainsi que le maximum de la force de contact, en écrivant un bilan énergétique traduisant l'égalité entre l'énergie cinétique et l'énergie de déformation.

Quand la force de contact atteint son maximum, l'énergie cinétique du projectile est nulle. L'énergie cinétique initiale aura alors été utilisée pour déformer globalement la plaque et pour y produire localement des déformations liées directement au contact.

Les deux énergies correspondant à ces deux déformations peuvent être exprimées en fonction du maximum de force de contact, qui peut lui même être relié à la vitesse initiale du projectile par l'écriture d'un bilan énergétique.

Le modèle énergétique le plus complet a été présenté par Shivakumar et al. [144], pour l'étude de l'impact sur plaques multicouches circulaires. Il a utilisé pour cela un modèle à deux ddl et quatre ressorts, tenant compte ainsi des effets de flexion, de cisaillement, de contact, et de l'effet membranaire (lié aux déformations membranaires) (figure 3.10.b).  $M_p$  désigne la masse effective de la plaque (égale au quart de sa masse totale). Le terme membranaire non linéaire peut être négligé tant que les déplacements ne sont pas importants. Pour des déplacements de faible amplitude,  $k_m$  peut être supposé nul.

Le modèle proposé par Bucinell et al. [145] se rapproche du modèle de Shivakumar. La rigidité de contact non linéaire est remplacée par un ressort linéaire équivalent. Avec ce modèle, ils ont pu établir que lorsque la réponse est quasi-statique, la vitesse d'impact affecte uniquement l'amplitude de la réponse, alors que la durée de contact reste constante.

Pour Abrate [112], ce type de modèle est pertinent lorsque l'équivalence statique/dynamique est vérifiée (figure 3.11). En effet, les effets visqueux lorsqu'ils existent ne peuvent être concentrés comme les masses et l'inertie.

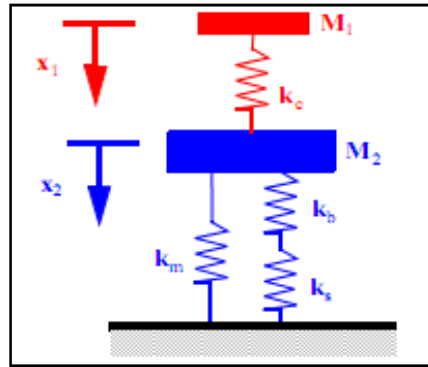


Fig. 3. 11. Modélisation de type masses et ressorts [112].

Les masses  $M_1$  et  $M_2$  correspondent respectivement à la masse de l'indenteur et à la masse effective de la structure impactée. Le ressort  $k_c$  représente la rigidité de contact non linéaire,  $k_b$  la rigidité de flexion du sandwich,  $k_s$  la rigidité de cisaillement,  $k_m$  la rigidité de membrane due aux non linéarités géométriques. En général, la masse  $M_2$  de la cible est négligeable et dans le cas simplifié où la raideur  $k_m$  est très petite et où les forces et déplacements restent petits, les ressorts sont tous linéaires et les trois ressorts  $k_c$ ,  $k_b$ ,  $k_s$  en série peuvent être remplacés par un seul ressort  $k$ . L'intégration de l'équation du mouvement est alors très simple et fournit par exemple la force de contact maximale :

$$P_{max} = V \cdot (kM_1)^2 = (2Uk)^{1/2} \quad (3.14)$$

Où  $U$  est l'énergie d'impact et  $V$  la vitesse du projectile.

Ce résultat simple reste bien sur limité au domaine linéaire. Récemment, [146] a proposé un modèle masse et ressort (figure 3.12) dont la raideur non linéaire de contact  $P_{ld}$  ou  $K_{ld}$  est issue du modèle analytique présenté précédemment. Les raideurs structurales sont calculées suivant les conditions aux limites. Il est intéressant de constater que ce type de modèle permet une bonne corrélation des essais statiques et dynamiques ce qui montre le caractère local des phénomènes d'indentation (figure 3.13).

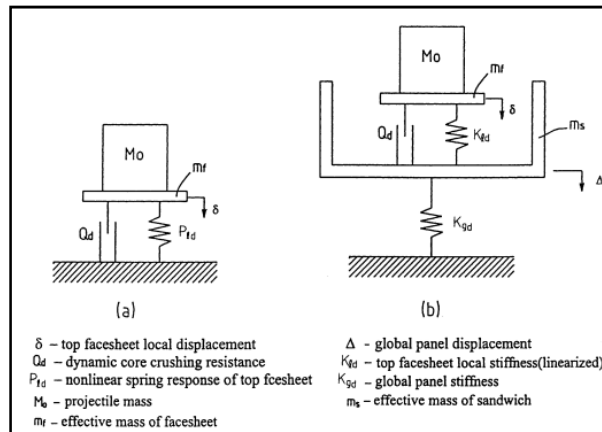


Fig. 3. 12. Modèle masse et ressorts [146].

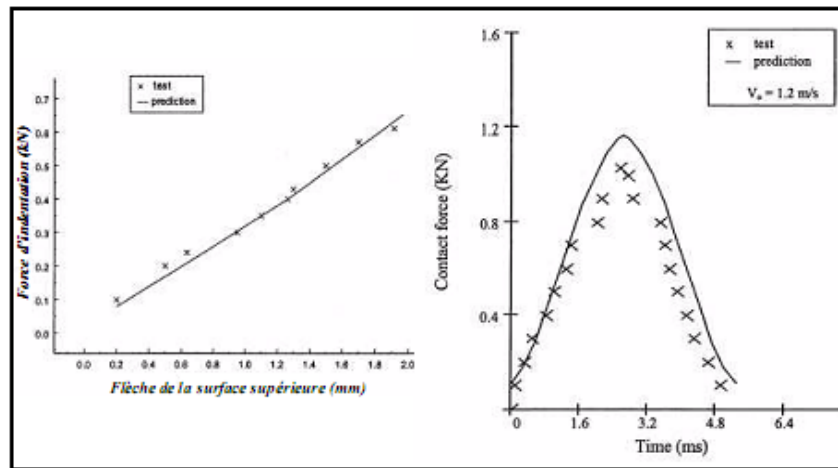


Fig. 3. 13. Corrélation d'essais par le modèle de [146].

### 3.7.2. Modélisation de l'amortissement

Les matières composites ont généralement une certaine quantité d'amortissement. Pour un système amorti à un seul degré de liberté, l'équation du mouvement est donnée par [112] :

$$m\ddot{x} + c\dot{x} + kx = 0 \quad (3.15)$$

Dans les conditions initiales  $x(0)=0$  et  $\dot{x}(0)=V$

La fréquence propre définie par :

$$\omega = \sqrt{k/m} \quad (3.16)$$

Et le facteur d'amortissement  $\eta$  est donné par :

$$c/m = 2\omega\eta \quad (3.17)$$



La solution est donné par :

$$x = \frac{V}{\omega} e^{-\omega \eta t} \sin(\omega \sqrt{1-\eta^2} t) \quad (3.18)$$

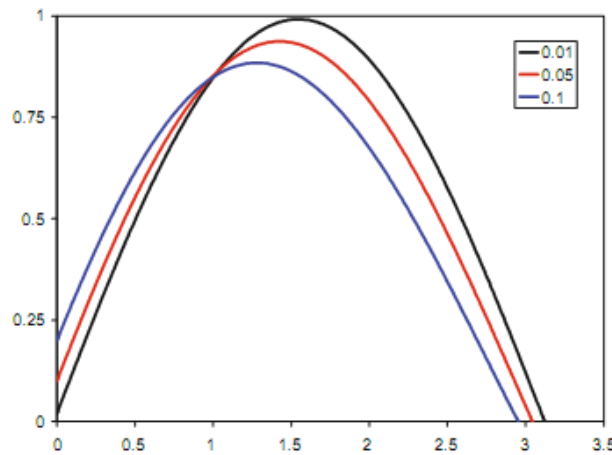
La force d'impact  $F = c\dot{x} + kx$  peut écrire par :

$$F = V\sqrt{Km}e^{-\omega \eta t} \left[ (1-2\eta^2) \sin(\omega_d t) + 2\eta\sqrt{1-\eta^2} \cos(\omega_d t) \right] \quad (3.19)$$

Avec

$$\omega_d = \omega\sqrt{1-\eta^2} \quad (3.20)$$

La fréquence naturelle amortie.



**Fig. 3. 14.** L'évolution non-dimensionnelle de la force de contact pour un système de SDOF avec l'amortissement pour trois valeurs du facteur d'amortissement [112].

Figure 3.14 montre l'évolution de la force de contact non dimensionnelle  $\bar{F} = F / (V\sqrt{Km})$

Vis-à-vis le temps non dimensionnel  $\bar{T} = \omega t$  pour les trois valeurs du facteur d'amortissement, lorsque le facteur d'amortissement augmente, la durée de contact et la force de contact maximale diminuent. On peut noter aussi que à  $t=0$ , la force de contact saute brusquement de zéro vers

$$F(0) = (V\sqrt{Km}) \left[ 2\eta\sqrt{1-\eta^2} \right] \quad (3.21)$$

Cette augmentation n'est pas physiquement réaliste, il n'est pas observé pendant les expériences, et elle augmente avec l'amortissement. Les résultats actuels indiquent que l'amortissement a un effet sur l'évolution de la force de contact. Pour des grandes valeurs d'amortissement, d'autres modèles être nécessaire pour fournir des résultats réalistes.

### 3.7.3. Les approches par propagation d'ondes

Nous avons classé ces approches dans la gamme des modèles simples. Les vibrations transverses produites par l'impact d'une plaque multicouche, peuvent être étudiées en termes de mouvement d'onde de flexion.

Les ondes de flexion constituent le meilleur moyen pour pouvoir interpréter le mouvement transitoire de la plaque. Elles restent difficiles à analyser du fait qu'elles se propagent tout en changeant de vitesse et de forme.

Partons du milieu isotrope élastique infini. Seuls deux types d'ondes se propagent:

- une onde de dilatation avec une célérité :

$$\sqrt{\frac{\lambda + 2G}{\rho}} \quad (3.22)$$

- une onde à volume constant dite onde de cisaillement. Sa célérité est :

$$\sqrt{\frac{G}{\rho}} \quad (3.23)$$

Dans un milieu plaque (non infini), des ondes de flexion naissent. Elles sont plus lentes et engendrent des contraintes plus élevées que dans le cas d'ondes de dilatation ou de cisaillement [147].

Par leur simplicité relative, les théories de poutre constituent un moyen d'investigation du problème des ondes dans une plaque. En effet, les poutres n'étant que des plaques élancées, les ondes y sont similaires à celles dans les plaques. Dans une poutre mince, les ondes de dilatation sont gouvernées par l'équation:

$$E \cdot \frac{\partial^2 u(x,t)}{\partial x^2} = \rho \cdot \frac{\partial^2 u(x,t)}{\partial t^2} \quad (3.24)$$

Ce qui décrit deux ondes se propageant à directions opposées, avec une forme constante et une célérité

$$c_0 = \sqrt{\frac{E}{\rho}} \quad (3.25)$$

Dans le cadre de la théorie d'Euler-Bernouilli, les ondes de flexion dans une poutre sont gouvernées par une équation aux dérivées partielles du quatrième ordre:

$$\frac{\partial^2 w(x,t)}{\partial t^2} = -\frac{EI}{\rho A} \frac{\partial^4 w(x,t)}{\partial x^4} \quad (3.26)$$

Cette équation n'admet pas de solution d'onde se propageant à forme et à vitesse constantes.

Pour une plaque, deux ondes élastiques existent: une longitudinale et une de flexion.

L'onde longitudinale est similaire à l'onde de dilatation que nous avons évoquée pour les poutres. Si la plaque est isotrope élastique infinie et mince, la vitesse de cette onde est :

$$c_0 = \sqrt{\frac{E}{\rho(1-\nu^2)}} \quad (3.27)$$

Cette vitesse diffère de celle dans une poutre uniquement par le facteur  $(1-\nu^2)$

Pour une plaque multicouche, l'onde de flexion est généralement prédominante, mais d'autres ondes se propagent également, ce qui rend l'étude difficile.

Moon [148] a utilisé une version modifiée de la théorie de plaque de Mindlin, pour étudier les ondes de contraintes dans un seul pli orthotrope. La forme des fronts d'onde ainsi que la vitesse des ondes longitudinale et de flexion ont été ainsi déterminées pour un certain nombre de plis.

Après cette étude par front d'ondes, Moon [149] a utilisé la théorie de plaque de Mindlin pour effectuer des calculs d'ondes dans les plaques anisotropes, soumises à une force transverse concentrée. La transformation de Laplace dans le temps, et la double transformation de Fourier dans l'espace ont été utilisées. La pression de contact avait une évolution sinusoïdale dans le temps.

Avec la même approche, Kim et Moon [147] ont modélisé chaque pli comme une plaque de Mindlin. La distribution de la pression de contact prenait l'expression :

$$q = -p_0 / 4 \cdot [1 - \cos(2\pi t / t_0)] [1 + \cos(\pi x / a)] \quad (3.28)$$

Grâce à la transformation de Laplace dans le temps et celle de Fourier dans l'espace, ils ont pu ainsi étudier la propagation des ondes à travers l'épaisseur du laminé.

L'ensemble de ces études par propagation d'ondes fournit des informations quant aux ondes se propageant dans la plaque impactée mais le caractère simplifié de ces études et les difficultés qui se rattachent au non constance de la vitesse des ondes et de leur forme, font que ces informations restent imprécises. De plus, ces approches ne tenant pas compte de l'effet du contact, sont incapables de calculer la réponse locale.

### 3.7.3.1. Modèles analytiques de type poutre ou plaque

Certaines études ont essayé d'étendre une démarche pour déterminer une solution analytique simple du problème d'une structure composite multicouche soumise à l'impact. Cette démarche existe (pour des conditions aux limites simples) dans le cas des poutres et des plaques isotropes. Elle permet de calculer la réponse globale de la structure.

#### a) Cas des poutres isotropes

L'approche de base de l'impact d'une sphère élastique isotrope sur une poutre élastique homogène isotrope est due à Timoshenko [150]. Son extension aux poutres composites a été entreprise par McQuillen et al. [151]. Cette approche a été présentée en détail par Goldsmith [152]:

L'équation du mouvement de la sphère de masse  $m_2$  s'écrit:

$$m_2 \frac{\partial^2 w_2(x, t)}{\partial t^2} + F(t) = 0 \quad (3.29)$$

Par double intégration cela donne:

$$w_2(t) = V_0 \cdot t - \frac{1}{m_2} \int_0^t \int_0^t F(\tau) d\tau \quad d\tau \quad (3.30)$$

( $V_0$  étant la vitesse initiale du projectile)

L'inflexion  $w_1$  de la poutre est régie par l'équation d'Euler-Bernoulli :

$$E.I. \frac{\partial^4 w_1(x, t)}{\partial x^4} + \rho A \frac{\partial^2 w_1(x, t)}{\partial t^2} = F(t) \cdot \delta(x - c) \quad (3.31)$$

Où

$x = c$  désigne le point de contact,

$F(t)$  : la force de contact entre la sphère et la poutre appliquée en  $x=c$ ,

$I$  : le moment d'inertie,

$A$  : l'aire de la section de la poutre,

$\delta$  : La fonction Dirac ( $\delta(0) = 1$  et  $\delta(u) = 0$  si  $u \neq 0$ )

Les modes propres normaux  $\phi_i$  de la poutre, ainsi que ses pulsations propres  $\omega_i$ . Ceci permet d'écrire pour une longueur  $L$  de poutre:

$$w_1(c, t) = \frac{1}{\rho A} \sum_{i=1}^{\infty} \frac{[\phi_i(c)]^2}{\omega_i \int_0^l \phi_i^2 dx} \int_0^t F(\tau) \cdot \sin \omega_i(t - \tau) d\tau \quad (3.32)$$

Le contact de type Hertz est régie par l'équation  $F = K_c (w_2 - w_1)^{3/2}$ . En y remplaçant  $w_1$  et  $w_2$  par leurs expressions précédentes, on obtient alors une équation intégrale définissant la force de contact F.

Cette équation peut être résolue numériquement. La résolution n'est cependant effectivement possible que pour certains types de conditions aux limites (appuis simples).

#### ***b) Cas des plaques isotropes***

Cette approche de Timoshenko a été étendue par Karas [153] au cas d'une plaque isotrope rectangulaire simplement appuyée.

Le déplacement  $w_1$  de la plaque au point  $(x_0, y_0)$  d'application de la charge est alors donné par:

$$w_1(t) = \frac{1}{2b\rho} \sum_{i=1}^{\infty} \sum_{j=1}^{\infty} \frac{\phi_{ij}^2}{\omega_{ij} \int_S \phi_{ij}^2 dx dy} \int_0^t F(\tau) \cdot \sin \omega_{ik}(t - \tau) d\tau \quad (3.33)$$

où  $\phi_{ij}$  et  $\omega_{ij}$  désignent respectivement les modes propres normaux et les pulsations propres de la plaque.

#### ***c) Cas des plaques multicouches***

Pour étendre ces approches au cas de l'impact des composites laminés, plusieurs difficultés existent:

- Whitney et Pagano [154] ont montré que l'influence des déformations de cisaillement dans les composites laminés peut être importante. Les modèles Love-Kirchhoff, ne tenant pas compte des déformations de cisaillement, présentent une rigidité non réaliste. Dans les problèmes d'impact, où la charge est essentiellement ponctuelle, ces erreurs peuvent être sévères;
- un couplage existe entre le cisaillement et la flexion;
- le couplage flexion-torsion au niveau du comportement, fait qu'une simple superposition des modes orthogonaux n'est pas valide.

Une théorie de plaque due à Whitney et Pagano tient compte des déformations de cisaillement. Les normales aux surfaces moyennes sont supposées rester droites et pouvoir tourner indépendamment du déplacement transverse de la plaque.

Qian et Swanson [155] ont utilisé la même approche pour étudier une plaque laminée rectangulaire encadrée le long de ses quatre bords. Dans ce cas, les modes propres peuvent être obtenus avec exactitude à partir d'une analyse de type Rayleigh-Ritz. Un excellent accord a été enregistré avec des résultats expérimentaux.

C'est ainsi qu'Olsson [156] a essayé de proposer une solution analytique simple pour la première phase de l'impact, avant que les ondes de flexion ne se réfléchissent. L'étude était basée sur la théorie de plaque de Kirchoff. En négligeant le cisaillement et en supposant que les indentations restent beaucoup plus petites que les dimensions de la zone de contact et l'épaisseur de la plaque (figure 3.15).

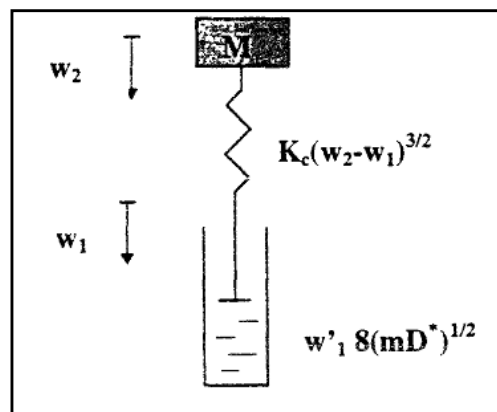


Fig. 3. 15. Modèle simplifié de Olsson [156].

Avec  $(D^*)$  la rigidité en flexion effective de la plaque reliée aux coefficients de la matrice de rigidité.

Le problème était alors régi par une équation différentielle non-linéaire à un paramètre  $\lambda$  (paramètre d'inélasticité) [156]. Des vérifications expérimentales de cette approche menées sur des empilements  $[45/0/-45]_{ns}$  montrent un bon accord.

### 3.7.3.2. Les modèles numériques d'élasticité 2D et 3D

Lorsque la vitesse d'impact est élevée ou lorsque l'on a besoin de connaître de façon précise le champ de contrainte au voisinage de la zone de contact, les modèles de poutre et de plaque deviennent insuffisants. Des modèles élastiques bidimensionnels et tridimensionnels peuvent alors être utilisés.

La décomposition de la structure en éléments finis conduit, via une formulation variationnelle, à une équation globale du problème du type  $M\ddot{U}+KU=F$ . Cette équation représente un système d'équations linéaires du second ordre à coefficients constants. Elle peut en principe être résolue par les méthodes standards de résolution de tels systèmes. Cependant, dans les cas usuels de calcul éléments finis de structures composites soumises à l'impact, la taille d'un tel système peut atteindre quelques centaines, voir quelques milliers de ddl. Ce qui limite les moyens de résolution efficace d'un tel système à seulement quelques méthodes. Suivant la méthode de résolution utilisée, nous pouvons classer ces modélisations éléments finis en deux groupes: celles utilisant une méthode d'intégration directe et celles utilisant une méthode d'intégration indirecte [157].

#### a) Les modélisations à méthode directe

Elles subdivisent l'intervalle d'étude en pas de temps  $\Delta t$  et se ramènent de la résolution d'un système non stationnaire, à celle d'un système stationnaire dans chaque intervalle de temps.

L'équation  $M\ddot{U}+KU=F$  est écrite en des points discrets de l'intervalle d'étude, en considérant l'accélération comme un effort d'inertie. Les dérivées  $\dot{U}$  et  $\ddot{U}$  sont approximés à l'aide de schémas de type différences finis.

Ces schémas sont nombreux, mais pour des raisons d'efficacité et de précision, seuls quelques uns sont utilisés en pratique (différences centrales, Newmark...).

#### b) Les modélisations à méthode indirecte

Grâce à un changement de base de la forme  $U=P.X$ , on transforme d'abord l'équation  $M\ddot{U}+KU=F$  avant de l'intégrer.

Ceci revient, par un choix judicieux de la matrice  $P$ , à effectuer une décomposition modale

$$U(t) = \sum_{i=1}^n \phi_i \cdot y_i(t) \quad (3.34)$$

et à se ramener à la solution d'un système d'équations découplées à un seul ddl :

$$\ddot{y}_i(t) + \omega_i^2 \cdot y_i(t) = \phi_i \cdot F(t) \quad (3.35)$$

pour  $i=1 \dots N$  (nombre total de ddl)

$\phi_i$  et  $\omega_i$  désignent respectivement les vecteurs propres et les valeurs propres du système,

Les équations découplées peuvent ensuite être résolues par une des méthodes numériques tel que l'intégrale de Duhamel ou encore l'un des schémas d'intégration numérique directe (Newmark, différences centrales...).

Bien qu'apparaissant différentes, les méthodes directes et indirectes peuvent être considérées comme équivalentes; si l'on adopte le même schéma d'intégration numérique pour les deux méthodes, le résultat sera identique, obtenu avec la même précision et entaché des mêmes erreurs numériques. En fait, le choix entre les deux méthodes est essentiellement guidé par des considérations d'efficacité numérique [157].

## **3.8. Fonction de Réponse Fréquentielle ou FRF**

### **3.8.1. Introduction**

Une compréhension détaillée de la dynamique des structures est essentielle pour la conception et le développement de nouvelles structures, et la résolution des problèmes sur des structures existantes. L'analyse modale expérimentale permet de décrire une structure en termes de caractéristiques dynamiques propres. On parlera alors de fréquences propres, d'amortissement modal et de modes propres.

L'analyse modale, analytique ou expérimentale, permet de déterminer tous les paramètres modaux suffisants pour formuler un modèle mathématique dynamique.

La détermination des paramètres modaux d'un système mécanique se fait au travers de la mesure et de l'analyse d'une fonction de transfert. Cette fonction de transfert est encore appelée *fonction de réponse fréquentielle* ou *FRF*.

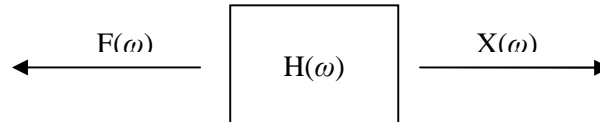
Le domaine d'utilisation de l'analyse modale est très vaste. Il s'étend d'une simple vérification expérimentale des fréquences propres (fréquences modales) à des simulations numériques basées sur le modèle modal. A partir d'une simple *FRF*, on peut observer des faiblesses structurelles dynamiques en termes de fréquences propres. Grâce à un ensemble complet de *FRF*, on peut visualiser les déformées propres associées.

### **3.8.2. Définition**

Les forces opérantes sur une structure peuvent exciter des modes propres de vibration. On parlera alors de phénomènes de résonance. Les paramètres modaux de l'ensemble des modes compris dans une gamme de fréquences, allant jusqu'à quelques milliers de Hertz, constituent l'essentiel d'une description dynamique complète du système.



L'analyse modale se limite aux basses fréquences car, pour les moyennes et hautes fréquences, d'une part la densité de modes devient trop importante et d'autre part les moyens de mesure sont limités.



**Fig. 3. 16.** Schéma modèle de la FRF [158].

Une façon d'aborder le problème est de faire appel à la mesure de la *FRF* qui est la réponse structurelle propre entre deux points de mesure. Comme le montre le schéma de la figure 3.16, le principe consiste à imposer une sollicitation connue  $F(\omega)$  à une structure et de mesurer la réponse  $X(\omega)$ . Le modèle fréquentiel exprime les spectres de sortie et d'entrée, pondérés par une fonction de description (ou fonction de transfert) du système [158] :

$$X(\omega) = H(\omega).F(\omega) \quad (3.36)$$

$H(\omega)$  est défini comme le rapport complexe entre le spectre de sortie et le spectre d'entrée en fonction de la pulsation  $\omega$ .

$$H(\omega) = \frac{X(\omega)}{F(\omega)} \quad (3.37)$$

Cette fonction complexe  $H(\omega)$  est appelée *FRF* dont l'amplitude (ou module) est  $|H(\omega)|$  et la phase (ou argument) est  $\phi(\omega)$ .

Lorsqu'une force sinusoïdale, de pulsation  $\omega$ , est appliquée sur une structure, elle produit, en régime stationnaire établi, un mouvement de sortie sinusoïdal de même pulsation. L'amplitude de sortie sera multipliée par  $|H(\omega)|$  et la phase, entre la sortie et l'entrée, sera décalée d'un angle  $\phi(\omega)$ . Linéaire indépendamment du type de signal utilisé, à condition que sa réponse soit linéaire. Par conséquent, la *FRF* est applicable aux excitations harmoniques et aléatoires.

L'analyse modale expérimentale est basée sur la mesure d'un ensemble de *FRF*. Le tableau 3.2 répertorie quelques unes des *FRF* les plus courantes. Il est plus pratique d'utiliser l'accélération (rapport accélération sur force) car cela ne nécessite pas de transformations. En effet, les capteurs de mesure utilisés enregistrent directement l'accélération du déplacement à

la surface de la structure. La compliance, la mobilité et l'accélération étant algébriquement liées, la mesure de l'une de ces valeurs est suffisante pour calculer les autres (par intégration). Une *FRF* peut être mesurée de plusieurs manières, soit successivement à des fréquences discrètes, soit simultanément sur une bande de fréquences. L'utilisation d'une force d'excitation n bandes larges permet un gain de temps par rapport à la technique d'excitation fréquence par fréquence.

Déplacement $X$	$H = X/F$	Souplesse dynamique Compliance dynamique Réceptance	$H=F /X$ Raideur dynamique
Vitesse $V$	$H=V/F$	Mobilité	$H=F /V$ Impédance
Accélération $A$	$H=A/F$	Accélération Inertance	$H=F /A$ Masse effective

**Tab. 3. 2.** Tableau des différentes FRF

La résonance est un phénomène qui se produit lorsqu'un système oscillant est excité en régime permanent par un signal périodique dont la fréquence est égale à une fréquence propre du système. S'il y a résonance, l'énergie absorbée par le système est maximale (transfert maximal d'énergie moyenne entre exciteur et oscillateur à la résonance). Les fréquences propres peuvent être en nombre fini (systèmes à nombre fini de degrés de liberté) ou en nombre infini dans le cas des systèmes continus.

Comme à chaque mode correspond une fréquence de résonance, la réponse dynamique du système, forcée ou libre, peut être réduite à un ensemble de modes discrets. Notons que pour des géométries présentant certaines symétries, certains modes propres peuvent être doubles (exemple d'un disque ou d'une plaque carrée).

### 3.9. Évaluation de l'amortissement

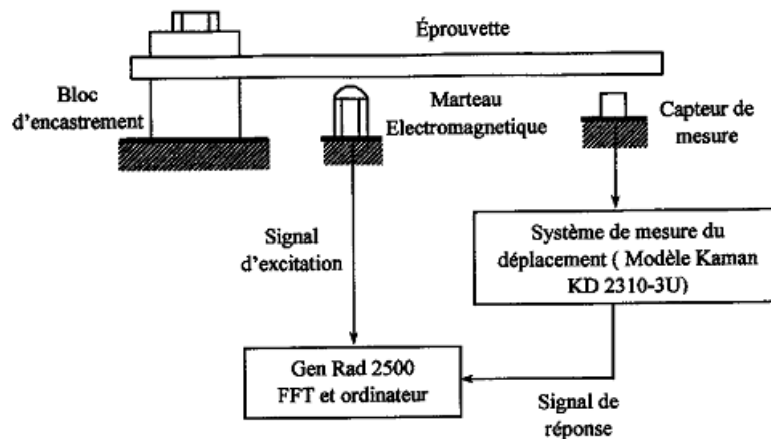
L'amortissement est le mécanisme par lequel l'énergie mécanique d'un matériau ou d'un système est dissipée dans le milieu environnant de manière réversible. Le processus d'amortissement peut avoir divers origines, telles que le frottement sec entre surfaces, le frottement entre surfaces lubrifiées, la résistance de l'air ou d'un fluide, le frottement interne du comportement inélastique des matériaux.

Il existe différentes méthodes pour déterminer l'amortissement :

### 3.9.1. Méthode impulsionnelle

La méthode impulsionnelle pour évaluer l'amortissement a initialement été développée par Crane et Gillespie [159]. Le dispositif utilisé consiste à encasturer la poutre dans un bloc (figure 3.17). Une excitation est exercée sur la poutre à l'aide d'un marteau électromagnétique, et la réponse de l'extrémité de la poutre est mesurée en fonction du temps avec un capteur de proximité. Les signaux d'excitation et de la réponse sont sauvegardés, puis la transformée de Fourier de la réponse est calculée. L'amortissement est ensuite évalué à partir de la bande passante à  $-3$  dB au voisinage du pic de résonance d'un système à un degré de liberté. L'amortissement s'écrit sous la forme suivante:

$$\eta_n = \frac{\Delta f}{f_n} = \frac{f_2 - f_1}{f_n} \quad (3.38)$$



**Fig. 3. 17.** Dispositif expérimental utilisé par Crane et Gillespie pour évaluer l'amortissement d'une poutre composites [159].

Où  $f_n$  est la fréquence propre du mode  $n$ ,  $f_1$  et  $f_2$  les fréquences correspondant à une diminution de 3 dB par rapport au pic de résonance et  $\Delta f$  la bande passante à  $-3$ dB. Il est à noter que l'expression précédente est une relation approchée. En effet, la bande passante à  $-3$  dB correspond à une réduction du maximum, observé à la résonance d'un facteur  $1/\sqrt{2}$ . Pour un système à un degré de liberté, le maximum de la réponse est atteint pour la fréquence  $\omega_m$  telle que :

$$\frac{\omega_m}{\omega_0} = \omega_{rm} = \sqrt{1 - 2\zeta^2} \quad (3.39)$$

La valeur du maximum est :

$$K(\omega_m) = |H_r(\omega_m)| = \frac{1}{2\zeta\sqrt{1-\zeta^2}} \quad (3.40)$$

La réduction de  $1/\sqrt{2}$  est donc observée pour les fréquences réduites  $\omega_r = \omega/\omega_0$  telle que :

$$\frac{1}{\sqrt{(1-\omega_r^2)+4\zeta^2\omega_r^2}} = \frac{1}{\sqrt{2}} \frac{1}{2\zeta\sqrt{1-\zeta^2}} \quad (3.41)$$

Le développement de cette équation conduit à :

$$\omega_r^4 - 2(1-2\zeta^2)\omega_r^2 + 1 - 8\zeta^2 + 8\zeta^4 = 0 \quad (3.42)$$

dont les solutions sont :

$$\begin{aligned} \omega_{r1}^2 &= 2(1-2\zeta^2) + 2\zeta\sqrt{1-\zeta^2} \\ \omega_{r2}^2 &= 2(1-2\zeta^2) - 2\zeta\sqrt{1-\zeta^2} \end{aligned} \quad (3.43)$$

Une solution approchée peut être formulée dans le cas de faibles amortissements en écrivant que  $\omega_{r1}$  et  $\omega_{r2}$  sont pratiquement confondues avec la fréquence  $\omega_{rm}$  du maximum. Soit :

$$\omega_{r1}^2 - \omega_{r2}^2 = (\omega_{r1} + \omega_{r2})(\omega_{r1} - \omega_{r2}) \approx 2\omega_{rm}(\omega_{r1} - \omega_{r2}) \quad (3.44)$$

où en tenant compte de (3.39) :

$$\omega_{r1}^2 - \omega_{r2}^2 \approx 2\sqrt{1-2\zeta^2}\Delta\omega_r \quad (3.45)$$

où  $\Delta\omega_r$  est la bande passante à  $-3\text{dB}$  centrée sur  $\omega_{rm}$ . En explicitant  $\omega_{r1}^2 - \omega_{r2}^2$  à l'aide de (3.43), nous obtenons finalement :

$$\Delta\omega_r \approx 2\zeta\sqrt{\frac{1-\zeta^2}{1-2\zeta^2}} \quad (3.46)$$

Dans le cas de faibles amortissements, la bande passante se réduit à :

$$\Delta\omega_r \approx 2\zeta \quad (3.47)$$

### 3.9.2. Analyse à partir des vibrations des poutres

Le premier dispositif expérimental pour évaluer l'amortissement des matériaux composites a été développé par Adams et al [160]. Ce dispositif permet d'étudier l'amortissement en flexion des poutres dans un domaine de fréquence allant de 100 à 800 Hz et a été utilisé dans le cas de différents types de stratifiés. Dans ce dispositif un exciteur inductif est fixé sur une des faces et un capteur inductif sur l'autre face, au centre d'une poutre. La poutre

généralement libre-libre, est excitée sur une de ses fréquences propres, usuellement la fréquence fondamentale. Le module d'Young est déduit de la fréquence de vibration, et l'amortissement est évalué à partir du courant d'excitation et de la tension induite dans le capteur.

#### 3.9.3. Évaluation de l'amortissement à partir du décrétement

La mesure de l'amortissement à partir du décrétement logarithmique a été considérée par Hadi et Ashton [161], utilisant le dispositif expérimental de Wray et al [162]. Dans ce dispositif, une poutre du matériau à étudier est encastree à une de ses extrémités et excitée par un marteau au voisinage de l'encastrement. Le déplacement de l'extrémité libre est détecté à l'aide d'un capteur capacitif, et le signal est enregistré en fonction du temps. Conformément à la réponse d'un système à un degré de liberté, Hadi et Ashton évaluent le facteur de perte en fonction du décrétement logarithmique  $\delta_l$  par la relation :

$$\eta = \frac{\delta_l}{\pi} \quad (3.48)$$

La méthode est appliquée à l'analyse de l'amortissement de matériaux composites unidirectionnels en fonction de la fréquence et pour diverses valeurs de la fraction volumique.

#### 3.10. Mécanismes d'endommagement sous impact

Au cours d'un impact, la flexion globale du panneau engendre un champ de contraintes de traction important sur la face opposée à l'impact. De plus, le projectile génère un effort de cisaillement susceptible d'entraîner un poinçonnement local du matériau en face d'impact. Ces deux types de sollicitations sont responsables de l'endommagement du stratifié.

Il est possible de classer chronologiquement les mécanismes d'endommagement pouvant conduire à la ruine de la structure, ceux-ci étant la fissuration matricielle, les délaminages et les ruptures de fibres.

Il est très important d'identifier les modes d'endommagement de façon à obtenir des informations, non seulement sur l'impact, mais aussi sur les caractéristiques mécaniques résiduelles de la structure. De plus, les interactions entre les différents modes d'endommagement sont importantes dans la compréhension de l'initiation et de la propagation de l'endommagement [163]. Dès lors, chacun de ces modes est développé dans le cas de l'impact faible énergie.

### 3.10.1. Endommagement matriciel

Lors d'un impact de faible énergie transverse, le premier endommagement se produit dans la matrice [164]. Cet endommagement se traduit par de la fissuration matricielle et le décollement à l'interface fibre-matrice. Dans le cas des plis unidirectionnels, elle est souvent orientée dans le plan, et parallèlement aux fibres. Joshi et al [165] étudient un empilement [0/90/0] impacté à une énergie inférieure à 5 Joules et déduisent que les fissures présentes dans le pli supérieur et dans le pli moyen apparaissent dès le début de l'essai. Ces fissurations de cisaillement sont dues à la répartition importante de la contrainte de cisaillement transverse dans tout le matériau : celle-ci est liée à la force et à la taille de la zone de contact [166]. Un troisième type de fissure apparaît dans le dernier pli : les fissurations de flexion. Elles sont principalement verticales et induites par une forte contrainte de flexion [167].

### 3.10.2. Délaminage

La présence de fissures entre deux plis consécutifs d'orientation différente peut conduire au développement de délaminages. Ces derniers résultent de la différence de rigidité en flexion des plis adjacents. De nombreux travaux réalisés à l'ICA [168, 169, 170] ont permis de démontrer qu'un impact à basse vitesse sur un stratifié renforcé par des nappes conduisait à la formation de délaminages de morphologie très originale. L'endommagement est centré sur le point d'impact et les délaminages occasionnés décrivent à chaque interface une paire de triangles jumeaux (Figure 3.18).

La surface délaminée augmente à chaque interface, depuis la face impactée vers la face opposée à l'impact, sous la forme d'une double-hélice.

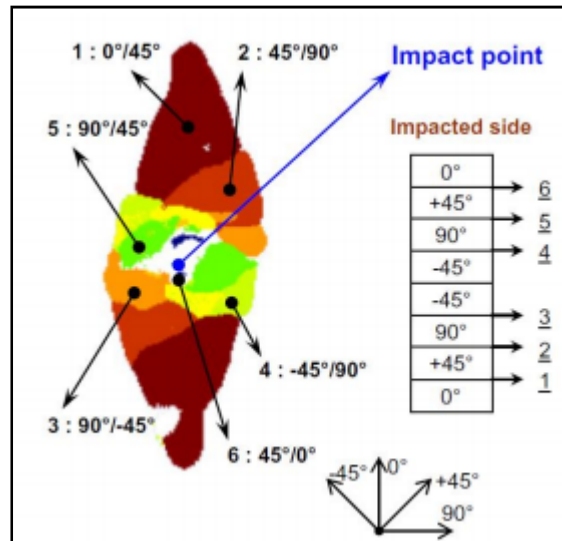


Fig. 3. 18. Observation C-scan et localisation des délaminages dans l'épaisseur du stratifié impacté [0/45/90/-45]s [168].

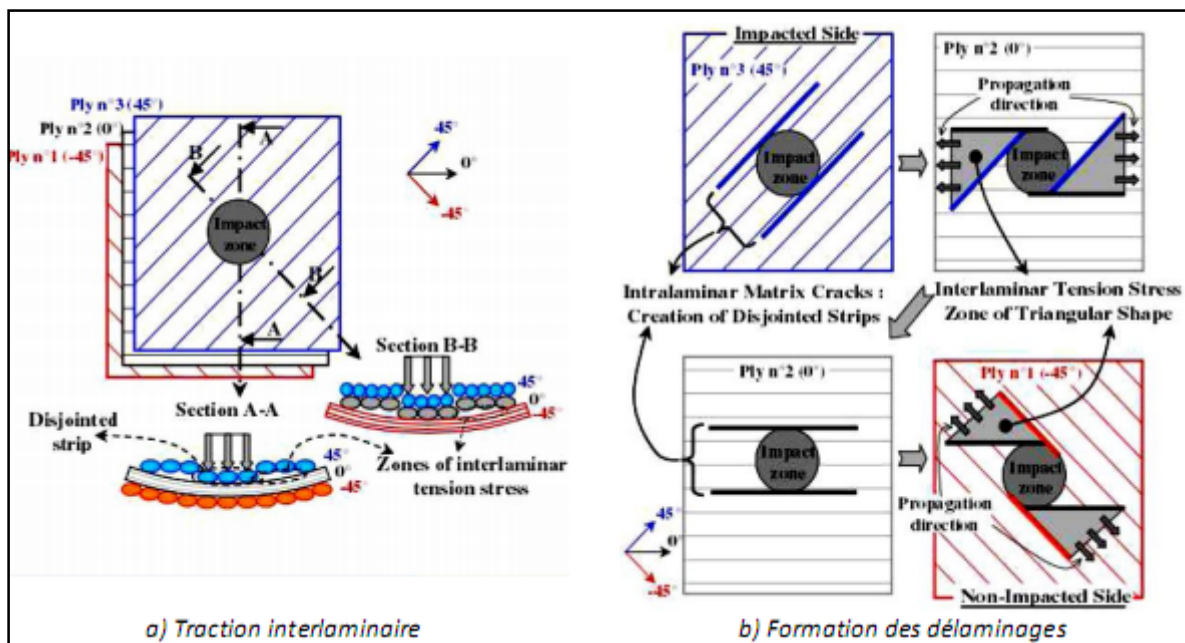


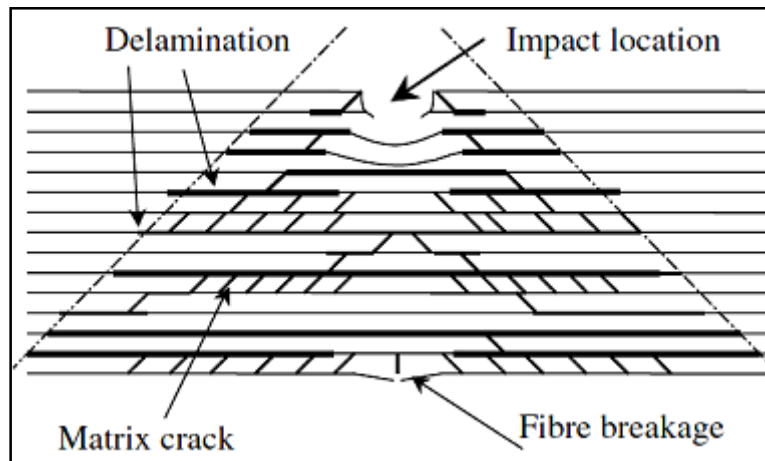
Fig. 3. 19. (a) Zones de traction interlaminaire (b) et formation des délaminages [170].

Dans chaque pli, lorsqu'une fissure s'est suffisamment développée le long d'une fibre, une bande de fibres et de résine se désolidarise et glisse dans la direction normale au plan du stratifié (Figure 3.19.a) [171]. Cette bande désolidarisée crée une zone de traction interlaminaire entre deux plis consécutifs et peut conduire dans cette zone à la formation d'un délaminage (Figure 3.19.b). La zone de traction, limitée par les bandes désolidarisées des deux plis adjacents, présente une forme triangulaire et sa surface augmente de la face

impactée vers la face opposée à l'impact. Chaque interface délaminée est orientée suivant la direction des fibres du pli inférieur.

### 3.10.3. Rupture des fibres

La rupture de fibres intervient généralement après la fissuration matricielle et le délaminage dans l'ensemble du processus d'endommagement sous impact d'un composite. La mise en flexion de la plaque génère une zone de traction dans sa partie opposée à l'impact. Ainsi, lorsque les fibres situées dans cette zone subissent une contrainte supérieure à leur résistance en traction, elles cassent. Les plis rompus sont donc localisés principalement dans la partie inférieure du stratifié.



**Fig. 3. 20.** Mécanismes d'endommagement sous impact d'un stratifié [172].

Les trois mécanismes d'endommagement d'un composite impacté sont schématisés Figure 3.20. En général, une combinaison de ces modes est à l'origine de la rupture du matériau. Dans le bilan énergétique sous sollicitation dynamique, il faut alors prendre en compte les processus dissipatifs multiples provenant des déformations élastiques et plastiques des fibres et de la matrice, de la création de nouvelles surfaces au sein de la matrice et du renfort ainsi que de la contribution des frottements qui accompagnent le déchaussement des fibres en pointe de fissure [173]. L'influence relative de chacun des mécanismes dépend de divers paramètres.



# Chapitre 4

## Résultats et analyse

### 4.1. Introduction

L'objectif essentiel de ce chapitre est d'analyser le comportement vibratoire d'une plaque en matériau composite (verre / polyester) impacté par un projectile en acier sous conditions d'environnements hygrothermiques, les impacts seront réalisés pour plusieurs énergies. Cette étude doit être une référence afin de permettre de contrôler l'état du matériau par un calcul vibratoire tel que la fréquence de résonance et le taux d'amortissement.

### 4.2. Le matériau étudié

Le matériau à l'origine de cette étude est un composite constitué principalement de verre/polyester (fibres de verre et matrice en polyester isophtalique insaturée). Celui-ci a été réalisé sous la forme de plaques de l'ordre du mètre carré par la technique du moulage en contact. Il s'agit de placer sur un support lisse une succession de couches de fibres imprégnées manuellement de résine liquide, accélérée et catalysée à l'aide d'un rouleau. L'air emprisonné dans la résine est partiellement éliminé à l'aide d'un débuleur. Après durcissement de la résine, la pièce est démoulée et détournée. Les principaux avantages de ce procédé en moule ouvert sont le faible coût de l'outillage, la facilité de mise en œuvre et la possibilité d'effectuer des structures de grandes dimensions.

Les plaques ont une séquence d'empilement  $[0_3/90]_s$ . Les dimensions des éprouvettes d'impact sont:  $150 \times 100 \times 4,5 \text{ mm}^3$ . Elles sont posées dans la tour de chute (voir annexe A2) sur des appuis simples le long de la largeur à distance de 15mm des bords. C'est le matériau qui a été utilisé par BOUKHOULDA et al [174].

#### 4.2.1. Propriétés des matériaux du composite et de l'impacteur

Le tableau (4.1) ci-dessous donne les propriétés des matériaux constituant la plaque composite (les fibres de verre et la matrice polyester), ainsi que celles de l'acier utilisé dans la fabrication de l'impacteur. Les propriétés des fibres et de la matrice servent à calculer les caractéristiques du stratifié en utilisant la théorie des matériaux composite (Voir chapitre II).

	$\rho$ (Kg.m <sup>-3</sup> )	E (MPa)	G (MPa)	$\nu$	$R_{rupture}$ (MPa)
<b>Fibres de verres (R)</b>	2500	8000	30000	0.2	3200
<b>Polyester</b>	1200	4000	1400	0.4	80
<b>Acier</b>	7800	209000	/	0.3	/

**Tab. 4. 1.** Propriétés des matériaux constituant la plaque composite [174].

Calcul de la fraction volumique des fibres  $V_f$

Le taux de fibre utilisé dans le matériau utilisé est de l'ordre de  $V_f = 0.54$ . Or, d'après la formule suivante :

$$V = V_m + V_f \quad (4.1)$$

On déduit la fraction volumique de la matrice :

$$V_m = 0.46$$

L'application de la théorie d'homogénéisation et de stratification des composites permet d'écrire :

- Pour un pli d'orientation  $0^\circ$

D'après l'équation (1.10), on aura :

$$E_L = E_1 = 41260 \text{ MPa}$$

D'après l'équation (1.11), on aura :

$$E_T = E_2 = 8170.11 \text{ MPa}$$

D'après l'équation (1.13), on aura

$$G_{LT} = G_{12} = 2884.9 \text{ MPa}$$

Et d'après l'équation (1.12), on aura:

$$\nu_{LT} = \nu_{12} = 0.3$$

$$\nu_{TL} = \nu_{21} = 0.059$$

En appliquant l'équation (1.9), on trouve les résultats suivants :

$$Q_{11} = \frac{E_1}{1 - \nu_{12}\nu_{21}} = \frac{E_1}{1 - \nu_{12}^2 \frac{E_1}{E_2}} = 42008.65 \text{ MPa}$$

$$Q_{22} = \frac{E_2}{E_1} Q_{11} = 4159.17 \text{ MPa}$$

$$Q_{12} = \frac{\nu_{12}E_2}{1 - \nu_{12}\nu_{21}} = \nu_{12}Q_{22} = 2495.50 \text{ MPa}$$

$$Q_{66} = G_{12} = 2884.90 \text{ MPa}$$

Par conséquent, on peut écrire :

$$Q_{(0^0)} = \begin{bmatrix} 42008.65 & 2495.50 & 0 \\ 2495.50 & 4159.17 & 0 \\ 0 & 0 & 2884.90 \end{bmatrix} \text{ MPa}$$

- Pour un pli d'orientation  $90^0$

Les relations de changement de base pour les constantes de rigidité  $Q_{ij}$  sont données par :

$$\begin{cases} Q'_{11} = Q_{11} \cos^4 \theta + Q_{22} \sin^4 \theta + 2(Q_{12} + 2Q_{66}) \sin^2 \theta \cos^2 \theta \\ Q'_{12} = (Q_{11} + Q_{22} - 4Q_{66}) \cos^2 \theta \sin^2 \theta + Q_{12} (\sin^4 \theta \cos^4 \theta) \\ Q'_{16} = (Q_{11} - Q_{12} - 2Q_{66}) \sin \theta \cos^3 \theta + (Q_{12} - Q_{22} + 2Q_{66}) \sin^3 \theta \cos \theta \\ Q'_{22} = Q_{11} \sin^4 \theta + Q_{22} \cos^4 \theta + 2(Q_{12} + 2Q_{66}) \sin^2 \theta \cos^2 \theta \\ Q'_{26} = (Q_{11} - Q_{12} - 2Q_{66}) \sin^3 \theta \cos \theta + (Q_{12} - Q_{22} + 2Q_{66}) \sin \theta \cos^3 \theta \\ Q'_{66} = (Q_{11} - Q_{12} - 2(Q_{12} + Q_{66})) \sin^2 \theta \cos^2 \theta + Q_{66} (\sin^4 \theta + \cos^4 \theta) \end{cases} \quad (4.2)$$

L'équation de changement de base pour les constantes de rigidité  $Q_{(90^0)}$  devient :

$$Q_{(90^0)} = \begin{bmatrix} 8316.3 & 2477.89 & 0 \\ 11209.93 & 20999.13 & 0 \\ 0 & 0 & 2884.90 \end{bmatrix} \text{ MPa}$$

- Construction de la matrice  $A$

D'après l'équation (1.5), et vu que le nombre de plis est égale à 8, avec la stratification définie, on aura :

$$A_{ij} = \sum_{K=1}^n Q_{ij}^K e^K = 2 \left[ 3(Q_{ij})_{(0^0)} + (Q_{ij})_{(90^0)} \right] (h/8)$$

Donc :

$$A_{ij} = \begin{bmatrix} 151135.03 & 11209.93 & 0 \\ 11209.93 & 37661.22 & 0 \\ 0 & 0 & 12982.05 \end{bmatrix} \text{ MPa}$$

Il s'en suit, que pour le matériau étudié.  $E_x$ ,  $E_y$  et  $G_{xy}$  sont donnés par les équations suivantes :

$$\begin{cases} E_x = \frac{1}{e_c} \left( A_{11} - \frac{A_{12}^2}{A_{22}} \right) \\ E_y = \frac{1}{e_c} \left( A_{22} - \frac{A_{12}^2}{A_{11}} \right) \\ G_{xy} = \frac{1}{e_c} A_{66} \end{cases} \quad (4.3)$$

Donc

$$\begin{cases} E_x = 4.126 \cdot 10^4 \text{ MPa} \\ E_y = 8.170 \cdot 10^3 \text{ MPa} \\ G_{xy} = 2.885 \cdot 10^3 \text{ MPa} \end{cases}$$

### 4.3. Conditionnement accéléré du matériau en laboratoire

Les conditions du vieillissement hygrothermique accéléré qu'a subi le matériau composite sont décrites par BOUKHOULDA et al [174], à savoir :

- Une température de 50°,
- Une humidité relative 95%.

BOUKHOULDA et al [174] ont revêtu les bords des éprouvettes avec du gelcoat pour protéger le matériau contre une exposition à l'humidité par les bords, donnant ainsi une direction préférentielle de diffusion (diffusion suivant l'épaisseur) et cela afin d'appliquer les modèles de diffusion unidirectionnelle.

### 4.4. Suivi gravimétrique

Grâce à une balance électronique E. METTLER Type H6T (précision à 0.1mg) (voir annexe A1) BOUKHOULDA et al [174] ont fait un suivi gravimétrique des éprouvettes soumises au vieillissement. La prise de poids par absorption d'eau a été calculée comme suit:

$$M_t = \frac{(m_t - m_0)}{m_0} \times 100 \quad (4.4)$$

Où  $m_t$  est la masse de l'échantillon vieilli au temps  $t$ ,  $m_0$  est la masse de l'échantillon avant vieillissement et  $M_t$  le pourcentage d'eau absorbée par la résine. Des mesures gravimétriques ont été effectuées par [174] sur trois éprouvettes suivieuses (points sur graphes des figures 4.1, 4.2 et 4.3).

Les courbes gravimétriques obtenues [174] montrent des écarts très significatifs par rapport à la loi de FICK. Les auteurs confirment un comportement de type Langmuir de

$\sqrt{t} = 0\sqrt{s}$  à  $\sqrt{t} \approx 5000\sqrt{s}$  en utilisant le modèle de CARTER-KIBLER qui est confirmé par les figure 4.1, 4.2 et 4.3.

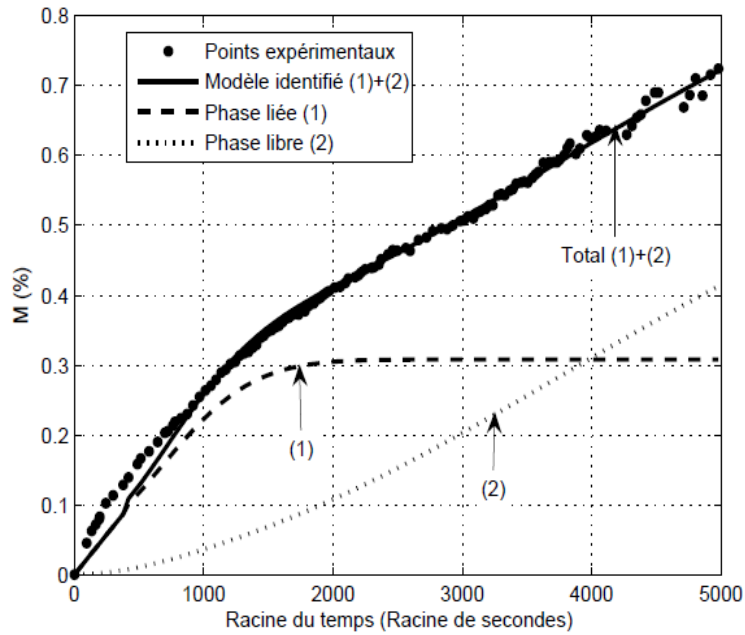


Fig. 4. 1. Identification du modèle de KIBLER pour l'absorption d'humidité (Première éprouvette suiveuse) [174].

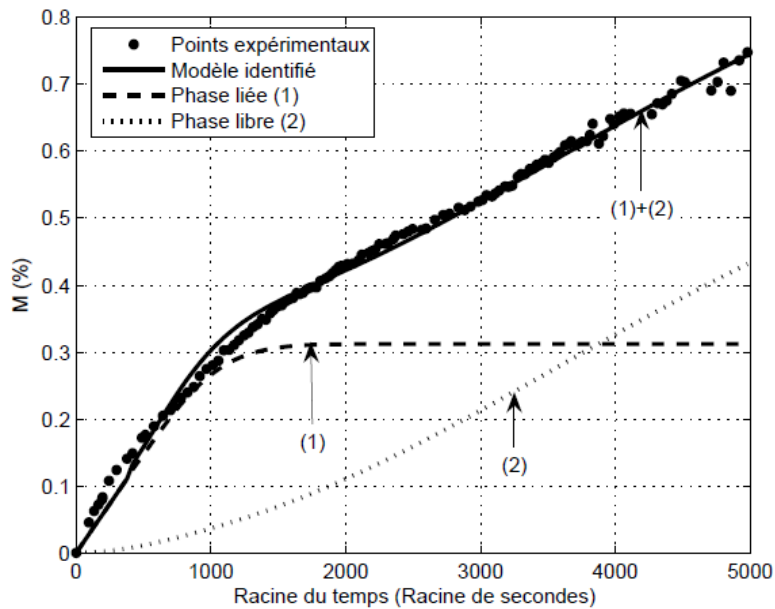
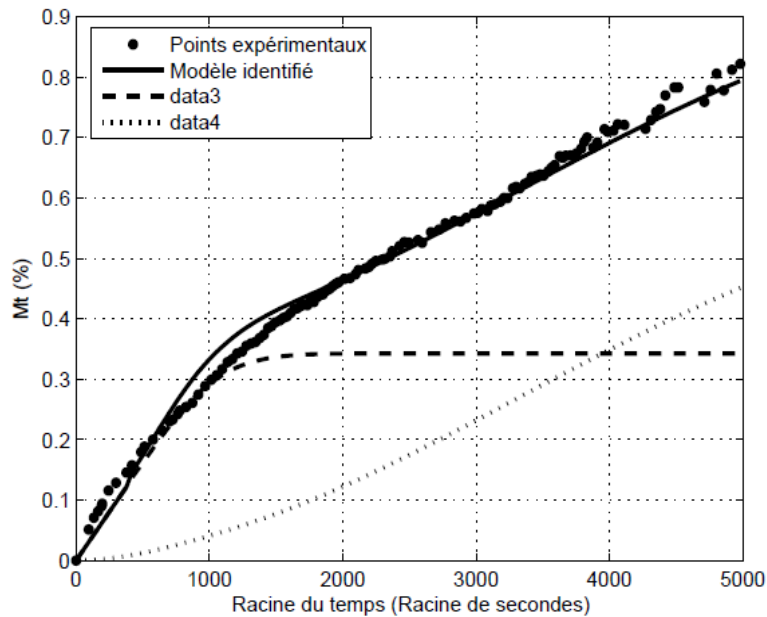


Fig. 4. 2. Identification du modèle de KIBLER pour l'absorption d'humidité (Deuxième éprouvette suiveuse) [174].



**Fig. 4. 3.** Identification du modèle de KIBLER pour l'absorption d'humidité (Troisième éprouvette suivieuse) [174].

## 4.5. Essai d'impact

### 4.5.1. Descriptif des essais et dispositifs expérimentaux [174]

#### 4.5.1.1. La tour de chute

Il existe de nombreuses procédures d'essais pour simuler un impact à basse vitesse sur une structure, mais le dispositif de poids tombant reste le moyen le plus utilisé.

La démarche expérimentale effectuée par [174] a consisté en la réalisation d'essais d'impact sur des éprouvettes verre/polyester vieilles et non vieilles sur une tour de chute.

Les réponses vibratoires en dynamique du système projectile-plaque composite pendant l'impact ont été analysées en effectuant un traitement de signal et une programmation sous Matlab.

Dans une première phase, un filtrage de ces signaux est effectué dans le but de déduire les oscillations de la force d'impact. Les signaux sont filtrés par un filtre Butterworth passe-bas.

Dans une deuxième phase, on appliquera la transformée de Fourier afin de déterminer les fréquences de résonance.

Le calcul de la FRF (fonction de réponse fréquentielle) à partir des réponses obtenues permet de déduire l'amortissement du matériau composite impacté (figure 4.4).

La figure 4.4 résume les différentes étapes de la méthodologie de calculs à suivre pour déterminer l'évolution des réponses vibratoires (fréquence, amortissement et rigidité).

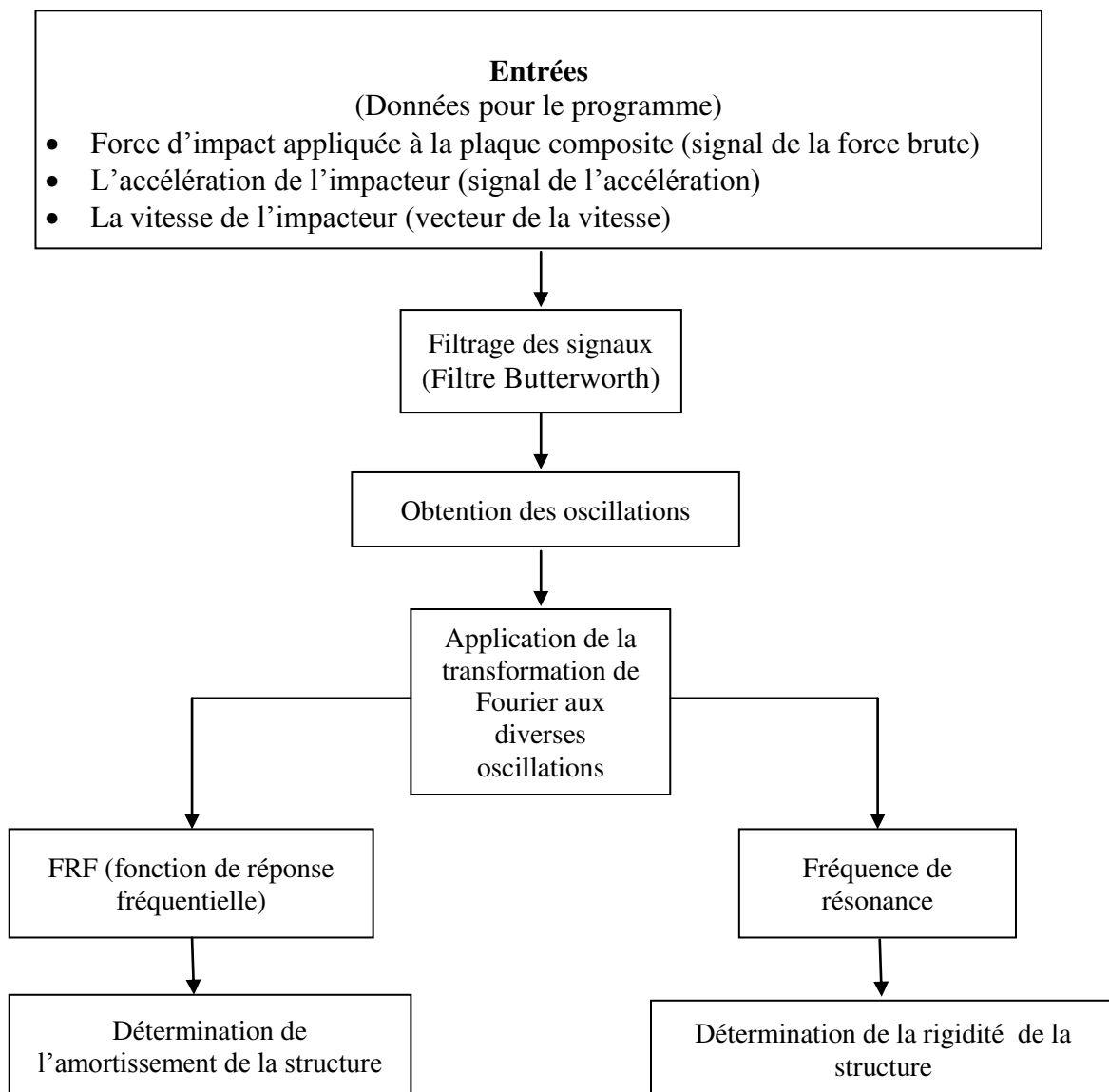


Fig. 4.4. Organigramme de la méthodologie de calculs (programme de calcul).

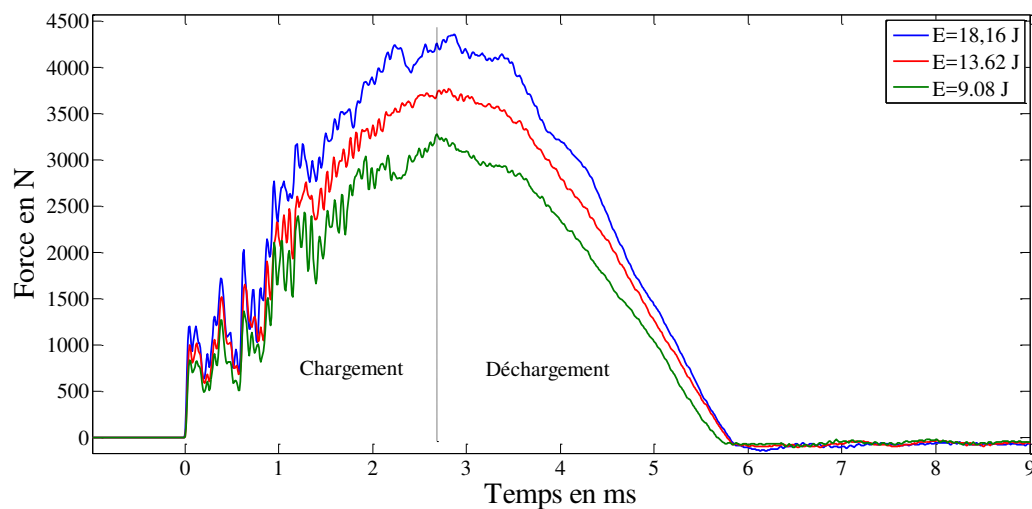
## 4.5.2. Exploitation des résultats expérimentaux menés par [174]

### 4.5.2.1. Réponses vibratoires de la force de contact

Expérimentalement, un capteur de force piézoélectrique fixé juste au-dessus de l'impacteur a permis aux auteurs [174] de mesurer directement la force de contact grâce à un système d'acquisition approprié. La figure 4.5 montre l'évolution de la force de contact en fonction du temps pour trois niveaux d'énergie d'impact.

Lors de la montée en charge (phase de chargement), l'augmentation de l'énergie d'impact entraîne l'augmentation de la force d'impact d'une façon non linéaire. Cette phase correspond à la flexion élastique de la plaque. Elle est caractérisée par l'apparition des premiers dommages dans le matériau et par une chute de raideur locale. Dans cette phase, il y a une apparition des oscillations qui sont dues à la mise en vibration de la plaque lors de l'essai de l'impact.

Lors du déchargement, une chute importante de la force de contact est observée qui correspond à la phase de décharge du stratifié engendrée par le rebond de l'impacteur.



**Fig. 4. 5.** Évolution temporelle de la force d'impact pour différentes énergies d'impact [174].

La force maximale d'impact est proportionnelle au niveau d'énergie appliquée. Pour une énergie égale à  $E=18,16\text{J}$ , la force de contact maximale est de 4354N, alors qu'elle est de 3767N (une chute de l'ordre 13%) pour le deuxième niveau d'énergie  $E=13,62\text{J}$ . Elle devient 3273N (une chute de 24%) pour une énergie d'impact  $E=9,08\text{J}$ . La valeur de la force d'impact est très dépendante de l'énergie d'impact et des caractéristiques du matériau testé.

### a) Influence de l'humidité sur la force d'impact

Les figures 4.6 et 4.7 montrent l'influence de la présence de l'humidité sur les valeurs maximales de la force d'impact. Pour le premier niveau d'énergie ( $E=9,08\text{J}$ ), la force d'impact maximale égale à 3273N à l'état non vieilli, et est égale à 3197N lorsque le matériau utilisé a absorbé une quantité d'eau égale à 0,36%. Une chute de 2,3% de la force de contact est observée. La force d'impact maximale a diminué de 3122N (-4,6%) par rapport à sa valeur initiale (l'état non vieilli) lorsque le matériau a absorbé une quantité d'eau égale à 0,48%.



Pour le deuxième niveau d'énergie ( $E=13,62J$ ), la force d'impact maximale est de 3767N, elle chute de 4,3 % (3602N) par rapport à l'état non vieille lorsque le matériau a absorbé une quantité d'eau (0,36%), celle-ci diminue de 5,8 % (3546N) lorsque la masse d'eau contenue dans le matériau est égale à 0,48% (tableau 4.2). Cet écart est dû au vieillissement hygrothermique. Les résultats montrent que la structure devient plus souple en vieillissement hygrothermique et devient moins rigide.

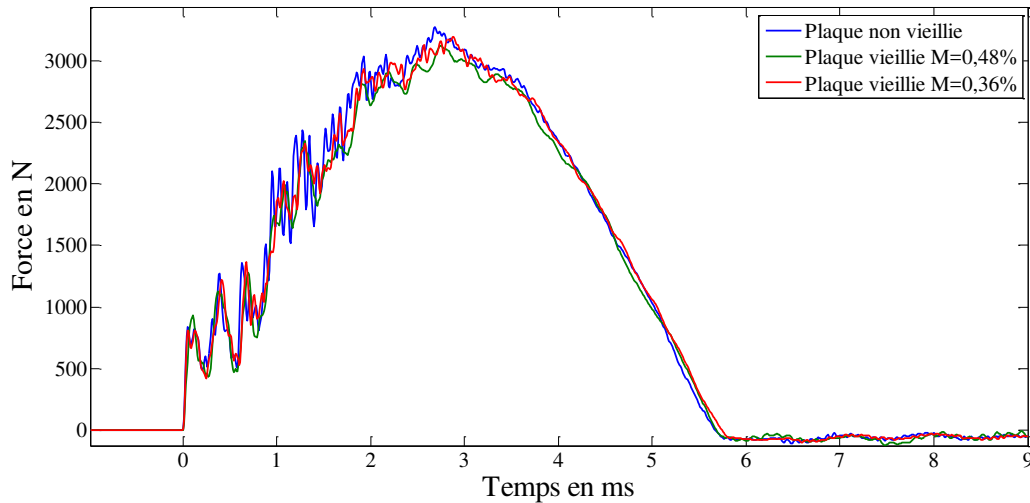


Fig. 4. 6. Évolution temporelle de la force d'impact au à différents taux d'humidité absorbée (Énergie d'impact=9,08J) [174]

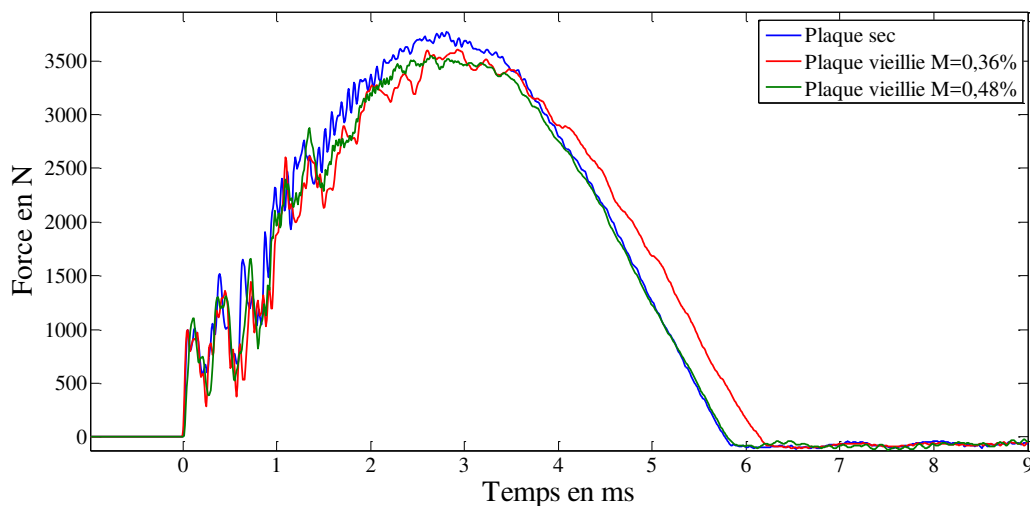


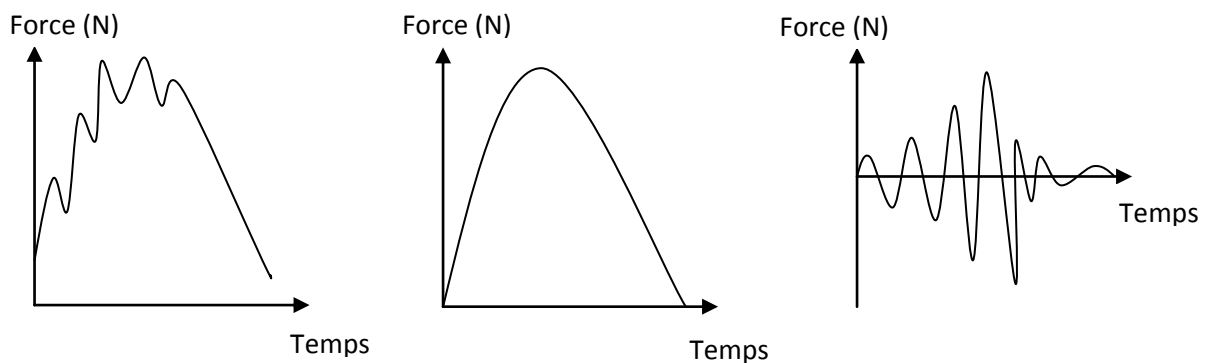
Fig. 4. 7. Évolution temporelle de la force d'impact à différents taux d'humidité absorbée (Énergie d'impact=13,62J) [174]

<i>Niveau d'énergie (J)</i>	9,08	13,62	18,16
	<i>Force maximale (N)</i>		
<i>Non Vieillie</i>	3273	3767 (13%)	4354 (24%)
<i>Vieillie (M=0,36%)</i>	3197 (-2,3%)	3602 (-4,3%)	/
<i>Vieillie (M=0,48%)</i>	3122 (-4,6%)	3546 (-5,8%)	/

**Tab. 4. 2.** Valeur de la force maximale pour une plaque vieillie et non vieillie [174].

**b) Filtrage de la force de contact**

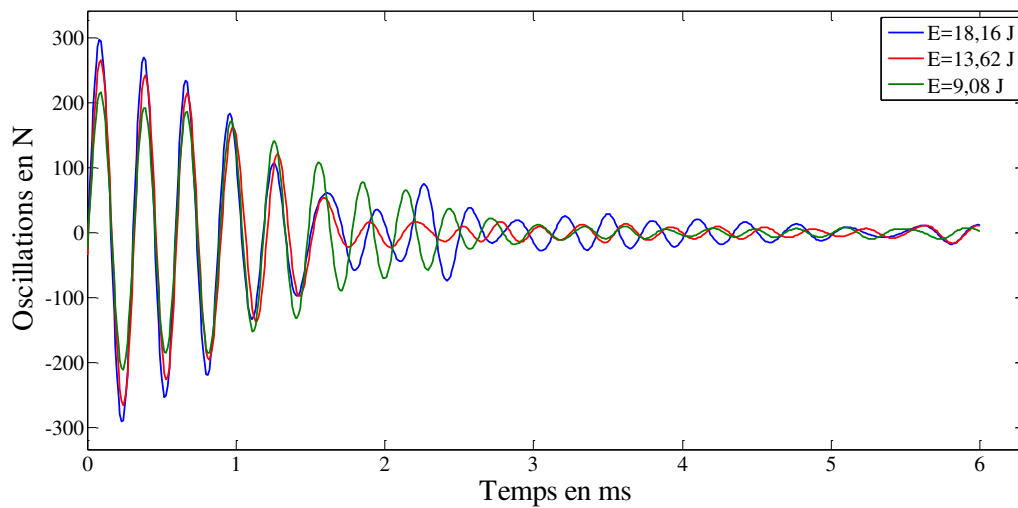
La forme des courbes des figures 4.5, 4.6 et 4.7 est la résultante de deux courbes associées, à savoir la vibration principale provoquée par l'impact du projectile sur la plaque et la réaction quasi statique de la plaque. Elles sont une association de ces deux fonctions (figure 4.8):



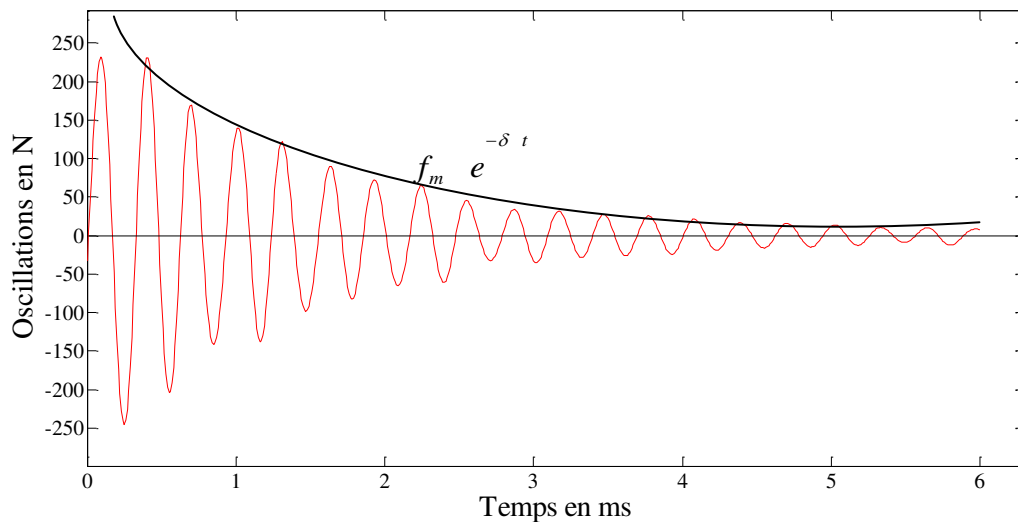
**Fig. 4. 8.** Réponse quasi-statique et vibratoire provoqué par l'impact

Grâce à une programmation sous matlab, on a effectué un filtrage des signaux des forces brutes, On en a déduit les oscillations pour les différentes énergies d'impact utilisées par [174]. Les oscillations sont en fait les amplitudes qui dépassent de part et d'autre la force filtrée.

La figure 4.9 représente les oscillations de la force d'impact correspondant respectivement aux énergies d'impact 9,08J, 13,6J et 18,16J. Ces oscillations sont souvent attribuées à des pertes de contacts sous l'impacteur dues à la mise en vibration de la plaque lors de l'impact et aux endommagements locaux.



**Fig. 4. 9.** Oscillations de la force pour différentes énergies d’impact.



**Fig. 4. 10.** Oscillations de la force d’impact (Énergie d’impact=13,62J).

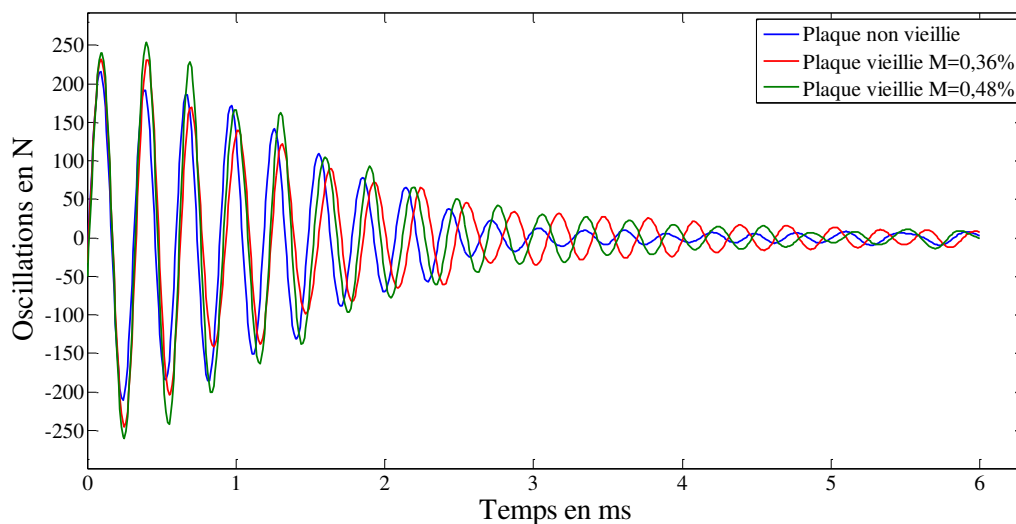
Ces réponses globales (oscillations) confirment le modèle mathématique d’Abrate utilisé dans le chapitre trois (voir paragraphe 3.7), La force d’impact mesurée oscille à une certaine pulsation avant de s’amortir complètement, c’est-à-dire selon la forme d’une sinusoïde amortie (Figure 4.10).

Idem pour les forces de contact, les amplitudes des oscillations de la force de contact sont différentes d’un essai à un autre et dépendent du niveau d’énergie appliquée. La figure 4.9 montre que les amplitudes des oscillations de la force de contact sont proportionnelles au niveau d’énergie.

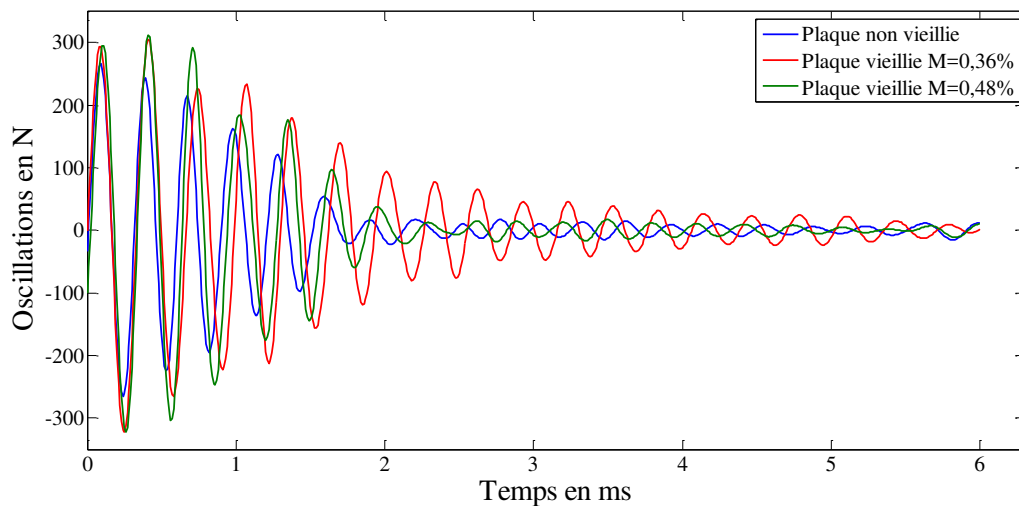
**c) Influence de l'humidité sur les oscillations de la force d'impact**

Le même travail, à savoir le filtrage du signal des forces de contact des plaques non vieilles a été fait sur les éprouvettes vieilles. Les figures 4.11 et 4.12 montrent les comparaisons des oscillations de la force d'impact déterminées à partir des signaux de la force d'impact pour les essais effectués sur des éprouvettes (vieilles et non vieilles).

Les valeurs maximales des forces d'impact trouvées lors des essais effectués par [174] sur des éprouvettes vieilles sont inférieures à celles effectuées sur des éprouvettes non vieilles. Par contre, en ce qui concerne les oscillations de la force de contact, les amplitudes maximales trouvées lors des essais effectués sur des éprouvettes vieilles sont supérieures à celles effectuées sur des éprouvettes non vieilles. On remarque aussi d'après la figure 4.11 que les amplitudes des oscillations augmentent proportionnellement avec l'augmentation du taux d'humidité absorbée par le matériau. Cela confirme que le vieillissement hygrothermique rend le matériau plus souple.



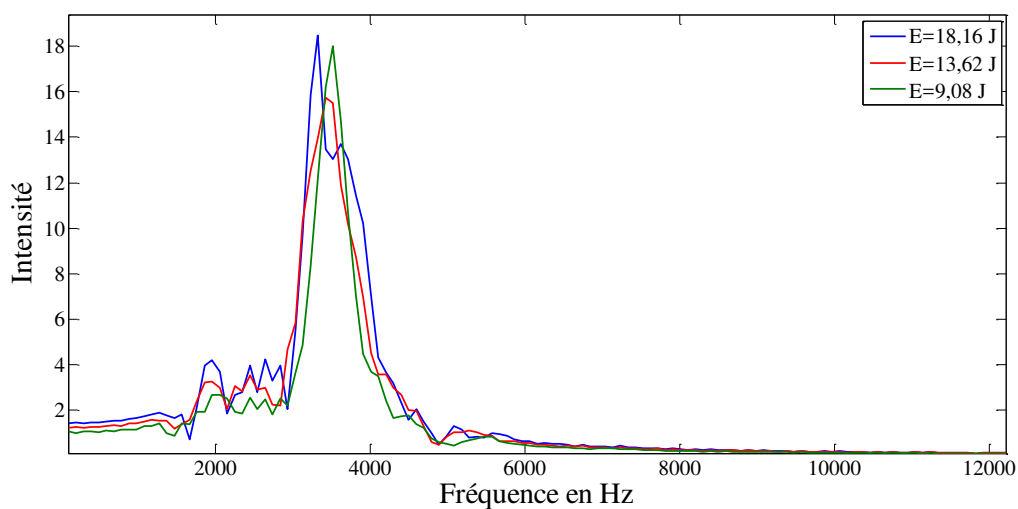
**Fig. 4. 11.** Oscillations de la force d'impact à différents taux d'humidité absorbée (Énergie d'impact=9,08J).



**Fig. 4. 12.** Oscillations de la force d’impact à différents taux d’humidité absorbée (Énergie d’impact=13,62J).

Une programmation en utilisant le logiciel Matlab nous a permis d’analyser les vibrations par le calcul de la transformée de Fourier (FFT: Fast Fourier Transform) appliquée aux oscillations de la force de contact. Ce calcul permet de définir les fréquences de résonance propres de la plaque.

La figure 4.13 représente la transformation de fourrier des oscillations de la force d’impact en fonction de la fréquence pour les trois niveaux d’énergies. Les pics présentés sur les spectres de la figure correspondent aux fréquences de résonance de la plaque composite impactée.



**Fig. 4. 13.** Transformation de Fourier des oscillations de la force pour différentes énergies d’impact.

Les courbes de la figure 4.13 montrent que les fréquences de résonance se réduisent avec l'augmentation du niveau d'énergie. Le tableau 4.3 montre que les niveaux d'énergies et les fréquences de résonances sont proportionnellement inverses.

Les figures 4.14 et 4.15 comparent les valeurs de la fréquence de résonance pour des plaques vieilles et non vieilles, avec les différents niveaux d'énergie 9,08J et 13,62J. Ces valeurs correspondent aux valeurs des pics.

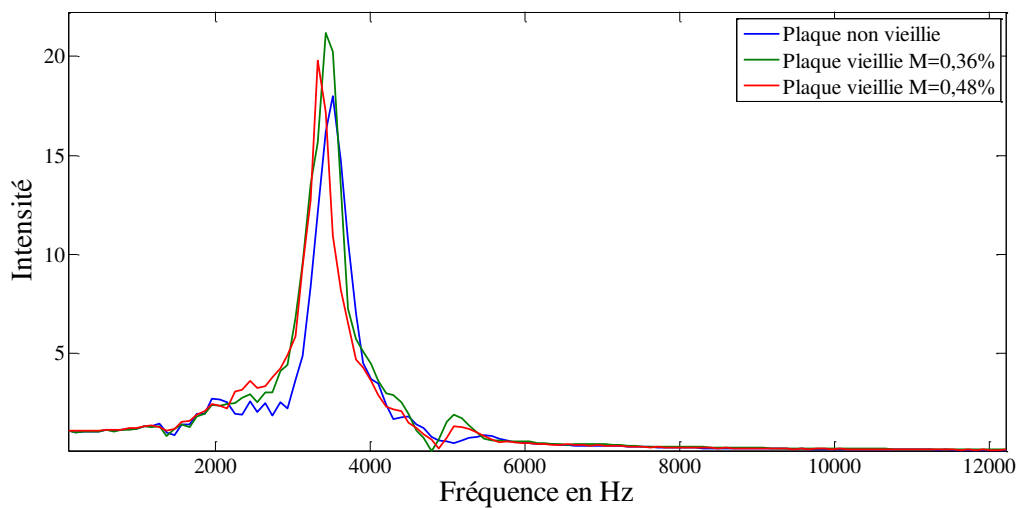


Fig. 4. 14. Transformation de Fourier des oscillations de la force (E=9,08J)

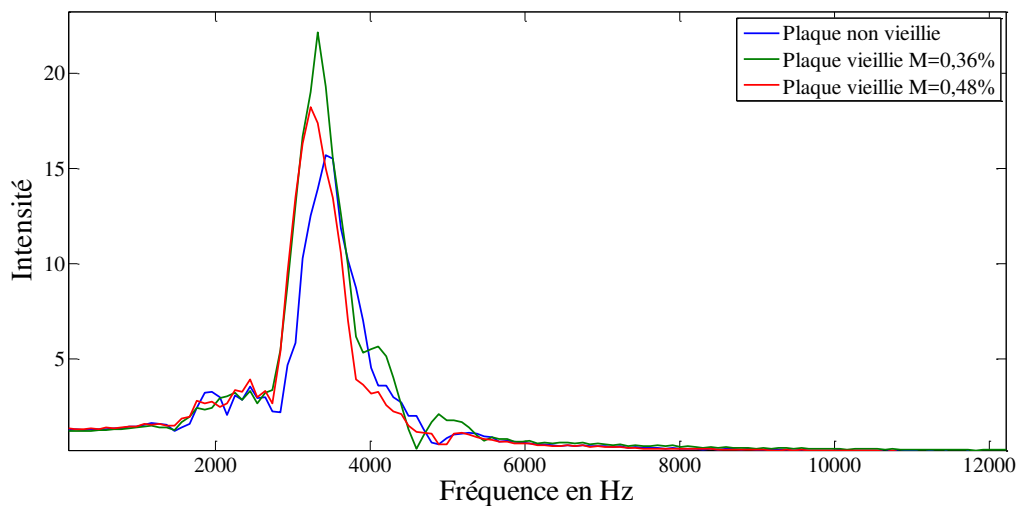


Fig. 4. 15. Transformation de Fourier des oscillations de la force (E=13,62J)

Les résultats mettent ainsi en évidence la diminution de la fréquence sous l'effet du vieillissement hygrothermique,

Pour le premier niveau d'énergie utilisé (9,08J), une diminution de la fréquence de résonance a été observée de l'ordre de 2,7% lorsque la structure a absorbé un taux d'humidité  $M=0,36\%$ , et une baisse de la fréquence a été observée de l'ordre de 5,5% lorsque la masse d'eau de ce matériau égale à  $M=0,48\%$ .

La même constatation est faite pour le deuxième niveau d'énergie utilisé de 13,62J, ou la fréquence de résonance a chuté de l'ordre de 2,8% pour les plaque vieilles (à  $M=0,36\%$ ), et a chuté de l'ordre de 5,7% pour les plaques vieilles (à  $M=0,48\%$ ). Ce décalage fréquentiel remarqué sur le tableau 4.3 est due au fait que la structure devient plus souple sous l'effet de l'exposition aux conditions hygrothermiques.

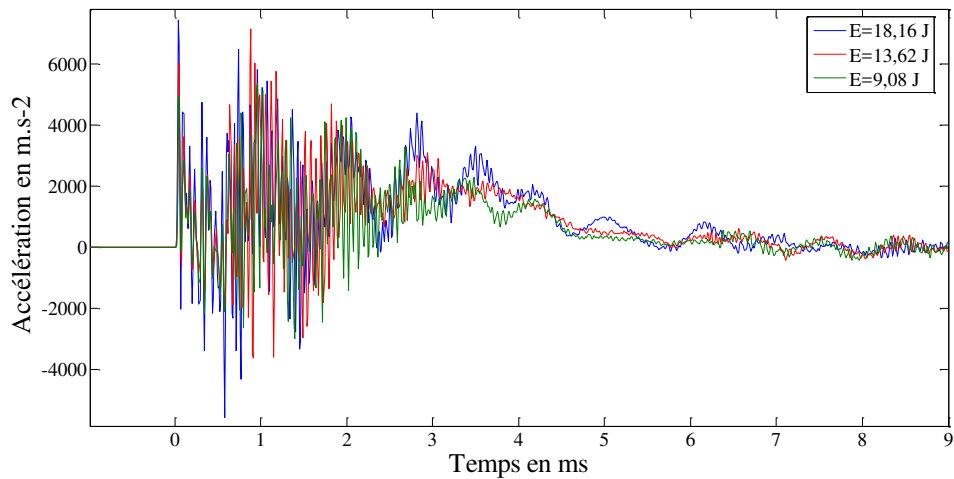
Niveau d'énergie (J)	9,08	13,62	18,16
	Fréquence (Hz)		
Non Vieillie	3516	3418 (-2,7%)	3320 (-5,5%)
Vieillie ( $M=0,36\%$ )	3418 (-2,7%)	3320 (-2,8%)	/
Vieillie ( $M=0,48\%$ )	3320 (-5,5%)	3223 (-5,7%)	/

**Tab. 4. 3.** Valeurs des fréquences de résonance pour les plaques vieilles et non vieilles.

#### 4.5.2.2. Réponses vibratoires de l'accélération de l'impacteur

Les accélérations de l'impacteur sont mesurées expérimentalement grâce à un accéléromètre piézoélectrique placé au-dessus de l'impacteur [174].

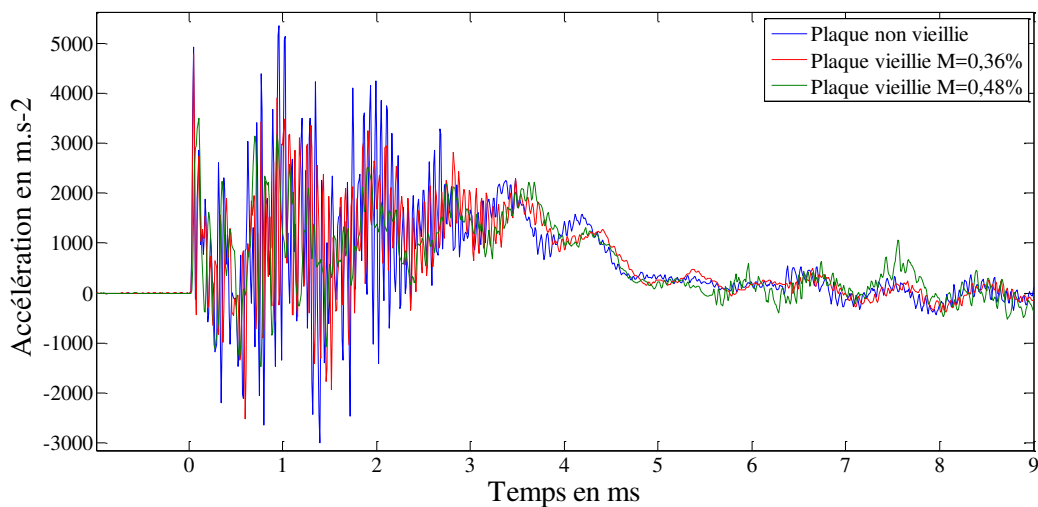
La figure 4.16 illustre les accélérations de l'impacteur pour les différentes énergies d'impact. On remarque que les amplitudes sont maximales pour les accélérations correspondant au plus haut niveau d'énergie d'impact.



**Fig. 4. 16.** Évolution temporelle de l'accélération pour différentes énergies d'impact.

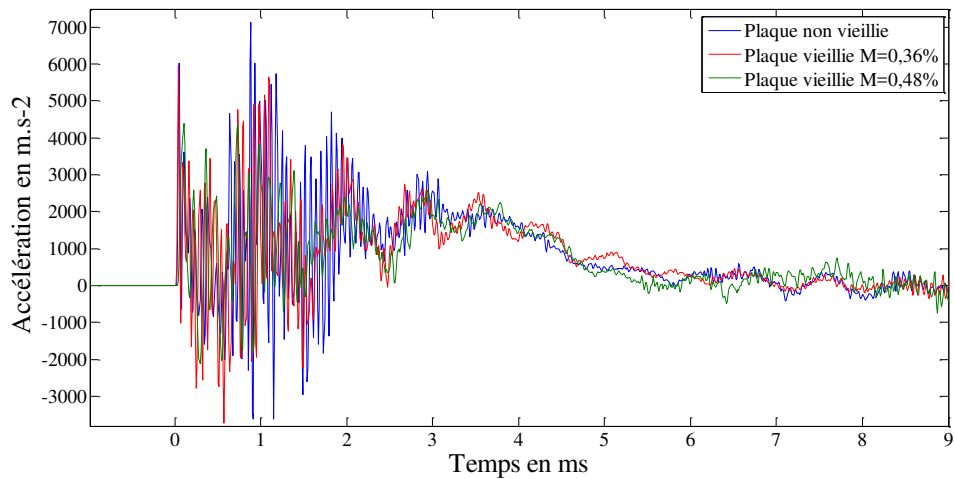
**a) Influence de l'humidité sur l'accélération de l'impacteur**

La même procédure précédente a été suivie pour l'analyse des oscillations de l'accélération de l'impacteur. Les figures 4.17 et 4.18 montrent les réponses des accélérations pour les deux niveaux d'énergie avec différents taux d'humidité absorbés (état non vieilli, 0,36% et 0,48%),



**Fig. 4. 17.** Évolution temporelle de l'accélération aux différents taux d'humidité absorbée (Énergie d'impact=9,08J).



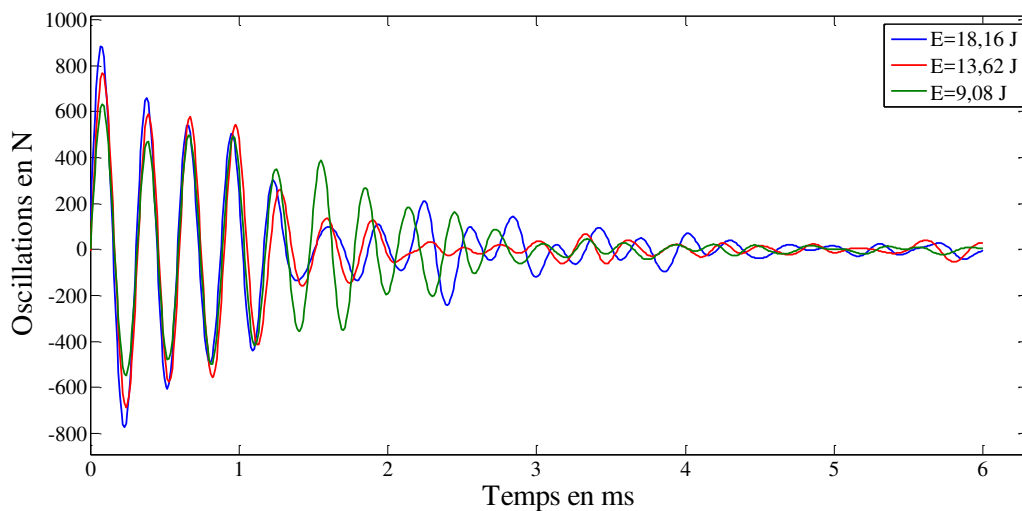


**Fig. 4. 18.** Évolution temporelle de l'accélération aux à différents taux d'humidité absorbée (Énergie d'impact=13,62J).

Après une analyse des deux figures 4.17 et 4.18, on constate que les amplitudes du signal de l'accélération est plus fort pour les plaque non vieillie et que celui-ci est inversement proportionnel aux taux d'humidité absorbée.

**b) Filtrage de l'accélération de l'impacteur**

Grâce à une programmation sous Matlab, et afin de déduire les oscillations de l'accélération, nous avons traité les résultats expérimentaux des accélérations pour effectuer un filtrage des signaux. Les résultats du filtrage des accélérations sont présentés sur la figure 4.19.



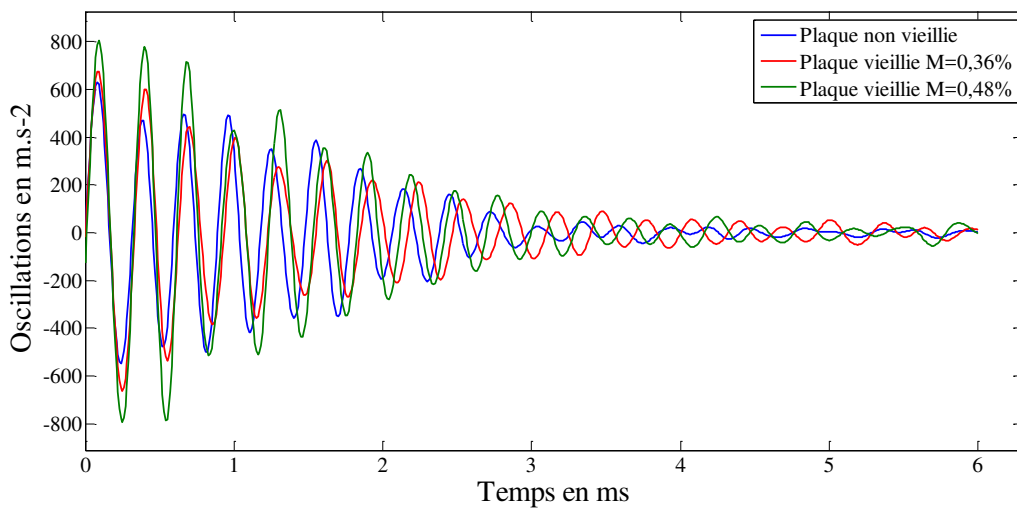
**Fig. 4. 19.** Oscillations de l'accélération pour différentes énergies d'impact.

Nous constatons que les amplitudes sont logiquement proportionnelles au niveau d'énergie d'impact appliqué.

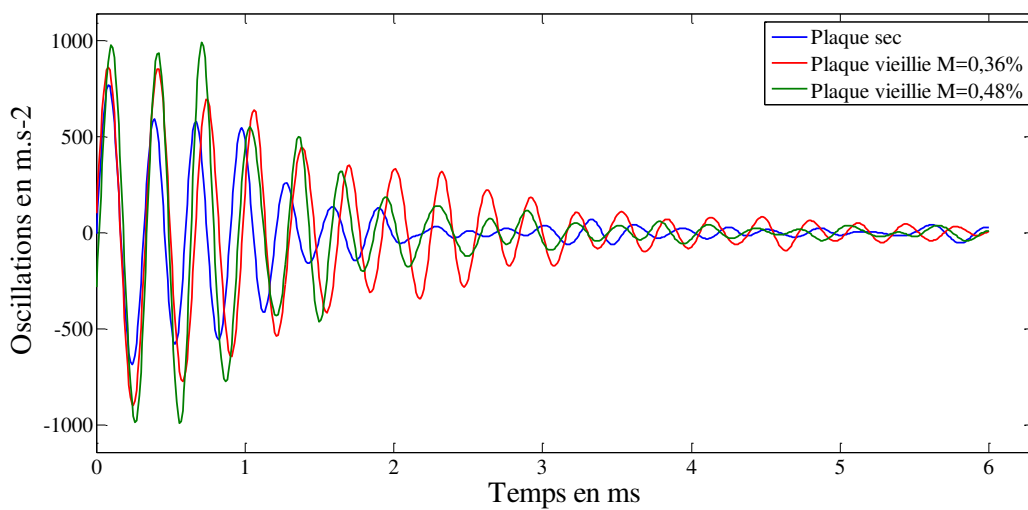
**c) Influence de l'humidité sur les oscillations de l'accélération**

Lorsque les conditions d'environnement sont prise en compte, nous constatons une différence entre les amplitudes des oscillations lors des essais effectués sur des plaque non vieilles et ceux effectués sur des plaques vieilles (Fig. 4.20 et Fig. 4.21).

Nous dénotons une légère augmentation des amplitudes des oscillations des accélérations lorsque le taux d'humidité absorbé augmente.



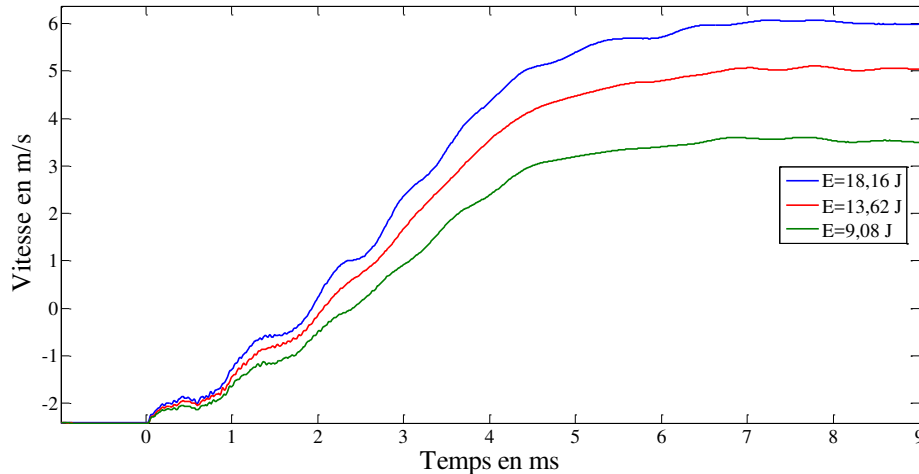
**Fig. 4. 20.** Oscillations de l'accélération à différents taux d'humidité absorbée (Énergie d'impact=9,08J).



**Fig. 4. 21.** Oscillations de l'accélération à différents taux d'humidité absorbée (Énergie d'impact=13,62J)

### 4.5.2.3. Réponses vibratoire de la vitesse de l'impacteur

Les tests d'impacts réalisés sur la tour de chute permettent également, par dérivation, de mesurer l'évolution de la vitesse d'impact. La figure 4.22 illustrent l'évolution temporelle de la vitesse de l'impacteur durant l'impact pour différent niveaux d'énergies.

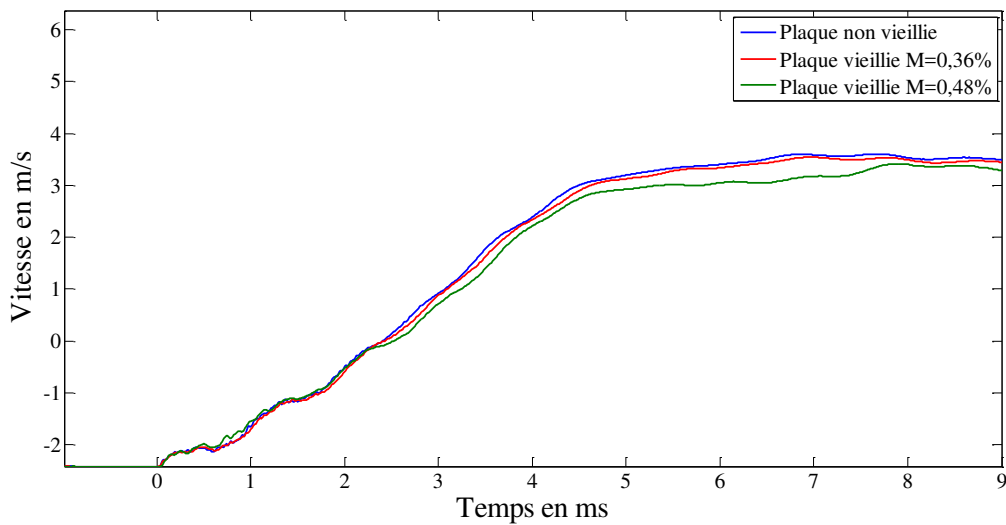


**Fig. 4. 22.** Évolution temporelle de la vitesse pour différente énergies d'impact pour des éprouvettes non vieilles.

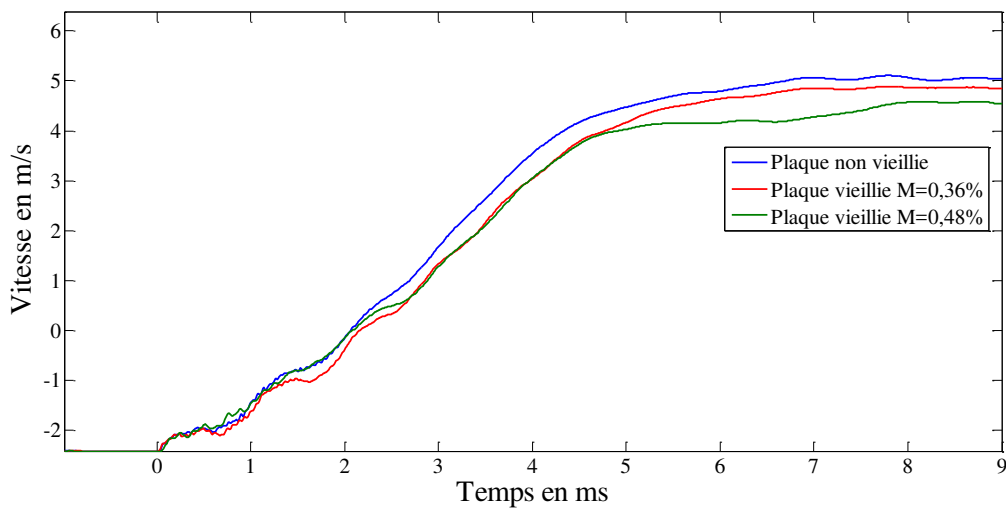
Les réponses varient en amplitude et dépendent du niveau d'énergie appliqué. L'évolution de la vitesse montre qu'il y a un rebondissement assez important de l'impacteur pendant le choc.

#### a) Influence de l'humidité sur la vitesse de l'impacteur

Les figures 4.23 et 4.24 présentent l'évolution temporelle de la vitesse de l'impacteur durant l'impact pour deux niveaux d'énergies et différents taux d'humidité absorbée.



**Fig. 4. 23.** Évolution temporelle de la vitesse aux différents taux d’humidité absorbée (Énergie d’impact=9,08J).



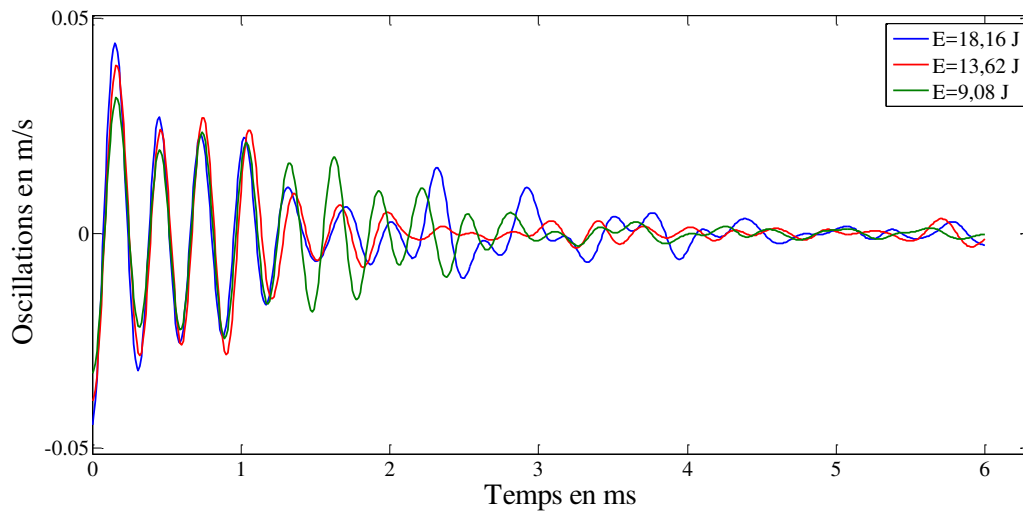
**Fig. 4. 24.** Évolution temporelle de la vitesse aux différents taux d’humidité absorbée (Énergie d’impact=13,62J).

Nous constatons que l’amplitude de la vitesse de l’impacteur dépend du taux d’humidité absorbée par le matériau. Le rebondissement de l’impacteur pendant le choc en présence de l’humidité est moins important lorsque le matériau testé a absorbé de de l’humidité. Ceci s’explique que l’énergie emmagasinée des plaques impactées diminue avec l’augmentation de la masse d’eau absorbée par le matériau.

**b) Filtrage de la vitesse de l’impacteur**

Les figures 4.25 illustrent l’évolution temporelle des oscillations de la vitesse de l’impacteur durant l’impact pour différent niveaux d’énergies. Les résultats montrent que les

amplitudes des oscillations de la vitesse de l'impacteur augmentent avec l'augmentation du niveau d'énergie.

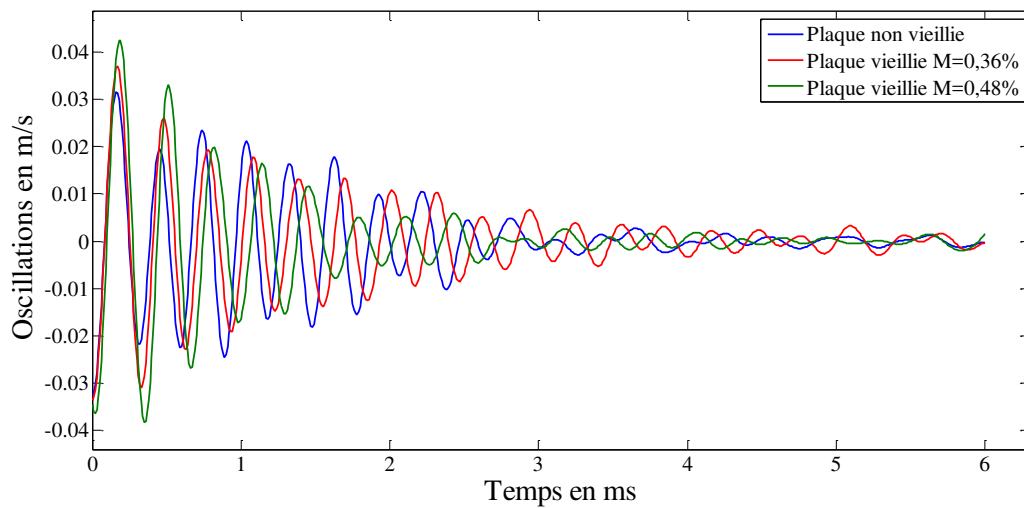


**Fig. 4. 25.** Oscillations de la vitesse pour différentes énergies d'impact.

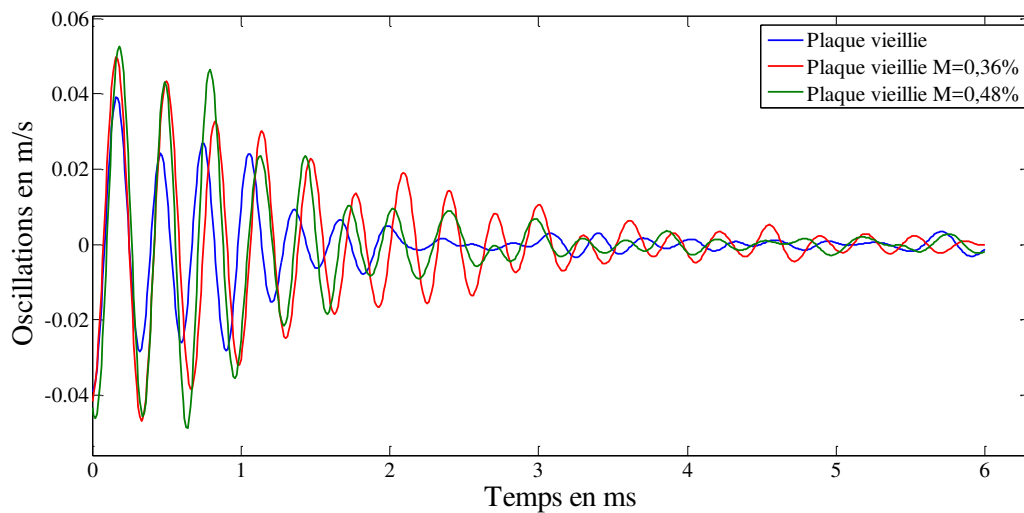
A travers les courbe de la figure 4.25, on constate que plaque entre en faibles vibrations lorsque l'énergie d'impact diminue. L'évolution temporelle de la vitesse de l'impacteur mesurée oscille à une certaine pulsation avant de s'amortir complètement.

### c) Influence de l'humidité sur les oscillations de la vitesse de l'impacteur

Pour nous mettre d'étudier l'influence des conditions hygrothermiques sur les réponses de la vitesse de l'impacteur au cours de l'impact, nous avons reporté sur les figures 4.26 et 4.27 la variation de la vitesse de l'impacteur à différents taux d'humidité absorbée. Les résultats obtenus montrent une sensibilité de la vitesse de l'impacteur vis-à-vis de l'humidité. On y remarque que les amplitudes des vitesses de l'impacteur enregistrées dans les plaques vieilles sont supérieures à celles plaques non vieilles.



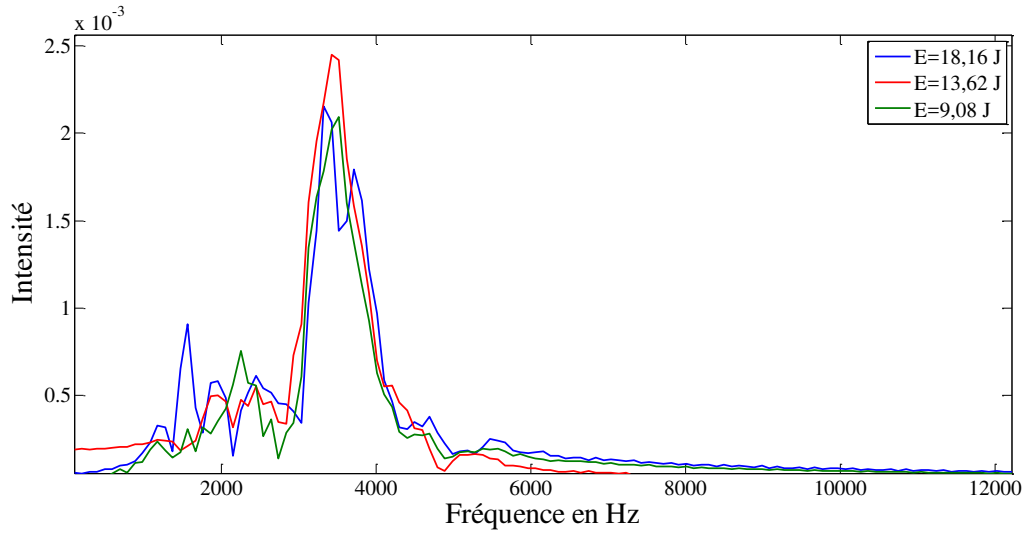
**Fig. 4. 26.** Oscillations de la vitesse à différents taux d'humidité absorbée (Énergie d'impact=9,08J).



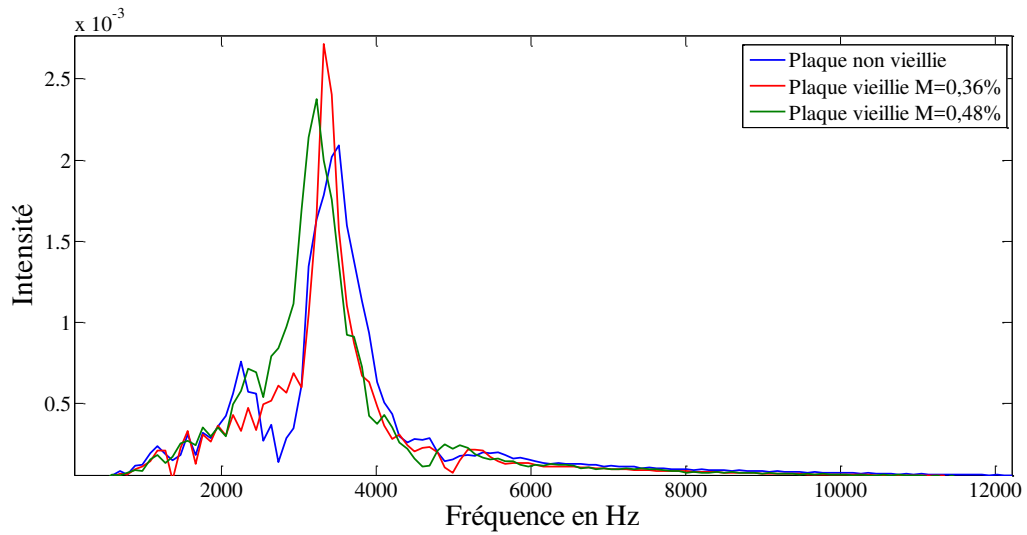
**Fig. 4. 27.** Oscillations de la vitesse à différents taux d'humidité absorbée (Énergie d'impact=13,62J).

**d) Transformée de Fourier des oscillations de la vitesse de l'impacteur**

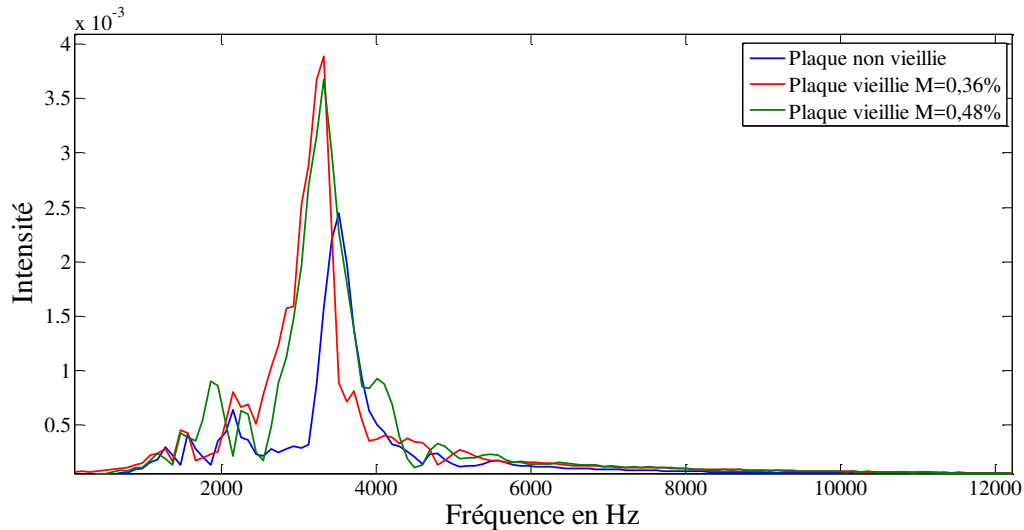
Il est aussi possible de déterminer les fréquences de résonance des vibrations engendrées par l'impact à partir de la transformation de fourier appliquée aux oscillations de la vitesse de l'impacteur. Les résultats trouvés sont portées sur les figures 4.28, 4.29 et 4.30.



**Fig. 4. 28.** Transformation de Fourier des oscillations de la vitesse d'impacteur pour différentes énergies d'impact.



**Fig. 4. 29.** Transformation de Fourier des oscillations de la vitesse à différents taux d'humidité absorbée ( $E=9,08$ J).



**Fig. 4. 30.** Transformation de Fourier des oscillations de la vitesse à différents taux d’humidité absorbée ( $E=13,62J$ )

Les valeurs des pics des transformations de Fourier des oscillations de la vitesse de l’impacteur sont presque les mêmes que celles des transformations de Fourier de la force d’impact (voit tableau 4.4). Donc, expérimentalement, on peut se contenter uniquement d’un capteur de force ou d’un capteur lazer pour déterminer les fréquence de résonance.

Niveau d'énergie (J)	9,08	13,62	18,16
	Fréquence (Hz)		
Non Vieillie	3516	3418 (-2,7%)	3320 (-5,5%)
Vieillie (M=0,36%)	3418 (-2,7%)	3320 (-2,8%)	/
Vieillie (M=0,48%)	3320 (-5,5%)	3223 (-5,7%)	/

**Tab. 4. 4.** Valeur de la fréquence de résonance pour une plaque vieillie et non vieillie.

#### 4.5.2.4. La fonction de réponse fréquentielle (FRF)

En utilisant les signaux de la force d’impact et de l’accélération obtenus, on peut construire la fonction de réponse fréquentielle FRF (Le résultat du calcul de la fonction de réponse fréquentielle ou FRF est présenté sur les figures (4.31, 4.32 et 4.33) pour les différentes énergies d’impact appliquées et pour les différents taux d’humidité absorbée. La fonction FRF sert à calculer l’amortissement du matériau impacté. La définition de la FRF a été faite au chapitre 3, paragraphe 3.8.2.



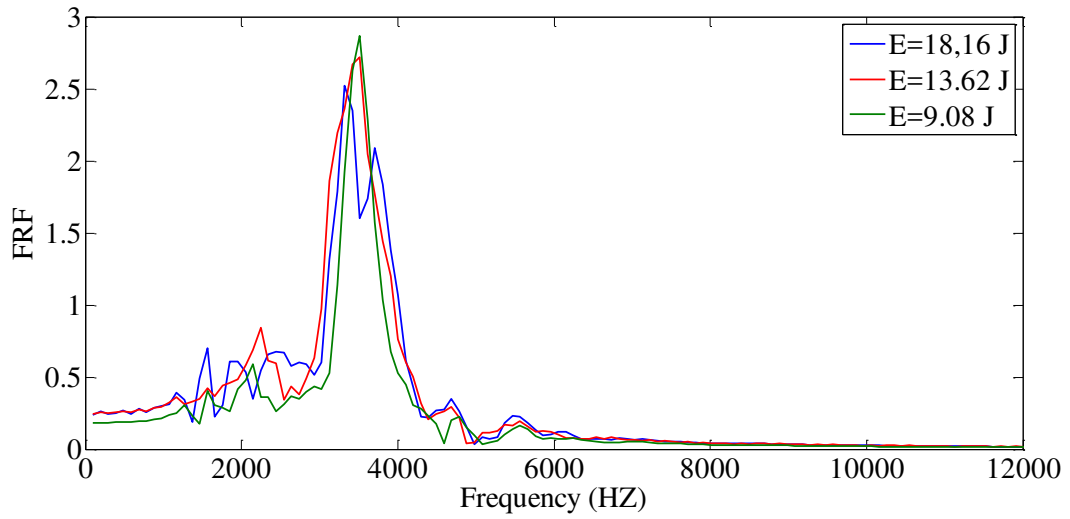


Fig. 4. 31. FRF pour différentes énergies d'impact.

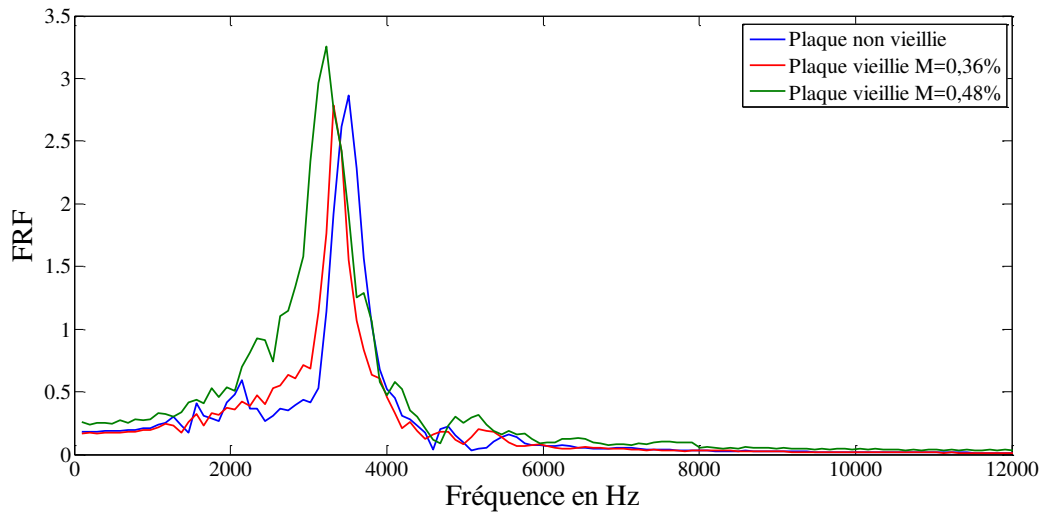
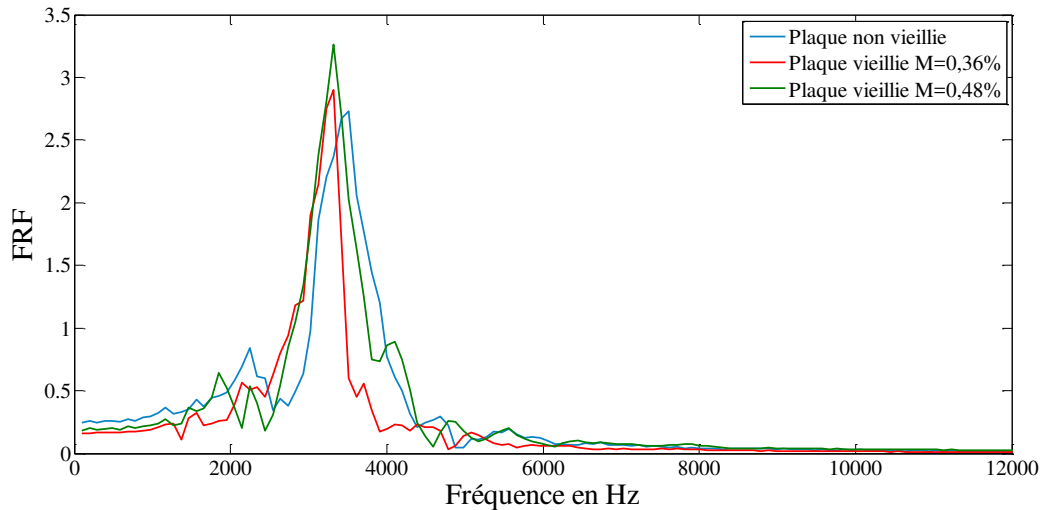


Fig. 4. 32. FRF à différents taux d'humidité absorbée (Énergie d'impact=9,08J).



**Fig. 4. 33.** FRF à différents taux d'humidité absorbée (Énergie d'impact=13,62J).

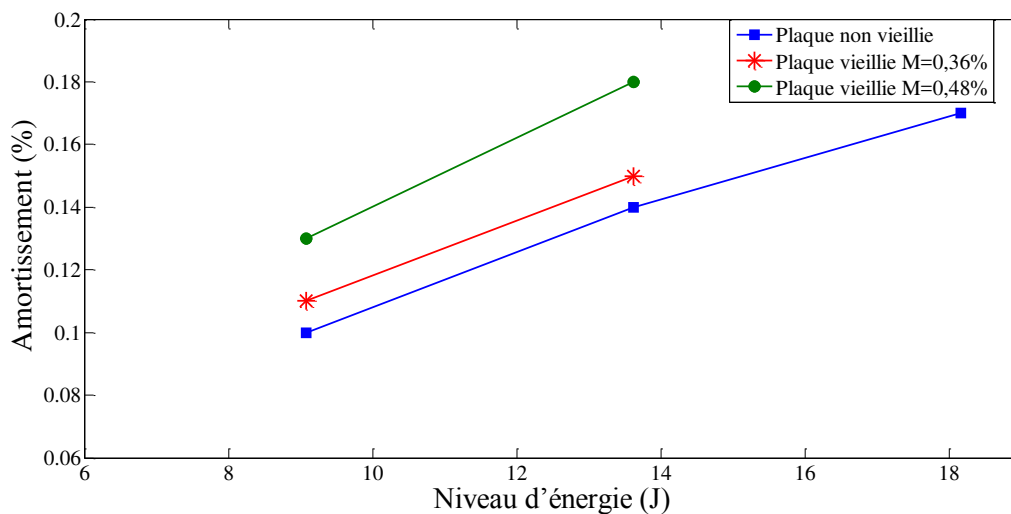
L'amortissement est calculé à partir du graphe de la FRF à l'aide de la méthode dite de la demi-puissance ou largeur de bande à  $-3\text{dB}$  (méthode impulsionnelle) (voir chapitre 3, paragraphe 3.9.1).

Les valeurs trouvées permettent de tracer l'évolution de l'amortissement en fonction du niveau d'énergie (Figure 4.34). D'après les résultats obtenus, on constate que la valeur de l'amortissement est proportionnelle au niveau d'énergie.

Pour mettre en évidence l'influence des conditions hygrothermiques sur les valeurs de l'amortissement, nous avons reporté sur le tableau (4.5) l'évolution de l'amortissement calculé aux différents taux d'humidité pour les deux niveaux d'énergies. Le tableau montre que le coefficient d'amortissement de la plaque vieillie est plus grand que celui de la plaque non vieillie quelque soit le niveau d'énergie d'impact appliqué. Cela montre encore une fois que la plaque devient plus souple lorsqu'elle a été soumise aux conditions d'environnement hygrothermiques.

Niveau d'énergie (J)	9,08	13,62	18,16
	Amortissement (%)		
Non Vieillie	0,10	0,14	0,17
Vieillie (M=0,36%)	0,11	0,15	/
Vieillie (M=0,48%)	0,13	0,18	/

**Tab. 4. 5.** Valeurs de l'amortissement à différents taux d'humidité pour différents niveaux d'énergie.



**Fig. 4. 34.** Évolution de l'amortissement en fonction du niveau d'énergie.

#### 4.5.2.5. Calcul de la rigidité à la résonance

A la résonance et dans le cas des faibles amortissements, la pulsation de résonance est égale à la pulsation propre des oscillations amorties. La rigidité est calculée à partir de la formule (3.20) faisant intervenir les fréquences. Les résultats du calcul des rigidités de la plaque composite impactée pour différents niveaux d'énergies et en fonction de la masse d'eau absorbée sont portés sur le tableau (4.6). Les résultats montrent que :

- Au premier niveau d'énergie ( $E=9,08J$ ), la rigidité baisse lorsque le matériau absorbe une quantité d'eau de  $M=0,36\%$ , la baisse se rapproche de 5%, et elle continue de diminuer lorsque la quantité d'eau absorbé est de  $M=0,48\%$  ;
- Pour le niveau d'énergie ( $E=13,62J$ ), la rigidité du matériau chute de l'ordre de 5% pour les essais effectués sur des éprouvette vieilles contenant une masse d'eau égale à  $M=0,36\%$ , et une chute de l'ordre de 11% lorsque la masse d'eau contenus dans les éprouvettes égale à  $M=0,48\%$ .

- Les résultats montrent clairement une perte de rigidité de la structure suite au vieillissement hygrothermique. La dégradation rapide de la rigidité est un signe de l'établissement d'un endommagement significatif.

A travers la figure 4.35 qui illustre l'évolution de la valeur de la rigidité en fonction du niveau d'énergie appliqué, on peut remarquer que:

- Pour le matériau non vieilli, les résultats ont montré que la rigidité est inversement proportionnelle au niveau d'énergie appliqué, ce qui est un indicateur de l'endommagement du matériau lorsque l'énergie d'impact augmente, car normalement la rigidité devrait être constante pour un matériau non vieilli.
- Pour un même niveau d'énergie, la rigidité est inversement proportionnelle au taux d'humidité absorbé.

Les résultats trouvés montrent que les deux facteurs (vieillissement et niveau d'énergie d'impact) lorsqu'ils agissent conjointement, diminuent les propriétés mécaniques du matériau dont la rigidité et l'amortissement.

Niveau d'énergie (J)	9,08	13,62	18,16
	Rigidité ( $10^6$ N mm)		
Non Vieillie	903 ,85	854,17 (5,4%)	805,89 (-10,8%)
Vieillie (M=0,36%)	854,17 (-5,4%)	805,89 (-5,6%)	/
Vieillie (M=0,48%)	805,89 (-10,8%)	759,49 (-11,08%)	/

**Tab. 4. 6.** Valeurs de la rigidité à différents taux d'humidité pour différents niveaux d'énergie.

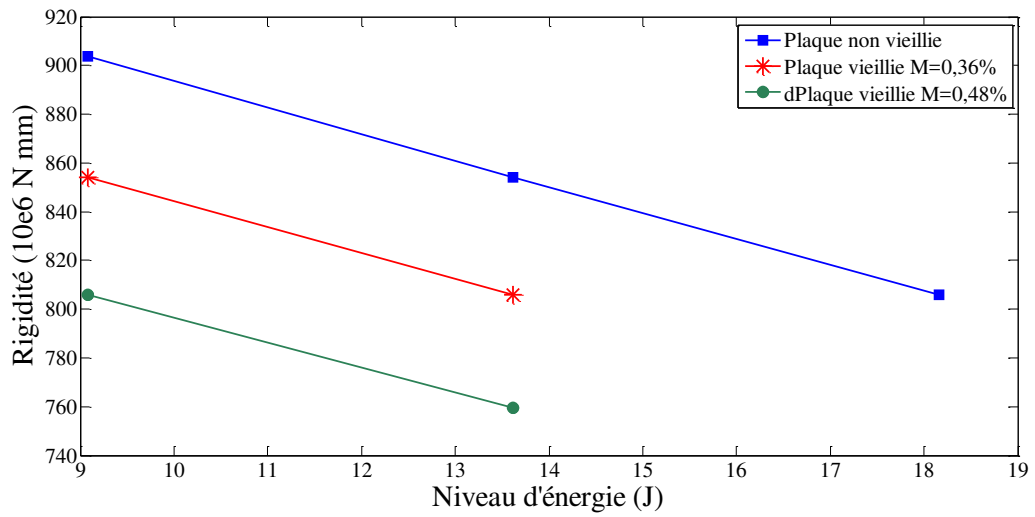


Fig. 4. 35. Évolution de la rigidité en fonction du niveau d'énergie.

# Conclusion générale

L'étude menée dans le cadre de cette thèse a eu comme principal objectif d'analyser le comportement vibratoire d'une plaque en matériau composite impacté par un projectile en acier sous conditions environnements hygrothermiques.

Pour réaliser cette étude, différentes étapes ont été effectuées :

Dans un premier temps, une étude bibliographique a été menée sur la théorie des composites stratifiés, Les matériaux composites SMC sont largement utilisés grâce à leur facilité de mise en œuvre, de bonnes propriétés mécaniques. Le matériau à l'origine de notre étude de thèse est un composite constitué principalement d'une matrice polyester renforcées par de fibres de verre (fibres de verre et matrice en polyester isophtalique insaturée), les résines polyester renforcées de fibres de verre sont les composites les plus utilisés industriellement.

Dans un deuxième temps, à un état de l'art sur les principaux vieillissements et leurs effets, ainsi que les modèles de leur cinétique. Les phénomènes de diffusion des molécules d'eau au sein du matériau et les modifications moléculaires induites par celles-ci.

Nous avons ensuite étudié les problèmes d'impact sur une plaque multicouche composite, Il est alors nécessaire de définir des modèles mathématiques tenant compte de ces phénomènes.

Pour réaliser cette étude, on utilise les résultats de la littérature [174], les essais d'impacts sont effectués sur des éprouvettes non vieillie et vieillie à travers d'une tour de chute. Nous avons élaboré des programmes sous Matlab permettant de déduire les oscillations de la force d'impact, les oscillations des accélérations de l'impacteur et les oscillations de la vitesse de l'impacteur.

Les résultats ont également montré que les amplitudes maximales des oscillations sont proportionnelles au niveau d'énergie. L'application de la transformée de Fourier aux oscillations a permis d'obtenir les fréquences de résonance de la plaque pour les trois niveaux d'énergie. Ces fréquences sont proportionnellement inverses au niveau d'énergie. Ceci s'explique par une perte de rigidité de la plaque composite engendrée par l'endommagement de la structure. Le calcul de fonction de réponse fréquentielle (FRF) a

permis de calculer les valeurs des amortissements utilisant la méthode impulsionnelle. Ceux-ci diminuent lorsque le niveau d'énergie augmente.

Le développement des matériaux composites dans des domaines où ils sont soumis à des vibrations permanentes nous a conduits à mettre en place une étude sur le comportement vibratoire de ces matériaux soumis à des impacts basse vitesse sous l'effet du vieillissement hygrothermique, dans le but de déterminer l'évolution des réponses vibratoires tel que la fréquence, amortissement et rigidité.

Il en sort que:

- La diminution de la fréquence de résonance avec l'augmentation de taux d'humidité absorbé, cette chute en fréquence liée à la perte de rigidité de la structure en vieillissement hygrothermique qui devient plus souple et moins rigide.
- Les fréquences de résonance déduites à partir d'un signal de la force d'impact donnent les mêmes résultats que les fréquences de résonances de la vitesse de l'impacteur.

Il ressort aussi que :

- L'augmentation de la valeur de l'amortissement des plaques non vieillis lorsque le niveau d'énergie augmente,
- le coefficient d'amortissement de la plaque vieillie est plus grand que celui de la plaque non vieillie quelque soit le niveau d'énergie d'impact appliqué
- Pour le matériau non vieilli, la rigidité est inversement proportionnelle au niveau d'énergie appliqué,
- Pour un même niveau d'énergie, la rigidité du matériau est inversement proportionnelle au taux d'humidité absorbé.

On conclut que la diminution de la rigidité est un indicateur de l'endommagement, ces résultats démontrent la sensibilité du matériau composite étudié à l'effet de l'humidité, le vieillissement change le comportement mécanique des matériaux, en provoquant une diminution de sa rigidité lorsque l'eau se diffuse dans le matériau. Cette étude permet de contrôler l'état du matériau par un calcul vibratoire tel que la fréquence de résonance.

## Références bibliographiques

- [1] GAY, D. Matériaux composites. 3e édition. Paris : Hermès, 1991. 569 p.
- [2] Reinhart, T.J. & Clements, L.L. « Introduction to composites. » Dans : Engineered materials handbook - Volume 1 : Composites. Ohio, USA : ASM International, p. 27-34, 1993.
- [3] Gürdal, Z., Haftka, R.T., & Hajela, P. « Design and optimization of laminated composite materials. » Canada : Wiley-Interscience Publication, 352 p, 1999.
- [4] V. Reynaud, G. Subra, M. calderini, « Les matériaux composites », ENSCM, 1993.
- [5] Michel Dupeux, « Aide mémoire science des matériaux », Dunod, Paris, 2004.
- [6] Nadia BAHLOULI IPST-ULP, Cours Matériaux Composites / DESS Mécanique avancée et Stratégie industrielle
- [7] Glossaire des matériaux composites» - carma –Actualisation octobre 2006.
- [8] Hashin, Z., Rosen, B.W., Humphreys, E.A., Newton, C. & Chatterjee, S. « Fiber composite analysis and design : Composite materials and laminates, Volume I. » Washington D.C., USA : Federal Aviation Administration, N° DOT/FAA/AR-95/29-I, 339 p, 1997.
- [9] Kim, J.K. & Mai, Y.W. « Engineered interfaces in fiber reinforced composites. » Pays-Bas : Elsevier Science Ltd., 416 p. ISBN 0080426956, 1998.
- [10] Berthelot J.-M. Matériaux composites. Comportement mécanique et analyse des structures, Éditions TEC & DOC, 4ème édition, 2006.
- [11] Berthelot J.-M. Composite materials. Mechanical Behaviour and Structural Analysis, New York Springer, U. S. A. 1999.
- [12] Warburton G. B. "The vibration of rectangular plates". Proceedings of the Institutions of Mechanical Engineers, 168, pp 371-384, 1954.
- [13] Dickinson S. M. "The buckling and frequency of flexural vibrations of rectangular isotropic and orthotropic plates using Rayleigh's method", Journal of Sound and Vibrations, 61, pp 1-8, 1978.
- [14] Ungar, E. E., et E. M, Kerwin. "Loss factors of viscoelastic systems in terms of energy concepts", Journal of Acoustical Society of America, 34 (7), pp 954-957, 1962.
- [15] Bathias, C., "Matériaux composites", Technique et ingénierie – série Mécanique et Matériaux, Dunod, 2ème édition, 511, 2009.
- [16] Gates, T. S., "Durability assessment of polymeric composites for high speed civil transport", Recent Developments in Durability Analysis of Composite Systems, 387-392, 2000.
- [17] Colin, X., Verdu, J., "Strategy for studying thermal oxidation of organic matrix composites", Composites Science and Technology, vol. 65, 411-419, 2005.
- [18] Fayolle, B., Verdu, J., "Vieillissement physique des matériaux polymères", Techniques de l'Ingénieur, cor108, 2005.
- [19] Lafarie-Frenot, M.C., Rouquié, S., "Influence of oxidative environments on damage in c/epoxy laminates subjected to thermal cycling", Composites Science and Technology, vol. 64, 1725-1735, 2004.



## Références bibliographiques

---

- [20] Hancox, N.L., “Thermal effects on polymer matrix composites. Part1. Thermal cycling”, *Materials and Design*, Vol. 19, 85-91, 1998.
- [21] Schieffer, A., Maire, J.F., Lévêque, D., “A coupled analysis of mechanical behaviour and ageing for polymer-matrix composites”, *Composites Science and Technology*, vol. 62, 543-549, 2002.
- [22] Park, S.Y., Choi, W.J., Choi, H.S., “The effects of void contents on the long-term hygrothermal behaviors of glass/epoxy and GLARE laminates”, *Composites Structure*, vol. 92, 18-24, 2010.
- [23] Lafarie-Frenot, M.C., Rouquié, S., Ho, N.Q., Bellenger, V., “Comparison of damage development in C/epoxy laminates during isothermal ageing and thermal cycling”, *Composites: Part A*, vol. 37, 662-671, 2006.
- [24] Mortaigne, B., “Vieillissement des composites – Mécanismes et méthodologie d’étude”, *Techniques de l’ingénieur*, am5320-1, 21, 2005.
- [25] Weitsman, Y.J., “2.11 - Effects of Fluids on Polymeric Composites—A Review”, *Comprehensive Composite Materials*, Pergamon, Oxford, 369-401, 2000.
- [26] Gigliotti, M., Grandidier, J.C., Lafarie-Frenot, M.C., “The employment of 0/90 un symmetric samples for the characterization of the thermo-oxidation behavior of composite materials at high temperatures”, *Composites Structures*, vol. 93, 2109-2119, 2011.
- [27] Jacques, Verdu, *Vieillissement physique des plastiques. Sciences et Techniques de l'ingénieur, traité Plastiques et Composites*, A 3 150: p. 1-17, 1990.
- [28] May, C.A., *Epoxy Resins: Chemistry and Technology. Second Edition*, 1988.
- [29] H, Janssen., J.M, Seifert., H.C, Karner., *Interfacial phenomena in composite high voltage insulation. IEEE Transaction on Dielectrics and Electrical Insulation*, 6: p. p. 651-659, 1999.
- [30] G. Z, Xiao., M, Delamar., M. E. R, Shanahan., *Irreversible interactions between water and DGEBA/DDA epoxy resin during hygrothermal aging. Journal of Applied Polymer Science. 69(2): p. 363-369, 1998.*
- [31] Michael J. Adamson, *Thermal expansion and swelling of cured epoxy resin used in graphite/epoxy composites materials. Journal of Materials Science*, 15: p. 1736-1745, 1980.
- [32] Jacques, Verdu., *Action de l'eau sur les plastiques. Sciences et Techniques de l'ingénieur, traité Plastiques et Composites. AM 3 165: p. 1-8, 2000.*
- [33] Podgaiz, R.H., R.J.J, Williams., *Effects of fiber coatings on mechanical properties of unidirectional glass-reinforced composites. Composites Science and Technology : 6th International Conference On Composite Interfaces*, 57: p. 1071-1076, 1997.
- [34] Thomason, J.L., *The interface region in glass fibre-reinforced epoxy resin composites: 1. Sample preparation, void content and interfacial strength. Composites*, 26: p. 467-475, 1995.
- [35] Apicella, A., et al., *Effect of thermal history on water sorption, elastic properties and the glass transition of epoxy resins. Polymer*, 1979. 20: p. 1143-1148.
- [36] Ganem, M., *Etude de la structure et de la tenue à l'hydrolyse des matériaux vinylesters. Thèse soutenue à l'ENSAM, Paris, 1992.*

- [37] Herrera-Franco, P.J. et L.T, Drzal., Comparison of methods for the measurement of fibre/matrix adhesion in composites. *Composites*, 23: p. 2-27, 1992.
- [38] Lietard, V., Etude des effets couplés et séparés d'un environnement hydrothermique et d'un chargement mécanique sur la déformabilité et la ténacité à long terme de composites verre/résine, Thèse de doctorat soutenue à Lille 1 ? 1998 ;
- [39] Verdu, J., Vieillissement physique des plastiques. *Sciences et Techniques de l'Ingénieur, traité Plastiques et Composites. A 3 150*: p. 1-18.
- [40] Farrar, N.R., et K.H.G. Ashbee., Destruction of epoxy resins and of glass-fiber-reinforced epoxy resins by diffused water. *J. of Physics D:Applied Physics*, 11: p. 1009-1013, 1978.
- [41] Ganem, M., Etude de la structure et de la tenue à l'hydrolyse des matériaux vinylesters. Thèse soutenue à l'ENSAM, Paris, 1992.
- [42] Ishai, O., Environmental effects on deformation, strength, and degradation of unidirectional glass-fiber reinforced plastics. I. Survey. *Polymer Engineering and Science*, 15: p. 486 – 490, 1975.
- [43] Chu, W., L. Wu, et V.M. Karbhari, Durability evaluation of moderate temperature cured E-glass/vinylester systems. *Composite Structures*, 66: p. 367-376, 2004.
- [44] Owens Corning, ECRGlass, Technical status.
- [45] P. Bonniau et A.R. Bunsell A comparative study of water absorption theories applied to glass epoxy composites *J.Comp.mater*, vol.15, p.272-293, 1981.
- [46] T. Pham Hong Caractérisation et modélisation du comportement diélectrique d'un matériau composite soumis à un vieillissement hydrothermique These de doctorat, Université Joseph Fourier – Grenoble, 2005.
- [47] P, Nogueira., C, Ramirez., A, Torres., M.J, Abad., J, Cano., J, Lopez., I, Lopez-Bueno et L. Barral Influence of the curing cycle selection on the thermal degradation of a epoxy-diamide system *J.Polym.Sci*, vol.80, p.71-80, 2001.
- [48] Y, Diamant, G, Marom et L.J. Broutman The effect of network structure on moisture absorption of epoxy resins *J. Polym.Sci*, vol.26, p.3015-3025, 1981.
- [49] C.H, Shen et G.S. Springer Moisture absorption and desorption of composite materials *J.Comp.mater*, vol.10, p.2820, 1976.
- [50] A, Apicella., L, Nicolais., G, Astarita et E. Drioli Hygrothermal history dependence of equilibrium moisture sorption in epoxy resins *Polymer*, vol.20, p.1143-1148, 1981.
- [51] Crank J., *The mathematics of diffusion*, Oxford Univ. Press, London ed., 1975.
- [52] Shen C.H., Springer G.S., *Journal of Composites Materials*, 10, 2-20, 1976.
- [53] B, Dewimille., A.R. Bunsell «The modeling of hygrothermal aging in glass fiber reinforced Epoxy composites», *Journal of Physics D*, 15, p2079, 1982.
- [54] Y.J. Weitsman, “Moisture in composites, sorption and damage”, *fatigue of Composites materials*, Elsevier Science Pub, pp385.429, 1991.
- [55] H.G, Carter and K.G. Kibler, *Journal of Composite Materials* 12,118.131(1978).
- [56] N, Dewas., in *Le Modèle de Langmuir Appliqué à la Diffusion d'Eau dans les Matériaux Composites Type Carbone. Epoxy*, Suresnes (1982).
- [57] V, Gupta., J, Appl., *Polym. Sci.* 30, 4467.

## Références bibliographiques

---

- [58] A, Chateauminos, “Effects ‘of hydrothermal aging on the durability of glass/epoxy composites”, Proceedings of the 9th International Conference on Composite Materials (ICCM9), Madrid, 1993.
- [59] B, Dewimille, «Vieillissement hygrothermique d’un matériau composite fibres De verre. résine époxyde», thèse ENSMP, Juillet1981.
- [60] A.C, Loos., G.S, Springer., “Moisture absorption of graphite-epoxy Composition immersed in liquids and in humid air”, ed. G.S. Springer, Environmental effects of composite Materials, pp.34.49.
- [61] Ochi M., Iesako H., Nakajima S., Journal of Polymer Science. Part B: Polymer Physics, 24, 251-61, 1986.
- [62] Wong T.C., Broutman L.J., Polymer Engineering and Science, 25 (1985) 521-8.
- [63] Wong T.C., Broutman L.J., Polymer Engineering and Science, 25 (1985) 529-34.
- [64] Ivanova K., Pethrick R.A., Affrossman S., Journal of Applied Polymer Science, 82 (2001) 3477-85.
- [65] De’Neve D., Shanahan M.E.R., Polymer, 34 (1993) 5099-105.
- [66] Chateauminos A., Vincent L., Chabert B., Soulier J.P., Polymer, 35 (1994) 4766-74.
- [67] Cai L.W., Weitsman Y., Journal of Composite Materials, 28 (1994) 130-54.
- [68] Roy S., Xu W.X., Park S.J., Liechti K.M., Journal of Applied Mechanics, 67 (2000) 391-6.
- [69] Johncock P., Journal of Applied Polymer Science, 41 (1990) 613-8.
- [70] Maggana C., Pissis P., Journal of Applied Polymer Science: Part B: Polymer Physics, 37(1999) 1165-82.
- [71] Shen CH., Springer G.S. (1981), Moisture Absorption and Desorption of Composite Materials. Environmental Effects on Composite Materials, George S. Springer. Technomic Publishing, 15-33.
- [72] Bavisi B.H., Pritchard G.. Ghotra J.S., Measuring and Reducing Moisture Penetration through Thick Laminates. Advances in Polymer Technoloa Vol. 15, no. 3, 223-235, 1996.
- [73] Rao, R., M.V.G.K., Balasubramanian, N., Chanda, M. Factors Affecting Moisture Absorption in Polymer Composites Part 1: influence of Internal Factors, Environmental Effects on Composite Materials. 3, George S. Springer. Technomic Publishing, 75-88, 1988.
- [74] A.C, Loos., G.S, Springer., “Moisture absorption of graphite-epoxy Composites immersed in liquids and in humid air”, J. Composites Materials, vol.13, p131, 1979.
- [75] Y, Weitsman., Effects of fluctuating Moisture and temperature on the Mechanical response of resin plate“, J. appl.Mech. 44(4), 571-76.
- [76 ] Mallick P.K., Fiber Reinforced Composites. Materials. Manufacturing and Design. 2nd Edition, Marcel Dekker Inc. 1993.
- [77] P, Bonniau., «effets de l’absorption d’eau sur les propriétés électriques et Mécaniques des matériaux composites à matrice organique», thèse, Mars 1983.
- [78] Li, Rong Bao., A.F, Yee., “moisture diffusion and hygrothermal aging in bismaleimide Matrix carbon fibre composites”, Composites Science and Technology, 62, pp.2111-2119,2002.

- [79] Springer, G.S., *Moisture Content of Composites under Transient Conditions. Environmental Effects on Composite Materials*, L, George S. Springer. Technomic Publishing, 63-78, 1981.
- [80] Boenig, H.V., *Unsaturated Polyesters: Structure and Properties*. Elsevier Publishing Company, 1964,
- [81] Chua, P.S., Dai, S.R., Piggott M.R. *Mechanical Properties of the Glass Fibers Polyester Interphase. Part II: Effect of Water on Debonding* Journal of Materials Sciences. v.27, 919-924, 1992.
- [82] Chua, P.S., Piggott, M.R., *Mechanical Properties of the Glass Fiber- Polyester Interphase. Part III: Effect of Water on Interphase Pressure and Friction*. Journal of Material Science, V.27, 925-929, 1992.
- [83] Cammo, G., Luda, M.P., Polishchuk, A.Y., Revellino, M. *Vieillessement environnemental des composites en fibre de verres-résine polyester, Durabilité des matériaux composites*, 101 – 112, 1996.
- [84] G. Marque, "Absorption de l'eau par les polymères," Université de Savoie, 2009.
- [85] H, Dhakal., Z, Zhang., and M, Richardson., "Effect of water absorption on the mechanical properties of hemp fibre reinforced unsaturated polyester composites," *Composites Science and Technology*, vol. 67, pp. 1674-1683, 2007.
- [86] A. 1. Stamm and R. Seborg, "Adsorption compression on cellulose and wood. I. Density measurements in benzene," *The Journal of Physical Chemistry*, vol. 39, pp. 133-142, 1935.
- [87] A, J. S., A, Zanznt, "the bonding force of cellulosic materials for water (from specific volume and thermal data) " united states department of agriculture forest service forest products laboratory Madison, Wisconsin In Cooperation with the University of Wisconsin, October 1937.
- [88] D, Rouison., M, Couturier., M, Sain., B, MacMillan., and B, Balcom., "Water absorption of hemp fiber/unsaturated polyester composites," *Polymer composites*, vol. 26, pp. 509-525, 2005.
- [89] J, Mercier., "Prise en compte du vieillissement et de l'endommagement dans le dimensionnement de structures en matériaux composites," *École Nationale Supérieure des Mines de Paris*, 2006.
- [90] M, Mulle and F, Collombet., "Mesures à cœur par réseaux de Bragg pour caractériser la diffusion d'humidité dans les composites = Characterising moisture diffusion in composites using embedded fiber Bragg gratings," *Recueil des résumés et comptes rendus des 16èmes Journées Nationales sur les Composites*, 2009.
- [91] E, Morel., V, Bellenger and J, Verdu., *Relations Structure-Hydrophilie des Réticulats Epoxyde-Amine*. Edited by Pluralis, Paris: p. 598-614, 1984.
- [92] A, Chateauinois., *Comportement viscoélastique et tenue en fatigue statique de composites verre/époxy. Influence du vieillissement hydrothermique*. Thèse de Doctorat de l'Université de Lyon 1, 1991.
- [93] David Lévêque, Anne Schieffer, Anne Mavel, Jean-François Maire, *Analysis of how thermal aging affects the long-term mechanical behavior and strength of polymer-matrix composites*. *Composites Science and Technology*, 65: p. 395-401, 2005.

## Références bibliographiques

---

- [94] H. M, Le Huy., Vieillissement d'un réseau époxy-anhydride. Thèse de doctorat de l'Ecole Normale Supérieure des Arts et Métiers, 1990.
- [95] Antonio, Apicella., Luigi, Nicolais., Gianni, Astarita., Enrico, Drioli., Effect of thermal history on water sorption, elastic properties and the glass transition of epoxy resins. *Polymer*, 20: p. 1143-1148, 1979.
- [96] P, Moy., F. E, Karasz., Epoxy-Water interactions. *Polymer Engineering & Science*. 20: p. 315-319.97. B. De Neve , M.E.R.S., Water absorption by an epoxy resin and its effect on the mechanical properties and infra-red spectra. *Polymer*, 1993. 34: p. 5099-5105, 1980.
- [98] Charles E. Browning, The mechanisms of elevated temperature property losses in high performance structural epoxy resin matrix materials after exposures to high humidity environments. *Polymer Engineering & Science*, 18: p. 16-24, 1978,
- [99] Christian, Grave., Iain, Mcwan., Richard A. Pethrick., Influence of stoichiometric ratio on water absorption in epoxy resins. *Journal of Applied Polymer Science*, 69(12): p. 2369-2376, 1998.
- [100] Ilhem, Ghorbel, Mécanismes d'endommagement des tubes verre-résine pour le transport d'eau chaude: influence de la ductilité de la matrice. Thèse de doctorat de l'Ecole des Mines de Paris, 1990.
- [101] Davi, Lévêque., Anne, Schieffer., Anne, Mavel., Jean-François, Maire., Analyse multiéchelle des effets du vieillissement sur la tenue mécanique des composites à matrice organique. *ONERA, Revue des composites et des matériaux avancés*, 12: p. 139-162, 2002.
- [102] Jiming Zhou, James P. Lucas, Hydrothermal effects of epoxy resin. Part I: The nature of water in epoxy. *Polymer*, 40: p. 5505-5512, 1999.
- [103] Jiming, Zhou., James, P. Lucas., Hydrothermal effects of epoxy resin. Part II: Variations of glass transition temperature. *Polymer*, 40: p. 5513-5522, 1999.
- [104] Barrère-Trica, C., Relation entre les propriétés de la résine et le phénomène de perlage de tubes composites verre - époxy. Thèse de doctorat (Chimie et physico-chimie des polymères) de l'Université de Paris VI, 1998.
- [105] G. Z, Xiao., M. E. R, Shanahan., Swelling of DGEBA/DDA epoxy resin during hydrothermal ageing. *Polymer*, 14: p. 3253-3260, 1988.
- [106] E. Lee McKague Jr., Jack D. Reynolds, John E. Halkias, Swelling and glass transition relations for epoxy matrix materials in humid environments. *Journal of Applied Polymer Science*. 22(6): p. 1643-1654, 1978.
- [107] K. H. G, Ashbee., R. C, Wyatt., Water damage in glass fibre/resin composites. *Pro. Roy. Soc. A*. 312: p. 553-564, 1969.
- [108] David-West, O.S., Alexander, N.V., Nash, D.H., and Banks, W.M. Energy absorption and bending stiffness in CFRP laminates: The effect of 45° plies. *Thin-Walled Structures* 46, 7-9, 860–869, 2008.
- [109] Shin, K.B., Lee, J.Y., and Cho, S.H. An experimental study of low-velocity impact responses of sandwich panels for Korean low floor bus. *Composite Structures* 84, 3, 228–240, 2008.

- [110] Hoo, Fatt., M, S. and Sirivolu, D., A wave propagation model for the high velocity impact response of a composite sandwich panel. *International Journal of Impact Engineering* 37 , 2, 117–130, 2010.
- [111] Kolopp, A., Impact sur structures sandwiches pour application de blindage aéronautique. Thesis, 2012.
- [112] Abrate, S. Impact on composite structures. 2005.
- [113] Lambert, M., Schkfer, F.K., and Geyer, T. Impact engineering impact damage on sandwich panels and multi-layer insulation, 2001.
- [114] Bartus, S.D., and Vaidya, U.K., Performance of long fiber reinforced thermoplastics subjected to transverse intermediate velocity blunt object impact. *Composite Structures* 67, 3, 263–277, 2005.
- [115] Sutcliffe, M.P.F., Monroy Aceves, C., Stronge, W.J., Choudhry, R.S., and Scott, a. E. Moderate speed impact damage to 2D-braided glass–carbon composites. *Composite Structures* 94, 5, 1781–1792, 2012.
- [116] R, OLSSON 'Impact response of composite laminates- A guide to closed form solutions', FFA TN 1992-33, The aeronautical research institute of Sweden, Stockholm, 1992.
- [117] Hufenbach, W., Marques, Ibraim., F, Langkamp., A, Böhm, R & Hornig, A, 'Charpy impact tests on composite structures - An experimental and numerical investigation', *Composites Science and Technology*, vol 68, pp. 2391-2400, 2008.
- [118] Ghasemnejad, H., Furquan, ASM & Mason, PJ 2010, 'Charpy impact damage behavior of single and multi-delaminated hybrid composite beam structures', *Materials and Design*, vol 31, pp. 3653-3660, 2010.
- [119] Cantwell, WJ & Morton, J 'The impact resistance of composite materials - a review', *Composites*, vol 22, no. 5, pp. 347-362, 1991.
- [120] Mitrevski, T., Marshall, IH & Thomson, R 2006, 'The influence of impactor shape on the damage to composite laminates ', *Composites Structures*, vol 76, pp. 116-122.
- [121] Troussel, E. 'Prévision des dommages d'impact basse vitesse et basse énergie dans les composites à matrice organique stratifiés', Thèse de doctorat, Ecole Nationale Supérieure des Arts et Métiers. 2013.
- [122] Gning P.B., Tarfaoui M., Collombet F., Riou L., Davies P, Damage development in thick composite tubes under impact loading and influence on implosion pressure: experimental observations, *J. Composites part B*, vol.36, pp. 306-318, 2005.
- [123] Zeinoddini M., Parke G.A.R., Harding J.E. Axially pre-loaded steel tubes subjected to lateral impacts: an experimental study, *Int. J. Impact Engng*, vol. 27, pp. 669-690, 2002.
- [124] Shen, W.Q., Wong, P.S., Lim, H.C., Liew Y.K, An experimental investigation on the failure of rectangular plate under wedge impact, *Int. J. Impact Engng*, vol. 28, pp. 315-330 , 2003.
- [125] Zhu, L., Faulkner , D., Dynamic inelastic behaviour of plates in minor ship collisions, *Int. J. Impact Engng*, vol. 15, n°2, pp. 165-178, 1994.
- [126] Kolsky, H., An investigation of the mechanical properties of materials at very high rate of strain, *Proc. Roy. Phys. Soc.*, pp. 676-700, USA, 1949.

- [128] Maxime, Peeters. Theoretical and Experimental Modal Analysis of Nonlinear Vibrating Structures using Nonlinear Normal Modes. PhD Thesis, University of Liege ,November 2010.
- [129] J, Lardies., State-space identification of vibrating systems from multi-output measurements. *Mechanical Systems and Signal Processing*, 12(4) :543-558, 1998.
- [130] J, Lardies., Modal parameter estimation and model order selection of a randomly vibration system. *Mechanical Systems and Signal Processing*, 12(6) :825-838, 1998.
- [131] R, Carmona., W.-L, Hwang., and B, Torresani. *Practical Time-Frequency Analysis, Gabor and Wavelet Transforms with an Implementation in S*. Academic Press, 1998.
- [132] W.J. Staszewski. Identification of non-linear systems using multiscale ridges and skeletons of the wavelet transform. *Journal of Sound and Vibration*, 214(4) :639-658, 1998.
- [133] M, Ruzzene., A, Fasana., L, Garibaldi., and B, Piombo., Natural frequencies and dampings identification using wavelet transform : application to real data. *Mechanical Systems and Signal Processing*, 11(2) :207-218, 1997.
- [134] P. Argoul and Le T.-P. Instantaneous indicators of structural behaviour based on the continuous cauchy wavelet analysis. *Mechanical Systems and Signal Processing*, 17(1) :243-250, 2003.
- [135] W.J, Staszewski., Identification of damping in MDOF systems using time-scale decomposition. *Journal of Sound and Vibration*, 203(2) :283-305, 1997.
- [136] Sjoblom, P. O., Cordell, T. M. et Hartness J. T., On low-velocity impact testing of composite materials *J. Compos. Mater.* 22 ,31-52, 1988.
- [137] Hertz H., *Über die Berührung fester elastischer Körper ; J, die reine angewandte Mathematik* 92, 156-171, 1881.
- [138] Willis, J. R., Hertzian contact on anisotropic bodies *J. Mech. Phys. Solids* 14, 163-176, 1966.
- [139] Yang, S. H. et Sun, C. T., Indentation law for composite laminates *ASTM STP 787* 425-449, 1982.
- [140] Tan T. M. et Sun C. T., Use of statistical indentation laws in impact analysis of laminated composite plates *J. Appl. Mech.* 52, 6-12, 1985.
- [141] G, Caprino., I, Grivelli-Visconti., A, Dillio., Elastic behaviour of composite structures under low velocity impact', *Composites* 15(3), pp. 231-234, 1984.
- [142] P.O, Sjöblo., I.T, Hartness., T.M, Cordell., On low velocity impact testing of composite materials', *Journal of composite materials*, vol. 22. n°1, pp. 30-52, 1988.
- [143] K.M, Lal. "Low velocity transverse impact behaviour of 8-ply graphite-epoxy laminates'. *Journal of reinforced plastics and composites*, 2, pp. 216-225, 1983.
- [144] K.N, Shivakumar., W, Elber., W, Illg., Prediction of impact force and duration due to low velocity impact on circular composite laminates', *Journal of applied mechanics*, vol. 52, n°3, pp. 674-680, 1985.
- [145] R.B, Bucinell., R.J, Nuismer., J.L, Koury., ,Response of composite plates to quasi-static impact events', *Composite materials: Fatigue and Fructure (third volume)*, ASTM STP 1110, editor T.K. O'BRIEN, American Society for testing and materials, Philadelphia, p.528-549, 1991.

- [146] Hoo Fatt M.S., Park K.S., Dynamic models for low-velocity impact damage of composite sandwich panels-Part A: Deformation. *Composite Structure* 52 , pp 335-351, 2001.
- [147] B.S, Kim., F.C, Moon ., Impact induced stress waves in an anisotropic plate', *AIAA journal*, 17, pp. 1126-1133, 1979.
- [148] F.C, Moon., Wave surfaces due to impact on anisotropic plates, *Journal of composite materials*, 6, pp. 62-79, 1972.
- [149] F.C, Moon., One-dimensional transient waves in anisotropic plates', *J applied Mech., Trans. ASME*, 95,pp. 485-490, 1973.
- [150] S. Timoshenko., Zur frage nach der Wirkung eines stosse auf einer balken', *Zeitschrift für mathematik und physik*, vol. 62, pp. 198-209, 1913.
- [151] E.J. Mc Quillen., L.W, Gause., R.E, Llorens., Low velocity transverse normal impact of graphite-epoxy composite laminates', *Journal of composite materials*, 10,p.79-91, 1976.
- [152] W.E, Goldsmith., impact: The theory and physical behaviour of colliding solids', *Arnold, London*. 1960.
- [153] K, Karas., Platten unter seitlichem stoss', *Ingenieur Archiv* 10, pp. 237-250.
- [154] J.M, Whitney., N.J, Pagano., Shear deformation in heterogeneous anisotropic plates', *J. applied Mech., Trans. ASME*, 92, 1939, pp. 1031-1036, 1970.
- [155] Y, Qian., S.R, Swanson., "A comparaision of solution techniques for impact response of composite plates', *Composite Structures*, vol. 14, n°3, pp. 177-192, 1990.
- [156] R, Olsson. "Theory and experimental verification of the impact response of composite plates', *Engineering science preprint 28.91022*, 28thannual technical meeting of the society of engineering science, 6-8 nov, Gainesville, FL, 1991.
- [157] K.J, Bathe., E.L, Wilson., 'Numerical methods in finite element analysis', *Prentice Hall, New Jersey*, 1976.
- [158] B. J, Schwartz and M. H. Richardson., *Experimental modal analysis*, CSI Reliability week, Orlando, FL, Octobre 1999.
- [159] Crane R. M., et J. W. Gillepsie Jr., "Characterization of the vibration damping loss factor of glass and graphite fiber composite". *Composites Science and Technology*, 40, pp 355-375, 1991.
- [160] Adams, R. D., M. A. O, Fox., R. J. L, Flood., R. J, Friend et R. L. Hewitt., "The dynamic properties of unidirectional carbon and glass fiber reinforced plastics in torsion and flexure", *Journal of Composite Materials*, 3, pp 594-603, 1969.
- [161] Hadi, A. S., et J. N, Ashton., "Measurement and theoretical of the damping properties of unidirectionnal glass/epoxy composite", *Composite Structures*, 34, pp 381-385, 1996.
- [162] Wray, S., J. N, Ashton et H. EL-Sobky., "An investigation of the influence anisotropy and frequency on damping in short fibre reinforced poly popyleneComposite Structures, 15, pp 43-60, 1990.
- [163] D, Liu et L.E, Malvern., Matrix cracking in impacted glass/epoxy plates. *Journal of Composite Materials*, vol. 21, pages 594–609, 1987.



- [164] Richardson, M.O.W et Wisheart M.J., Review of low-velocity impact properties of composite materials. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, vol. 27, pages 1123 – 1131, 1996 .
- [165] Joshi, S.P. et Sun, C.T., Impact induced fracture in laminated composite. *Journal of Composite materials*, vol. 19, pages 51–66, 1985.
- [166] Choi, H.Y., H.Y.T. Wu et Chang F.K, A new approach toward understanding damage mechanisms and mechanics of laminated composite due to low-velocity impact: Part II - analysis. *Journal of Composite Materials*, vol. 25, pages 1012–1038, 1991.
- [167] Jih, C.H., et Sun, C.T., Prediction of delamination in composite laminates subjected to low velocity impact. *Journal of Composite Materials*, vol. 27, pages 684–701, 1993.
- [168] Rahmé, P., et al., Experimental investigation of impact on composite laminates with protective layers. *Composites Science and Technolog.* 72(2): p. 182-189, 2012.
- [169] Petit, S., et al., Impact and compression after impact experimental study of a composite laminate with a cork thermal shield. *Composites Science and Technology*, 67: p. 3286-3299, 2007.
- [170] Renault, M., Compression après impact d'une plaque stratifiée carbone epoxyde - Rapport interne EADS CCR. 1994.
- [171] Bouvet, C., et al., Low velocity impact modelling in laminate composite panels with discrete interface elements. *International Journal of Solids and Structures*: p. 2809-2821, 2009.
- [172] Petit, S., et al., Impact and compression after impact experimental study of a composite laminate with a cork thermal shield. *Composites Science and Technology*. 67: p. 3286-3299, 2007.
- [173] Matzenmiller, A., J, Lubliner, and R.L, Taylor., A constitutive model for anisotropic damage in fiber-composites. *Mechanics of Material*. 20(2): p. 125-152, 1995.
- [174] F.B, Boukhoulda., L, Guillaumat., J.L, Lataillade., E, Adda-Bedia., A, Lousdad., Aging-impact coupling based analysis upon glass/polyester composite material In hygrothermal environment, *Materials and Design* 32(7):4080-4087, 2011.

## A1.1. L'enceinte climatique

### A1.1.1. Structure

Les mesures gravimétriques sont réalisées sur des éprouvettes en sortie d'enceinte climatique.



**Fig. A1. 1.** Enceinte Vötsch VC4034 [174].

L'enceinte climatique est composée de :

- Chambre d'essai : elle est réalisée en acier inoxydable poli : voir figure (A1.1).
- Porte de la chambre d'essai : elle verrouille la chambre d'essai avec une serrure.
- Pupitre de commande « Touchpanel » : en effleurant les symboles de fonction, on déclenche les commandes de réglage et de fonctionnement.
- Compartiment mécanique : ce compartiment est accessible par le carter amovible. Les équipements nécessaires à la réalisation des conditions d'essai se trouvent dans ce compartiment mécanique.
- Pieds de positionnement : ces pieds sont réglables et servent à palier les irrégularités du sol et aussi permettre une aération suffisante du compartiment mécanique.
- Passage : l'enceinte est équipée de deux passages (des trous) au niveau des parois, du côté droit et du côté gauche, de diamètres respectifs de 125mm et 50mm. Ils permettent d'amener des câbles pour des dispositifs d'essai dans la chambre d'essai (projet en cours).

- Cache avant : permet l'accès au réservoir d'eau situé derrière le cache avant, sert l'humidification et pour l'eau du système psychrométrique.
- Réservoir d'eau : on trouve sur le réservoir une tubulure de raccordement pour le trop-plein et l'évacuation du condensât avec une compensation de pression intégrée, un raccord pour l'alimentation automatique en eau de compensation, une ouverture de remplissage avec couvercle coulissant pour permettre le remplissage manuel de l'eau et un indicateur de niveau.

D'autres accessoires équipent l'enceinte, on cite :

- Armoire électrique : comporte les fusibles de la machine et tous les composants électriques et de commandes.
- Panneau de l'interrupteur principal : Il comprend un limiteur de température réglable pour protéger les échantillons de la sur température ou de la sous température, un interrupteur principal, une prise pour le raccordement optionnel d'un ordinateur ou d'une installation de mesure et d'enregistrement.
- Panneau de connexion : se trouve sur celui-ci d'autres connecteurs prévus pour :
  1. Prise pour l'accordement optionnel d'un ordinateur ou d'une installation de mesure et d'enregistrement.
  2. Connecteur pour l'interface RS 232.
  3. Embase pour pupitre de commande « Touchpanel ».
- Sondes de mesure de la température et de l'humidité : elles se situent dans la chambre d'essai à l'avant sous le fond amovible.

### **A1.1.2. Protection anti-rosée**

Afin d'éviter la formation de rosée sur l'échantillon, il est possible d'activer la déshumidification lors de la montée en température. La déshumidification fonctionne uniquement dans la plage de température comprise entre -40°C et +60°C. Lorsque la valeur de consigne est atteinte ou au démarrage de la phase de refroidissement, la déshumidification s'arrête avec une temporisation de 5 minutes. L'efficacité dépend du poids et de la surface de l'échantillon d'essai [174].

### **A1.1.3. Déshumidification à basse température**

Sur l'enceinte climatique, le point de rosée peut être activé de façon discontinue dans une plage comprise entre +4°C et -3°C. Du fait de la formation de glace sur le refroidisseur du déshumidificateur, son fonctionnement doit être réduit à 70h d'affilées au maximum. Il faut ensuite repasser au climat normal ou arrêter l'enceinte pour dégivrer le refroidisseur du déshumidificateur.

### **A1.1.4. Test de la balance E. METTLER Type H6T**

La balance utilisé est une balance de marque E. METTLER Type H6T DigCap 160g avec une précision de 0,1mg. (Voir figure A1.2).



**Fig. A1. 2.** Balance E. METTLER Type H6T DigCap 160g avec une précision de 0,1mg [174].

## **A2.1. La tour de chute**

### **A2.1.1. présentation**

La tour de chute est un dispositif basé sur le principe d'une masse tombante et qui permet de réaliser des essais d'impact sur des éprouvettes ou des structures. Divers matériaux (Acier, matériaux composites, alliages,...etc) peuvent être sollicités dynamiquement grâce à un projectile de masse connue en chute libre dans un mouvement de translation rectiligne verticale.

Les paramètres contrôlables sont donc :

- la géométrie de l'impacteur,
- la masse de l'impacteur,
- la hauteur de la masse tombante,

Les essais d'impacts sur les éprouvettes sont effectués par lâcher d'une masse de 1,852 Kg, La masse est guidée par deux rails parallèles et verticaux. L'extrémité de la masse de l'impacteur est constituée d'un embout hémisphérique en acier de 16 mm de diamètre. Un capteur d'effort piézoélectrique et un accéléromètre fixés sur l'impacteur permettent respectivement de mesurer l'effort généré pendant l'essai d'impact et l'accélération de l'impacteur.

L'avantage d'utiliser une machine à masse tombante est, que la masse tombante peut être facilement adaptée à diverses situations en changeant les conditions aux limites, les formes de l'impacteur, la position initiale de l'impacteur (hauteur), et les conditions d'encastrement de l'éprouvette.



**Fig. A2. 1.** Tour de chute [174].

- Une structure métallique de forme pyramidale (1), reposant sur quatre pieds qui définit l'armature de celle-ci. Cette structure permet de fixer les différents systèmes tels que les colonnes de guidage, le dispositif anti-rebond de l'impacteur, et le moteur servant à remonter la masse tombante.
- Deux colonnes de guidage (2) en aciers inoxydables parallèles situées au centre de la structure métallique. Elles ont pour rôle de guider l'impacteur sur une trajectoire verticale lors de sa chute au moyen de glissières. Les forces de frottement sont relativement faibles (utilisation du Téflon pour le guidage) en comparaison avec le poids de la masse tombante.
- Un projectile, constitué d'impacteur fixé à son extrémité inférieure de forme bien déterminée (disponible sous plusieurs formes) servant à simuler l'action d'un outil et de masses pouvant varier de 1 à 30kg (ajustable grâce à des blocs métalliques). L'embout placé à l'extrémité du poids tombant et qui impacte la structure peut être changé pour simuler une forme précise (une forme d'un outil par exemple).

- Un système de levage du projectile (treuil à moteur électrique (3) et électro-aimant (4)), un électro-aimant se fixe sur une plaque polaire solidaire du projectile sous l'effet d'une force électromagnétique. Un moteur électrique actionne un treuil qui remonte l'ensemble par un câble en acier à la hauteur souhaitable. Celle-ci est réglée grâce à un capteur infra-rouge qui coupe automatiquement l'alimentation du moteur une fois que le projectile arrive à la hauteur voulue.
- Un système de libération du projectile, l'action d'une commande électrique met sous tension la bobine de l'électro-aimant qui neutralise le champ magnétique et laisse tomber le projectile sur la structure. Pour des raisons de sécurité, en cas de coupure de courant, l'électro-aimant n'est pas alimenté électriquement pendant la phase de levage et de maintien de la masse. Pour libérer le poids tombant, il convient d'envoyer une impulsion électrique pour couper l'attraction magnétique de l'aimant.
- Des systèmes de maintien des structures (ou éprouvettes) à tester afin de les immobiliser au moment de l'impact.
- Un dispositif anti-rebond automatique (5) constitué de deux vérins permet d'assurer un seul impact du projectile. Un capteur infra-rouge placé près de la structure à impacter déclenche le système anti-rebond dans le but d'éviter que l'impacteur ne vienne toucher la cible une nouvelle fois.
- Un bâti socle en béton armé (6) supportant le dispositif de maintien des plaques ou des structures à solliciter lors de l'impact. En dessous de ce bâti se trouve quatre petits amortisseurs qui évitent la dispersion des vibrations dues à l'impact dans le sol.
- La forme de l'embout de l'impacteur peut être adaptée au besoin pour simuler une forme voulue (un outil par exemple).
- Une barrière de protection (7) constituées de vitres et d'une porte en polycarbonate contre d'éventuels débris, l'ensemble fixé autour de la structure métallique

Ce moyen expérimental relativement classique actuellement est équipé d'un système anti-rebond (pour la mesure de l'énergie résiduelle après impact), d'un capteur laser haute fréquence (pour la mesure du déplacement maximal sous la plaque impactée), de capteur de vitesse de l'impacteur au plus près de l'instant du choc. La mesure de l'effort d'impact est intégrée dans l'impacteur (de forme variable) par un capteur piézoélectrique.

Avant l'impact, les paramètres connus sont : la hauteur et la masse de l'impacteur.

Les paramètres calculés sont : l'énergie cinétique et la vitesse théorique au cours de l'essai. Le bilan énergétique concernant la masse, sans présence de frottement,

L'énergie d'impact est déterminée grâce à l'énergie potentielle juste avant l'impact. En effet, le projectile étant en chute libre et soumis uniquement à son poids, il y'a conservation d'énergie mécanique, c'est-à-dire :

$$E(1) = E(2) \quad (A2.1)$$

$$E = E_P + E_C = Mgh + \frac{1}{2}M.V_{th}^2 \quad (A2.2)$$

$$E_P(1) + E_C(1) = E_P(2) + E_C(2) \quad (A2.3)$$

$$E_P(1) = E_C(2) \Rightarrow M.g.h = \frac{1}{2}M.V_{th}^2 \Rightarrow V_{th} = \sqrt{2.g.h} \quad (A2.4)$$

Où

$E_p$  : L'énergie potentielle (J).

$E_C$  : L'énergie cinétique (J).

$M$  : La masse de l'impacteur (Kg).

$V_{th}$  : La vitesse théorique juste avant l'impact ( $m.s^{-1}$ ).

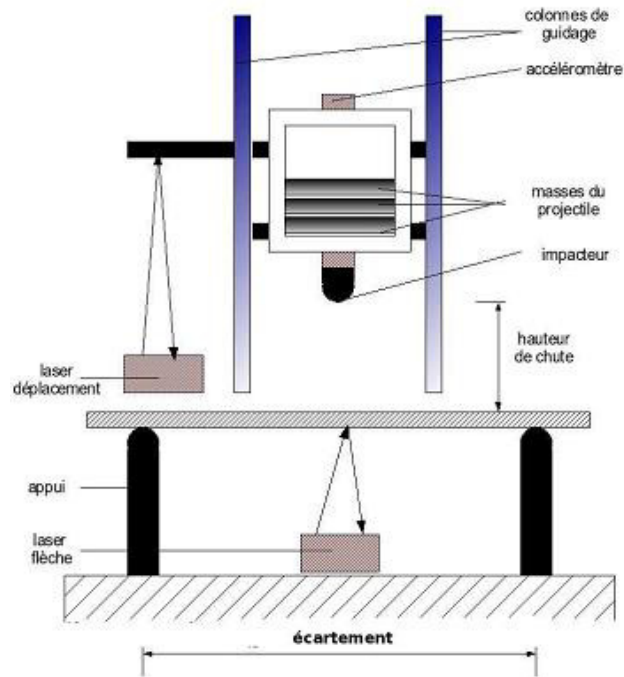
$g$  : L'accélération de la pesanteur ( $m.s^{-2}$ ).

$h$  : La hauteur de départ de l'impacteur (m).

La connaissance de la vitesse du projectile à l'instant t, permet le calcul de l'énergie fournie par la structure grâce à la relation :

$$F_{fournie}(t) = \frac{M}{2} (V_{impact}(0)^2 - V_{impact}(t)^2)$$





**Fig. A2. 2.** Schéma du dispositif d'impact.

## A2.2. Les capteurs

Un capteur est un dispositif qui, soumis à l'action d'une grandeur physique (force, accélération, pression,...) envoie une réponse, généralement de nature électrique (charge, tension, courant ou impédance). Cette information électrique est traitée pour fournir les valeurs dans l'unité de cette grandeur physique, c'est ce qu'on appelle calibrage.

### A2.2.1. Capteur de force piézoélectrique

Il permet la mesure d'une force dynamique grâce à une cellule piézoélectrique. Le capteur de force utilisé mesure une force de traction ou de compression axiale. Il se situe entre la masse du projectile et l'impacteur. Lors de l'impact, l'énergie cinétique est transmise à la cellule piézoélectrique qui de se fait se comprime. La déformation crée des charges électriques se traduisant par une différence de potentiel proportionnelle à la charge appliquée. En fournissant ces informations, on peut mesurer la force.

### A2.2.2. L'accéléromètre

C'est un capteur qui permet de mesurer l'accélération d'un point particulier dans un système en mouvement. C'est un accéléromètre piézoélectrique à compression placé dans l'axe de la chute sur le projectile. Lors de la chute et l'impact, le projectile subit une accélération qu'il transmet à la masse sismique de l'accéléromètre, produisant une force proportionnelle sur la cellule piézoélectrique en quartz. Cette force produit une charge

électrique correspondante, envoyée vers le conditionneur par un câble, qui elle même est proportionnelle à l'accélération.

### **A2.2.3. Le laser de déplacement**

Le laser de déplacement LC-2320 mesure le déplacement d'un point en mouvement à tout instant. Il émet une source lumineuse par impulsion (toutes les 12,5 $\mu$ s), concentrée par une lentille émettrice qui vient frapper l'objet en mouvement. Celui-ci renvoie le faisceau laser sous un autre angle. Le rayon laser réfléchi converge vers une lentille réceptrice équipée d'un détecteur de position sur son plan image. Le mouvement du faisceau laser génère une tension, amplifiée à la sortie du capteur. Et grâce à la méthode de triangularisation, la distance est calculée.

### **A2.3. Les conditionneurs**

Un conditionneur est un appareil qui alimente le capteur et qui traite ses informations. Il est rare que le signal électrique que fournit le capteur soit dans une gamme de tension compatible avec le convertisseur analogique numérique, soit parce que le signal est trop faible ou soit parce que le signal n'est pas une tension mais une intensité. Par conséquent, le but du conditionneur est de mettre en forme le signal de sortie du capteur pour son convertisseur

#### **A2.3.1. Le conditionneur Nexus**

C'est un amplificateur de charge, qui n'accepte que des capteurs délivrant des charges électriques comme un accéléromètre ou un capteur de force. Le conditionneur Nexus possède quatre canaux, c'est-à-dire que l'on peut brancher jusqu'à quatre capteur sur cet appareil. Il est muni de plusieurs fonction, mais celles qui nous intéressent plus particulièrement sont le réglage des différents filtres pour éliminer les bruits parasites causés par des machines en fonctionnement, le gain, la sensibilité du capteur, et les unités des grandeurs physiques mesurées. Il ne peut être équipé que d'un câble type RS-232 pour un dialogue éventuel.

#### **A2.3.2. Le conditionneur Kistler**

L'amplificateur de charge Kistler ne possède qu'un canal, il est essentiellement utilisé pour mesurer des grandeurs mécaniques, par exemple, une force, une pression, ou une accélération. Il ne peut recevoir qu'un capteur de force ou un accéléromètre. Doté d'un microprocesseur, il transforme la charge électrique engendrée par un capteur piézoélectrique en une tension proportionnelle. En option, l'appareil peut être équipé d'une interface parallèle type IEEE-488

ou d'une interface série type RS-232. Le conditionneur Kistler possède les mêmes fonctions que le conditionneur Nexus car ils possèdent une technologie identiques.

### **A2.3.3. Le conditionneur Keyence**

Il ne possède qu'un canal, il peut recevoir comme capteur un laser de déplacement. Il traite le signal électrique de celui-ci afin d'afficher une distance, donc d'évaluer la taille d'un objet et son déplacement pendant lorsqu'il est en mouvement. Le conditionneur Keyence peut-être équipé d'une interface parallèle type IEEE-488 ou d'une interface série type RS.