

République Algérienne Démocratique et Populaire

الجمهورية الجزائرية الديمقراطية الشعبية

Ministère de l'Enseignement Supérieur et de la Recherche Scientifique

وزارة التعليم العالي و البحث العلمي



Université Mohammed Seddik Ben Yahia - Jijel

Faculté des Sciences et de la Technologie

Département de Génie Mécanique



Projet de fin d'études

Pour l'obtention du Diplôme de MASTER

En Génie Mécanique

Option : Construction mécanique

Thème

*Modélisation de l'endommagement 3D des stratifiés
composites Verre E/Epoxy sous de taux de
déformation élevés*

Couplage Hashin 3D-Puck modifié sous Abaqus

Les membres de jury :

Président : Dr. R. Belhadef

Examineur : Mr. A. Deliou

Encadrant : Dr. L. Gueraiche

Présenté par :

Mohammed Abderrahmane Reffada

Morad Aouka

Promotion juin 2019

Remerciements

Louange à Allah ; le tout puissant et le très miséricordieux, pour nous avoir donné le courage, la volonté et la patience pour mener à bien ce modeste travail.

Nous exprimons notre profonde gratitude à notre cher encadrant Monsieur Larbi GUERAICHE ; maitre de conférences de l'université de Jijel, pour le temps qu'il nous a consacré, les informations précieuses qu'il nous a prodiguées avec intérêt et compréhension et ses nombreux conseils qui nous ont aidés à franchir les diverses difficultés rencontrées le long de la préparation de ce mémoire.

J'adresse aussi mes vifs remerciements aux membres de jurys pour bien vouloir examiner et juger ce travail.

Nous n'oublions pas à remercier le staff des enseignants du département de Génie Mécanique, nous citons : Monsieur le chef de département S. BOUNNECHE, H. BOUNIB, R. BELHADEF, H. FENINNECHE, W. BOUKHERROUBA, Y. SAADALLAH, T. SEDRAT et S. DJIMLI qui nous ont enseignés durant nos études à l'université de Jijel sans oublier le Chef d'atelier A. KHEDIM ALLAH.

Nos profonds remerciements spéciaux à Mlle. **Linda**, responsable de la salle de simulation pour son aide et encouragement constants et surtout pour sa gentillesse.

Nous adressons nos amitiés à tous nos COLLEGUES d'étude de la promotion 2019 '**LES CONSTRUCTEURS**'.

Enfin, nous exprimons nos sincères remerciements à tous ceux qui ont participé de près ou de loin à la réalisation de ce travail.

Dédicaces

Je dédie ce modeste travail à :

Mes chers parents, pour leurs extrêmes sacrifices, leur amour, leur tendresse, leur soutien et leurs prières tout au long de mes études, allant du primaire au CEM passant au lycée et continuant jusqu'à la graduation ;

Ma grande mère ;

Mon frère, mes sœurs et leurs familles ;

Mes oncles, mes tantes et leurs familles, en particulier mon oncle Rachid ;

Tous mes cousins et cousines ;

Mon cher binôme : Morad ;

Mes collègues et tous les étudiants de génie mécanique, en particulier Z. Iqbal et B. Fares ;

Tous mes enseignants du primaire aux études supérieures, en particulier ma mère ;

Tous mes amis, mes collègues et tous ceux qui m'estiment.

MOHAMMED ABDERRAHMANE !



Dédicaces

Je dédie ce modeste travail à :

Mes parents : Mon Père et Ma mère.

Mes familles : Mes frères et Mes sœurs.

A celui que j'aime beaucoup et qui m'a soutenu tout au long de

Ce projet : Mon binôme Mohamed Abderrahmane.

A Tous mes amis.

Et à tous ceux qui ont contribué de près ou de loin pour que ce projet soit réalisable,

je vous dis tous merci.

Morad

Liste des figures

Figure I.1: La barre d'Hopkinson adaptée par Kolsky (1949) avec une barre incidente, barre transmise et un projectile.....	3
Figure I.2: Equilibre d'un élément unidimensionnel de barre [3].....	3
Figure II.1: Phase de l'endommagement d'un matériau [7].	13
Figure II.2: Décohésion fibre-matrice [5].	15
Figure II.3: Fissuration de la matrice [5].	16
Figure II.4: Délaminage d'un composite [5].	16
Figure II.5: Rupture de la fibre [5].	17
Figure II.6: Matériau orthotrope.	17
Figure II.7: Contrainte équivalente-Déplacement équivalent pour chaque mode d'endommagement [13].	23
Figure III.1: Maillages de la section des barres et de l'échantillon.	29
Figure III.2: Modèle réduit avec éléments semi-infinis (RM-WIE).	29
Figure III.3: Passe positive pour la liaison Abaqus/Fortran.	32
Figure III.4: Rupture des fibres en traction (SDV1).	33
Figure III.5: Rupture des fibres en compression (SDV2).	34
Figure III.6: Rupture de la matrice en traction (SDV3).	34
Figure III.7: Rupture de la matrice en compression (SDV4).	34
Figure III.8: Etat global de l'endommagement (SDV5 ou Status).	35

Liste des tableaux

Tableau III.1: Propriétés des barres d'Hopkinson.....	27
Tableau III.2: Propriétés du Matériau à définir en « user material ».	28

Liste des symboles

ρ : Masse volumique des barres.

A_b : Section de barres.

A_s : Section du spécimen.

L_s : Longueur du spécimen.

σ : Contrainte dans le spécimen.

E_B : Module de Young des barres.

ε_i : Onde de déformation incidente.

ε_t : Onde de déformation transmise.

ε_r : Onde de déformation réfléchie.

ε : Déformation du spécimen.

c_b : Vitesse de propagation de l'onde élastique dans les barres.

$\dot{\varepsilon}$: Taux de déformation.

R_e : Limite élastique.

V_s : Vitesse d'impact.

L_b : Longueur de la barre.

d_b : Diamètre de la barre.

Z : Impédance acoustique.

ρ_s : Masse volumique du spécimen.

d_s : Diamètre de spécimen.

J : Moment d'inertie.

σ : Contrainte nominale.

C : Matrice de rigidité.

E : Module de Young.

ν : Coefficient de Poisson.

G : Module de cisaillement.

d_f : Endommagement des fibres.

d_m : Endommagement de la matrice.

d_{ft} : Rupture des fibres en traction.

d_{fc} : Rupture des fibres en compression.

d_{mt} : Rupture de la matrice en traction.

d_{mc} : Rupture de la matrice en compression.

X_t : Résistance en traction longitudinale.

X_c : Résistance en compression longitudinale.

Y_t : Résistance en traction transversale.

Y_c : Résistance en compression transversale.

S : Résistance au cisaillement.

$\hat{\sigma}$: Contrainte effective.

d : L'opérateur de dommages.

dC : La matrice de rigidité avec prise en compte de l'endommagement.

L_c : Longueur caractéristique.

δ_{eq} : Déplacement équivalent.

σ_{eq} : La contrainte équivalente.

δ_{eq}^{ft} : Déplacement équivalent sous tension de la fibre.

σ_{eq}^{ft} : La contrainte équivalente sous tension de la fibre.

δ_{eq}^{fc} : Déplacement équivalent sous compression de la fibre.

σ_{eq}^{fc} : La contrainte équivalente sous compression de la fibre.

δ_{eq}^{mt} : Déplacement équivalent sous tension de la matrice.

σ_{eq}^{mt} : La contrainte équivalente sous tension de la matrice.

δ_{eq}^{mc} : Déplacement équivalent sous compression de la matrice.

σ_{eq}^{mc} : La contrainte équivalente sous compression de la matrice.

δ_{eq}^f : La valeur maximale de déplacement équivalent.

δ_{eq}^0 : Déplacement équivalent initial.

σ_{eq}^0 : La contrainte équivalente initiale.

G_i : L'énergie de rupture.

Liste des abréviations

VUMAT : Vectorized User Material.

SHPB : Split Hopkinson Pressure Bar.

UD : Unidirectionnel.

ERR : Energy release rate.

Table des matières

Remerciements	I
Dédicaces	II
Liste des figures	IV
Liste des tableaux	V
Liste des symboles	VI
Liste des abréviations	IX
Introduction générale	1

Chapitre I : Généralités sur les barres d’Hopkinson

I.1 Introduction.....	2
I.2 Principe des barres d’Hopkinson	2
I.3 Approches de validité d’un essai de compression par barres d’Hopkinson	6
I.4 Modèles numériques avec endommagement des barres d’Hopkinson (SHPB).....	7
I.5 Conclusion	9
I.6 Références bibliographiques	10

Chapitre II : Initiation et propagation de l’endommagement dans les stratifiés composites unidirectionnels

II.1 Introduction	12
II.2 Modes de dégradation des stratifiés composites	14
II.2.1 Décohésion fibre-matrice	14
II.2.2 Fissuration Matricielle.....	15
II.2.3 Délaminage	16
II.2.4 Rupture de la Fibre.....	17
II.3 Matrice de rigidité d’un matériau orthotrope	17
II.4 Détection de l’initiation de l’endommagement par Hashin 3D et Puck modifié.....	18
II.5 Dégradation des coefficients de la matrice de rigidité	20
II.6 Evolution de l’endommagement.....	21
II.7 Conclusion	24
II.8 Références bibliographiques	25

Chapitre III : Modélisation numérique de l'endommagement des stratifiés UD Verre E/Epoxy sous compression dynamique par barres d'Hopkinson

III.1 Introduction	27
III.2 Modèle numérique endommagement	27
III.2.1 Description du modèle complet réduit avec éléments semi-infinis	27
III.2.2 Restrictions sur les constantes élastiques pour la stabilité du matériau.....	29
III.3 Liaison Abaqus-Fortran	31
III.4 Modèle numérique avec prise en compte de l'initiation et progression de.....	
l'endommagement 3D	32
III.5 Résultats préliminaires	33
Conclusion générale	36

Annexe

Résumé

Introduction générale

Une définition communément acceptée pour les matériaux composites correspond à ceux formés par deux constituants ou plus, physiquement délimités l'un de l'autre. Quand ils sont combinés, il y a un effet de synergie entre leurs propriétés. Un exemple est les composites d'époxy renforcés par des fibres de verre, où l'intégration de fibres à module élevé dans la matrice polymère époxy augmente les propriétés mécaniques spécifiques des matériaux à haute performance. Il est bien connu que les propriétés des matériaux composites sont fortement influencées par le type d'adhérence entre le renfort et la matrice. Si une adhésion a lieu, l'interface doit nécessairement être contrôlée. Premièrement, parce que dans de nombreux cas, une défaillance survient dans la région de l'interface en raison d'une réaction chimique ou d'une plastification lorsque des impuretés (généralement de l'eau) pénètrent dans l'interface, et deuxièmement, parce que les propriétés des composites dépendent de la capacité de l'interface à transférer la contrainte de la matrice au renfort.

La modélisation numérique du comportement des matériaux composites s'effectue par l'utilisation des codes de calcul éléments finis, les plus utilisés pour l'analyse du comportement dynamique des structures composites sont : ABAQUS explicit, Ansys et LS-DYNA. Dans cette étude, on s'intéresse à ABAQUS explicit. Mais sous ABAQUS, le critère d'Hashin est intégré à Abaqus juste pour les éléments coques et coques continus. En revanche, ABAQUS offre la possibilité d'intégrer ou d'implémenter des VUMAT sous Fortran pour modéliser le comportement des solides 3D. Alors dans cette étude, on va étendre les possibilités d'Abaqus en implémentant le critère d'Hashin 3D-Puck modifié pour les éléments solides 3D (C3D8R).

Ce mémoire porte sur la modélisation de l'endommagement 3D des stratifiés composites Verre E/ Epoxy pour les taux de déformation élevés sous Abaqus explicit. Il est agencé en trois chapitres. Le premier chapitre porte sur de généralités sur les barres d'Hopkinson. Le deuxième chapitre est dédié au l'initiation et la propagation de l'endommagement dans les stratifiés composites unidirectionnels. Or, le troisième chapitre est consacré à la modélisation numérique de l'endommagement des stratifiés UD Verre E/Epoxy sous compression dynamique par barres d'Hopkinson. Les démarches et les résultats obtenus sont décrits, discutés et commentés.

Chapitre I

Généralités sur les barres d'Hopkinson

I.1 Introduction

Les barres d'Hopkinson, parfois appelées barres de Kolsky, sont principalement utilisées pour caractériser le comportement dynamique des matériaux dans la gamme des vitesses de déformation 10^2 - 10^4 s⁻¹. Cette fameuse technique de caractérisation trouve des applications dans des thématiques variées ; on peut citer entre autres : l'impact oiseaux-structure d'avion et bien particulièrement oiseau-pales du réacteur d'avion pour les structures aéronautiques, effet de la grêle sur la tôle et les vitres des automobiles, collision de stationnement et entres bateaux pour les structures maritimes, essais de blast, essais de choc pour roches et céramique et essais de résistance au choc pour cerveau, colonne vertébrale et os humain.

La barre d'Hopkinson est utilisée pour déterminer la loi de comportement dynamique contrainte-déformation des structures. Il est bien connu en littérature que le module d'Young sous sollicitations dynamiques est plus élevé qu'en quasi-statique ; autrement dit que les structures se comportent plus rigidement sous sollicitations dynamiques.

L'ingénieur britannique Bertram Hopkinson [1] a proposé pour la première fois de telles mesures en 1914. L'installation utilisée aujourd'hui est basée sur une modification développée par Herbert Kolsky [2] à Londres en 1949. Parfois, celle-ci s'appelle également Kolsky Bar.

I.2 Principe des barres d'Hopkinson

Un échantillon est placé entre une barre incidente et une barre de transmise. Un projectile, accéléré par de l'air comprimé, frappe la barre incidente en générant une onde de choc élastique. Cette onde de choc parcourt la première barre jusqu'à ce qu'elle arrive à l'échantillon où une partie de l'onde sera réfléchiée une partie traverse l'échantillon vers la barre de transmission.

Une paire de jauges de contrainte (SG) diamétralement opposées est installée sur chacune des surfaces de la barre incidente et de la barre de transmission pour mesurer les contraintes provoquées par l'onde de choc et compenser l'effet de la température et celui de la flexion des barres. Les jauges de contrainte montées en demi pont de Wheatstone permettent de mesurer les impulsions incidente ε_I , réfléchiée ε_R et transmise ε_T sous forme voltage-temps qu'on convertit par la suite en déformation-temps. Une fréquence d'échantillonnage de la baie

Chapitre I : Généralités sur les barres d'Hopkinson

d'acquisition d'au moins 10 MHz est nécessaire pour pouvoir capter des signaux représentatifs des ondes.

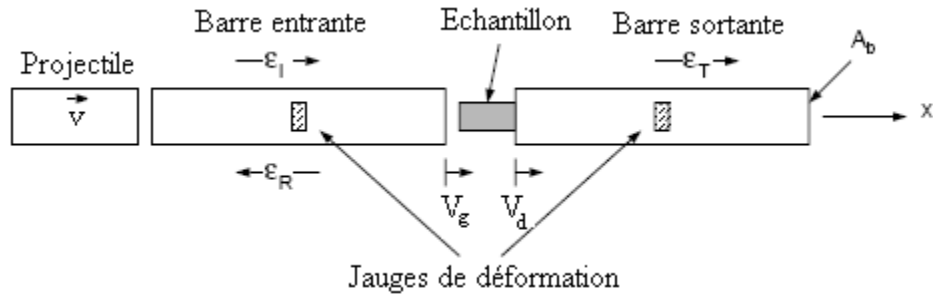


Figure I.1: La barre d'Hopkinson adaptée par Kolsky (1949) avec une barre incidente, barre transmise et un projectile.

Le principe des barres de Hopkinson est basé sur la propagation unidimensionnelle d'une onde de contrainte dans une barre. En appliquant la deuxième loi de Newton sur un élément Δx d'une barre de section A_b (figure 1-2) soumise à une force F uniformément distribuée sur sa section nous pouvons écrire [3]:

$$\frac{\partial F}{\partial x} = \rho A_b \frac{\partial^2 u}{\partial t^2} \quad (1.1)$$

En supposant la barre élastique, l'équation devient :

$$\frac{\partial^2 u}{\partial x^2} = \frac{1}{c^2_b} \frac{\partial^2 u}{\partial t^2} \quad (1.2)$$

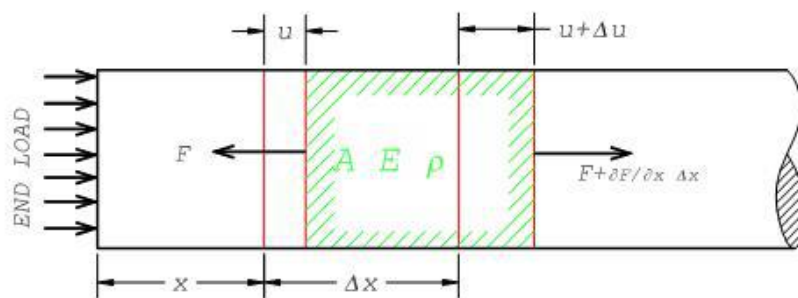


Figure I.2: Equilibre d'un élément unidimensionnel de barre [3].

Qui est l'expression unidimensionnelle de la propagation des ondes dans une barre fine, appelée aussi équation d'Alembert.

Cette théorie permet de remonter des déformations des barres de Hopkinson à l'obtention des forces et des vitesses au niveau des jauges comme suit [3] :

Chapitre I : Généralités sur les barres d'Hopkinson

Barre entrante :

$$F_i(t) = A_i E_i (\varepsilon_i(t) + \varepsilon_r(t)) \quad (1.3)$$

$$V_i(t) = -c_i (\varepsilon_i(t) - \varepsilon_r(t)) \quad (1.4)$$

Barre sortante :

$$F_o(t) = A_o E_o \varepsilon_t(t) \quad (1.5)$$

$$V_o(t) = -c_o \varepsilon_t(t) \quad (1.6)$$

Les indices i et o correspondent respectivement aux barres entrante et sortante. Leurs sections sont dénotées A_i et A_o , les vitesses des ondes dans les barres sont c_i et c_o et leurs modules d'Young sont E_i et E_o .

Les expressions (1.3) -(1.6) permettent de relever les forces et les vitesses à l'emplacement des jauges. Il est nécessaire des les transporter dans l'espace et dans le temps aux faces de l'échantillon avec correction de la dispersion et de l'atténuation.

Avec les forces et des vitesses transportées aux faces de l'éprouvette, il est possible d'exprimer les valeurs technologiques du taux de déformation, de la déformation et de la contrainte par la théorie des trois ondes dans l'éprouvette. Pour une barre entrante et une barre sortante et de même diamètre et matériau, on aura [3] :

$$\dot{\varepsilon}(t) = \frac{V_i(l) - V_o(l)}{l_s(t)} \quad (1.7)$$

$$\varepsilon(t) = \int_0^T \dot{\varepsilon}(t) dt \quad (1.8)$$

$$\sigma(t) = \frac{F_i(t) + F_o(t)}{2A_s(t)} \quad (1.9)$$

En supposant l'uniformité des déformations le long de l'éprouvette, on peut exprimer les contraintes et les déformations en fonction des trois ondes [3] :

$$\sigma(t) = \frac{A_b E_b}{2A_s} [\varepsilon_i(t) + \varepsilon_r(t) + \varepsilon_t(t)] \quad (1.10)$$

$$\varepsilon(l) = -\frac{c_b}{l_s} \int_0^t [-\varepsilon_i(\tau) + \varepsilon_r(\tau) + \varepsilon_t(\tau)] d\tau \quad (1.11)$$

où A_s , l_s représentent respectivement la surface et la longueur de l'éprouvette.

Chapitre I : Généralités sur les barres d'Hopkinson

Ces expressions constituent le cas général ; elles supposent que les forces entrante et sortante ne sont pas en équilibre comme ça peut être le cas pour les matériaux viscoélastiques et fragiles, et sont de ce fait des formules approchées. Au début du chargement l'hypothèse de l'équilibre n'est pas correcte car l'état des contraintes dans l'éprouvette n'est pas uniforme, et ceci s'applique pour tous les essais. Le chargement débute sur une face alors que l'autre est encore au repos, on est temporairement dans le régime transitoire. Ce n'est qu'après plusieurs allers-retours des ondes dans l'éprouvette [4] que l'état des contraintes et déformations dans celle-ci peut être considéré comme uniforme. Dans le cas particulier des matériaux fragiles non confinés, le temps de montée de la vitesse de déformation est comparable à la durée de l'essai, de sorte que celui-ci se déroule complètement durant la période transitoire. Des résultats acceptables peuvent être obtenus en utilisant les trois ondes (1.10), (1.11) soit la moyenne des forces entrantes et sortantes [5]. Une autre façon plus exacte de traiter le problème résultant du non équilibre des forces entrante et sortante est l'identification des forces par calcul inverses. Ceci est possible dans le cas des barres de Hopkinson vu que les mesures disponibles (deux forces et deux vitesses) sont redondantes. En considérant comme données les deux vitesses uniquement, et en formulant le comportement du matériau en fonction des paramètres appropriés, il est possible de caler ces paramètres de sorte à identifier les forces calculées aux forces mesurées [6]. L'hypothèse de l'uniformité de contrainte et déformation n'est pas nécessaire dans ce cas.

Donc il est clair que le comportement du matériau ainsi que la longueur de l'éprouvette sont à la source du non équilibre des forces mesurées. Dans l'hypothèse de l'uniformité des contraintes, on retrouve les formules classiques des deux ondes [2] dans lesquelles l'équilibre des forces (des barres identiques) entraîne l'égalité entre l'onde transmise et la somme de des ondes incidente et réfléchie ($\varepsilon_i + \varepsilon_r = \varepsilon_t$). La contrainte axiale moyenne peut être exprimée en fonction de l'onde transmise qui est moins oscillante vu l'effet amortissant que produit l'éprouvette. Cependant, la déformation peut être exprimée en fonction de l'onde réfléchie.

$$\sigma(t) = \frac{A_b E_b}{A_s} \varepsilon_t(t) \quad (1.12)$$

$$\varepsilon(t) = -\frac{2c_b}{l_s} \int_0^t \varepsilon_r(\tau) d\tau \quad (1.13)$$

Le taux de déformation $\dot{\varepsilon}_s(t)$ est donné en fonction de la vitesse de propagation de l'onde élastique dans les barres c_b , de l'onde de déformation réfléchie $\varepsilon_r(t)$ et de la longueur du spécimen l_s par :

$$\dot{\varepsilon}_s(t) = - \frac{2c_b \varepsilon_r(t)}{l_s} \quad (1.14)$$

$\sigma_s(t)$, $\varepsilon_s(t)$ sont des paramètres technologiques en revanche les valeurs vraies de la contrainte et de la déformation sont données selon [7] par :

$$\begin{aligned} \sigma_v(t) &= (1 - \varepsilon(t))\sigma(t) \\ \varepsilon_v(t) &= -\ln(1 - \varepsilon(t)) \end{aligned} \quad (1.15)$$

I.3 Approches de validité d'un essai de compression par barres d'Hopkinson

Les expressions analytiques permettant de déterminer les propriétés des matériaux sous un chargement à vitesse de déformation élevée ont été largement développées (1.10) à (1.15). L'analyse initiale du taux de déformation élevée réalisée par Kolsky [2] reposait sur les hypothèses de base suivantes:

- 1) Maintenir l'impacteur, la barre incidente et les barres transmises à l'état élastique linéaire. Cette hypothèse est satisfaite en utilisant des aciers à haute résistance tels que l'acier maraging, dont la limite d'élasticité est de 2300 MPa. De plus, pour une vitesse du son de barre c_b , nous pouvons maintenir la contrainte dans les barres en dessous de la limite élastique R_e en contrôlant la vitesse de l'impacteur ($V_s < 2 R_e / \rho_b c_b$).
- 2) La propagation des ondes de contrainte peut être décrite par la théorie de propagation des ondes 1D. Il est nécessaire de rechercher la solution exacte pour les propagations d'onde afin de s'assurer de la validité de cette hypothèse [8]. Pour que cette hypothèse tienne bien, les barres élastiques doivent avoir un facteur minceur (L_b / d_b) d'au moins 20 [9]. L_b et d_b correspondent à la longueur et au diamètre des barres élastiques. Selon Follansbee [10], pour des déformations supérieures à 30%, les barres peuvent avoir un facteur mineur de 100 ou plus. Dans la présente étude, un L_b / d_b supérieur à 90 est utilisé. Malgré cela, l'hypothèse d'absence d'effets de dispersion n'est pas valable pour une barre de diamètre fini, mais elle doit être corrigée.
- 3) Les interfaces barre incidente-échantillon et barre transmise-échantillon restent planes à tout moment. Cette hypothèse est vraie tant que le diamètre de l'échantillon est égal à celui des barres, et dans le cas d'échantillons acoustiquement mous, par rapport au matériau de la barre. On entend par échantillon acoustiquement mou, un échantillon de faible impédance acoustique ($Z = \rho_s \cdot c_b$), où ρ_s est la masse volumique de l'échantillon. Dans notre cas, le composite verre E / Epoxy présente une faible impédance acoustique par rapport à l'acier maraging. Safa et Gary [11] proposent une méthode de correction du poinçonnement pour les échantillons durs.

- 4) Les effets d'inertie et de frottement dans l'échantillon sont négligeables. Gray [12] a suggéré que les effets d'inertie et de friction radiaux et longitudinaux puissent être atténués en minimisant la différence de section entre les barres et le spécimen ($d_s \approx 0.8d_b$); et en choisissant $0.5 < l_s / d_s < 1$. Pour les spécimens non circulaires, Tekalura et Sena [13] ont proposé un taux minceur valide pour toute section transversale. Ce taux donne un frottement interfacial correctement réduit pour $1.4 < l_s / \sqrt{(J/A_s)} < 2.8$, où J est le moment d'inertie et A_s la section du spécimen.
- 5) L'équilibre des contraintes dans l'échantillon et la constance de la vitesse de déformation [12]. L'équilibre et l'uniformité axiale des contraintes dans un échantillon sont évalués en comparant les contraintes relevées d'analyses à une et deux ondes [12] ou des forces appliquées par les barres sur les interfaces barre incidente – échantillon et échantillon – barre transmise. L'équilibre des contraintes est atteint après une période initiale de correspondant à quelques réverbérations d'ondes de contrainte (3–4, exactement π) [14]. Cependant, si le spécimen subisse initiation et progression de l'endommagement, l'atténuation des ondes de contrainte aura lieu dans le spécimen pendant les tests et l'hypothèse de l'équilibre de contrainte ne sera pas valide [15]. Une vitesse de déformation uniforme tout au long de l'expérience pourrait être obtenue en utilisant la technique du façonneur d'onde.
- 6) Le spécimen n'est pas compressible. Comme indiqué par Gray [12], l'importance de cette exigence pour tous les types des essais des barres d'Hopkinson utilisant les hypothèses détaillées des ondes unidimensionnelles est que la contrainte réelle dans un échantillon SHPB ne peut pas être extraite pour des matériaux dont le volume n'est pas conservé. La section d'échantillon instantanée ; dans notre cas, il s'agit de la section d'échantillon initiale, est déduite du signal de déformation réfléchi en supposant la validité de l'hypothèse de la constance du volume de l'échantillon (c'est-à-dire qu'il existe une relation fixe entre la superficie de la section transversale de l'échantillon et sa longueur).

I.4 Modèles numériques avec endommagement des barres d'Hopkinson (SHPB)

Afin de modéliser le comportement sous compression dynamique et déterminer les propriétés mécaniques d'un matériau composite à des vitesses de déformation élevées, le dispositif de compression par barres d'Hopkinson SHPB est couramment utilisé. Les caractéristiques de l'échantillon sont déterminées expérimentalement à partir de les ondes

Chapitre I : Généralités sur les barres d'Hopkinson

incidente et réfléchi dans la barre incidente, et de l'onde transmise à la barre de transmise en utilisant les relations (1.12) -(1.15).

Une fois d'on maîtrise l'expérimental, il est recommandé d'établir un modèle numérique qui reproduit les résultats de l'expérimental afin de ne pas refaire à chaque les mêmes essais ce qui est coûteux économiquement et du point de vue temps que du point de vue dépenses d'élaboration et caractérisation des échantillons. Il est préférable d'établir un modèle numérique consistant qui reproduit fidèlement les résultats expérimentaux.

Afin de développer un modèle numérique qui reproduit le comportement endommageant d'un matériau donné, on doit se mettre aux mêmes conditions d'utilisation (même conditions limites et de chargement) tout en utilisant le critère d'endommagement adéquat.

Pour cela, des modèles numériques ont été développés pour simuler la réponse des composites à l'aide de logiciels commerciaux ANSYS, LS-DYNA et ABAQUS Explicit.

Sous LS-DYNA, les codes MAT 161 et MAT 162 basés sur le critère de Matzenmiller [16] permettent de modéliser la rupture progressive des matériaux composites unidirectionnels et les stratifiés à tissus tissés sollicités sous chargements à taux de déformation élevés et à pressions élevées. Ces codes sont développés en collaboration entre la société des sciences des matériaux (MSC) et le centre pour matériaux composites de l'université du Delaware (UD-CCM). Les critères de rupture progressive des plis ont été établis en adoptant la méthodologie développée par Hashin avec une généralisation visant à inclure l'effet des pressions élevées ou des taux de déformation élevés sur la rupture des composites. Ces modèles d'endommagement peuvent être utilisés pour simuler la rupture des fibres, la rupture de la matrice et le délaminage dans toutes les conditions : d'ouverture, de fermeture et de glissement des surfaces endommagées. Le modèle avec l'option DMG (MAT 162) est une généralisation du modèle de base de d'endommagement d'un pli (MAT 161) en adoptant l'approche de la mécanique de la rupture pour caractériser le comportement d'adoucissement après l'initiation de l'endommagement.

Le critère d'endommagement de Puck pour les composites unidirectionnels à matrices polymères est largement accepté pour la prédiction physique de l'endommagement et du comportement de dégradation post-endommagement. Le noyau de la théorie du critère de la rupture interfibres c'est les critères de type Coulomb/Mohr. Dans la première étape d'analyse,

Chapitre I : Généralités sur les barres d'Hopkinson

l'inclinaison du plan de rupture en fibre parallèle, c'est-à-dire l'angle de rupture, doit être déterminée. Ensuite, les contraintes de rupture agissant sur le plan de rupture prévu peuvent être déterminées. Alfred Puck et al. [17] ont présentés des solutions analytiques proches pour les angles de rupture, les contraintes de rupture et les rapports d'exposition au contraintes utiles pour un processus de conception efficace. En outre, ils ont considérablement amélioré la compréhension de la rupture intrinsèquement fragile et ont donné une classification mathématique et mécanique consistante du comportement fragile. C'est pourquoi on préfère de prédire la rupture de la matrice surtout fragile par le critère de Puck.

Le critère d'endommagement d'Hashin est disponible sous ABAQUS pour les éléments coques et coques continues mais il n'est pas encore implémenté pour des éléments solides 3D. Pour les barres d'Hopkinson, il y'a en ce moment-là que l'article d'Abu Seman et al. [18] qui traite l'usage de la VUMAT du critère de Hashin 3D pour modéliser l'endommagement 3D des échantillons composites renforcés par des fibres naturelles en Kenaf sous chargement d'impact.

L'implémentation des lois constitutives et des critères d'endommagement à ABAQUS / Explicit se fait en premier temps à l'aide d'une routine Fortran appelée VUMAT (Vectorized User Material). Le délaminage se modélise par des couches cohésives dites à zéro épaisseur. Plusieurs VUMAT sont encore le monopole des grands bureaux d'études surtout militaires qui en général publient juste les résultats de traitement par la VUMAT et non plus les ficelles de cette dernière. Cela, n'empêche pas que certaine VUMAT sont devenues grand public comme celle qui fait le couplage entre les critères d'Hashin 3D et de Puck modifié ; Hashin 3D pour prédire la rupture des fibres en traction et en compression et Puck modifié pour prédire la rupture de la matrice en traction et en compression. A nos connaissance, le critère Hashin 3D-puck modifié n'était pas encore étudié en littérature pour les essais de compression dynamique par barres d'Hopkinson sur des échantillons verre E/Epoxy à des taux de déformation élevés. C'est bien ce qu'on va implémenter sous ABAQUS explicit et traiter dans ce mémoire.

I.5 Conclusion

Ce chapitre porte sur des généralités sur les barres d'Hopkinson y compris leur principe de fonctionnement avec équations de calcul et approches de validité qu'il faut satisfaire pour les barres et l'échantillon afin de pouvoir utiliser les équations de calcul des barres d'Hopkinson.

Ensuite, on passe à une brève citation des modèles numériques d'endommagement 3D les plus usuels pour les stratifiés composites unidirectionnels ; voir les critères de Matzenmiller, Hashin 3D, Puck et le modèle d'Hashin 3D-Puck modifié. C'est bien ce dernier qu'on va implémenter sous Abaqus explicit 2019 et traiter dans ce mémoire.

I.6 Références bibliographiques

- [1] Hopkinson B, «A method of measuring the pressure produced in the detonation of high explosives or by the impact of bullets,» vol. A213, pp. 437-452, 1914.
- [2] Kolsky H, «An investigation of the mechanical properties of materials at a very high rate of loading,» vol. B62, pp. 676-701, 1949.
- [3] Safa K, «Mise au point d'un essai de compaction dynamique. Application au béton,» Ecole polytechnique de Paris Saclay, 2009.
- [4] Bertholf LD and Karnes J, «Two-dimensional analysis of the split Hopkinson pressure bar system,» *Journal of Mechanics and Physics of Solids*, vol. 23, pp. 1-19, 1975.
- [5] Zhao H and Gary G, «A three-dimensional analytical solution of longitudinal wave propagation in an infinite linear viscoelastic cylindrical bar. Application to experimental techniques,» *Journal of Mechanics and Physics of Solids*, vol. 43, pp. 1335-1348, 1995.
- [6] Rota L, «Application de méthodes inverses au dépouillement de l'essai aux barres de Hopkinson,» *Thèse de doctorat*, 1997.
- [7] Xiangyang Hao et al, «Dynamic mechanical properties of whisker/PA66 composites at high strain rates,» *Polymer*, vol. 46, p. 3528–3534, 2005.
- [8] Hosur MV, Alexander J, Vaidya UK, Jeelani S, «High strain rate response of carbon/epoxy laminate composites,» *Compos Struct*, vol. 52, p. 405–17, 2001.
- [9] Weinong chen, Bo Song, «Split Hopkinson (Kolsky) bar. Design, testing and applications,» *Mechanical engineering series. Springer*, p. 38, 2011.
- [10] Follansbee PS, «The Hopkinson bar.,» *ASM handbook*, vol. 8, p. 198–203, 1985.
- [11] Safa K, Gary G, «Displacement correction for punching at a dynamically loaded bar end,» vol. 37, p. 371–84, 2010.
- [12] Gray GT III, «Classic Split-Hopkinson pressure bar testing,» *ASM handbook, Mechanical testing and evaluation*, vol. vol. 8, p. 462–76, 2000.
- [13] Tekalura Srinivasan Arjun, Sena Oishik, «Effect of specimen size in the Kolsky bar,» vol. 10, p. 2663–71, 2011.

Chapitre I : Généralités sur les barres d'Hopkinson

- [14] Davies EDH, Hunter SC, «The dynamic compression test of solids by the method of the split Hopkinson pressure bar (SHPB),» *J Mech Phys Solids*, vol. 11, p. 155–79, 1963.
- [15] Naik NK, Pandya Kedar S, Pothnis Jayaram R, Gelu T, «Revisiting Kolsky bar data evaluation method,» *Compos Struct*, vol. 111, p. 446–52, 2014.
- [16] Matzenmiller A, Lubliner J and Taylor RL, «A Constitutive Model for Anisotropic Damage in Fiber-Composites,» *Mechanics of Materials*, pp. 125-152., 1995.
- [17] Alfred Puck and H Matthias Deuschle, «Progress in the Puck Failure Theory for Fibre Reinforced Composites: Analytical solutions for 3D-stress,» [En ligne]. Available: <http://www.alfredpuck.de/>. [Accès le 05 07 2019].
- [18] Sareh AHAS, Roslan A, Hazizan MA, «Experimental and numerical investigations of kenaf natural fiber reinforced composite subjected to impact loading,» *Polymer Composites* , pp. 1-7, 2018.

Chapitre II

Initiation et propagation de l'endommagement dans les stratifiés composites unidirectionnels

Chapitre II : Initiation et propagation de l'endommagement dans les stratifiés composites unidirectionnels

II.1 Introduction

Les matériaux composites, notamment ceux à forte anisotropie, présentent un avantage très particulier par rapport aux métaux. La direction de l'endommagement dépend, non pas du mode de chargement, mais de l'arrangement géométrique des constituants du composite. La conception et la réalisation d'une structure en composite nécessite actuellement de nombreux essais allant jusqu'à la rupture en se servant soit des essais de rupture statique ou bien des essais de rupture par fatigue. Ces matériaux ont fait l'objet de très nombreux travaux de recherche afin de comprendre leur comportement et réaliser des simulations. Les mécanismes de dégradation de ces composites sont donc aujourd'hui relativement connus. Cependant, la simulation des stratifiés jusqu'à la rupture reste un challenge majeur et nécessite de nouvelles études aussi bien en termes de modélisation qu'en terme d'outils de calcul.

Deux grandes familles de modélisation des dégradations dans les stratifiés peuvent être distinguées. D'une part, les approches micromécaniques qui reposent sur une phénoménologie microscopique clairement identifiée permettant d'analyser précisément les dommages. Ces approches apportent une compréhension forte des mécanismes de dégradation mais ne permettent pas de réaliser de véritables calculs de structures. Ils sont très souvent limités à des géométries d'empilement simples. Les approches méso mécaniques, quant à elles, modélisent les dégradations par des variables d'endommagement continues traduisant les chutes de raideur dues à l'apparition de dégradation.

L'approche méso-modèle d'endommagement [1, 2], introduit deux variables d'endommagement dans chaque pli et permet ainsi de reproduire les dégradations observables en traction ou en cisaillement. Cette approche permet alors de mener des calculs sur des structures complètes. L'interprétation des dégradations n'est cependant pas aussi aisée que pour la micromécanique. Récemment, les travaux de Ladevèze et al [3, 4] ont permis de réaliser un pont entre les approches microscopiques et le méso modèle d'endommagement. La complexité des matériaux composites conduit à une grande variété de modes de dégradation. Des critères de résistance macroscopiques permettent de connaître l'apparition des premières dégradations. Le processus d'endommagement des composites renforcés de fibres longues est un phénomène complexe d'accumulation de dommages microstructuraux. Une accumulation de ruptures de fibres de matrice se développe quand le composite est chargé. Cela constitue des défauts critiques. La mécanique de la rupture serait apte à répondre aux préoccupations de l'endommagement des fibres unidirectionnelles. Cependant étendre une telle approche aux

Chapitre II : Initiation et propagation de l'endommagement dans les stratifiés composites unidirectionnels

unidirectionnels, ou le comportement du matériau est guidé par la probabilité de propagation des défauts dans les fibres due aux concentrations de contraintes, est irréalisable. Ainsi, le processus statique de développement de l'endommagement du composite unidirectionnel doit être pris en considération.

Plusieurs types d'approches sont couramment employés pour l'étude de la dégradation des métaux composites ; parmi eux, l'approche de la mécanique d'endommagement liée à la notion d'interface endommagée, puis l'approche mécanique de la rupture. Dans cette approche, le paramètre qui caractérise le processus de rupture est le taux de restitution de l'énergie [5]. Le facteur d'endommagement associé au processus de dégradation mécanique peut être interprété comme la densité de surface des défauts affectant la matière. Il peut alors être défini comme la proportion de la surface occupée par la microfissure ramenée à la surface totale [6]. L'étude de ces champs mécaniques permet d'analyser la stabilité d'une fissure. Dans certains procédés de mise en forme des matériaux, l'endommagement est souvent critique, et il n'est donc pas nécessaire d'étudier la propagation de fissures.

L'endommagement désigne les phénomènes de création de nouvelles surfaces au sein d'un matériau sous l'effet d'une sollicitation. L'endommagement est défini comme une augmentation de la taille ou du nombre de fissures. Ceci engendre une diminution des caractéristiques mécaniques du système qui mène à sa ruine. Trois mécanismes sont généralement observés lors de processus d'endommagement ; Figure II.1:

- L'amorçage : qui correspond à l'apparition de la cavité au sein du matériau.
- L'accroissance : au cours de laquelle des volumes de cavités augmentent.
- La rupture : phase qui correspond à l'apparition de microcavités par coalescence des microcavités existantes.

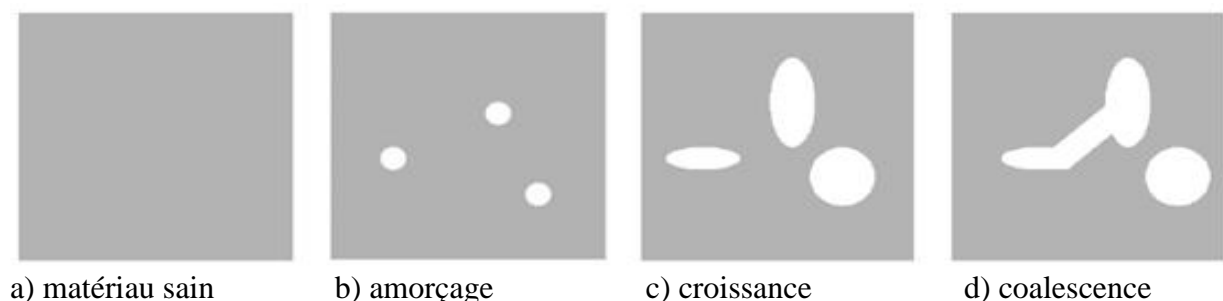


Figure II.1: Phase de l'endommagement d'un matériau [7].

Lorsqu'ils sont soumis à des contraintes externes, les matériaux composites subissent des différents types de dégradation résultant de l'endommagement local au niveau de la matrice

Chapitre II : Initiation et propagation de l'endommagement dans les stratifiés composites unidirectionnels

des fibres et de l'interface. Généralement ces mécanismes se produisent simultanément réduisant ainsi les propriétés mécaniques des matériaux composites. Les mécanismes de dégradation se développent suivant la nature des matériaux et les conditions de sollicitations mécaniques imposées. Dans un matériau composite, la redistribution des contraintes et par conséquent le processus de rupture résultant, dépend principalement de la contrainte à la rupture des fibres, de la capacité de la matrice à absorber l'énergie libérée de la propriété, de l'interface de fibre-matrice de la fraction volumique ainsi que de l'état et des conditions des sollicitations mécaniques imposées [8]. Les modes de dégradation des composites stratifiés ont fait l'objet de nombreuses études expérimentales et sont aujourd'hui clairement identifiés.

II.2 Modes de dégradation des stratifiés composites

De façon générale, on distingue plusieurs phases dans le scénario d'endommagement d'un éprouvette constituée de l'empilement de plis unidirectionnels.

- La décohéation entre les fibres et les matrices et la microfissuration matricielle.
- L'apparition de fissures transverses, parallèles aux fibres et traversant le pli, résultant de la coalescence de micro dommages.
- L'apparition et l'évolution micro délaminages en pointe de fissure transverse au niveau des interfaces entre plis.
- La ruine finale du stratifié par rupture de sollicitations et la stratification [7].

II.2.1 Décohéation fibre-matrice

Dans la pratique même après avoir choisi les constituantes fibres et matrice avec soin en les soumettant à des contrôles précis, dont leur interface issue de leur interaction ne peut être totalement maîtrisée par les efforts d'analyse et de prévision. Dans le cas particulier où les fibres sont discontinues, la zone inter faciale est le siège d'initiation de fissures devient critique à l'accumulation de l'endommagement ; Figure II.2. Cela est dû essentiellement à l'efficacité du transfert de charges à l'interface fibre-matrice ainsi qu'à la concentration des contraintes aux extrémités des fibres. Le comportement de l'interface fibre-matrice dépend essentiellement de ses propriétés mécaniques comparées à celles des fibres et de la matrice. Généralement la décohéation a lieu dans deux cas :

- Lorsque la cohésion est inférieure à la contrainte de cisaillement à la rupture de la matrice.

Chapitre II : Initiation et propagation de l'endommagement dans les stratifiés composites unidirectionnels

- Lorsque l'adhérence fibre-matrice est faible : dans ce cas, la rupture de la matrice traverse sans qu'il y ait rupture de fibre mais avec décohésion de l'interface fibre-matrice.

Dans le cas d'une adhérence fibre-matrice élevée la rupture initiée soit par rupture de fibre soit par rupture de la matrice, induit en front de fissure des concentrations de contraintes conduisant à une propagation de la rupture successivement dans les fibres et dans les matrices.

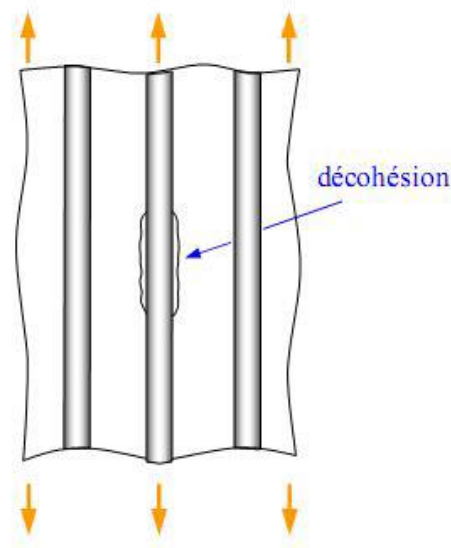


Figure II.2: Décohésion fibre-matrice [5].

II.2.2 Fissuration Matricielle

Dans la matrice, la fissuration peut être transverse ou longitudinale ; Figure II.3. La première se produit lorsque la contrainte en traction dans la matrice atteint la contrainte de rupture de la matrice, alors que la seconde a lieu lorsque la contrainte de cisaillement dans la matrice atteint la contrainte en cisaillement à la rupture généralement au voisinage d'une fibre. Ce dernier mode de rupture appelé « Splitting » se produit lorsque la contrainte de décohésion est supérieure à la contrainte de cisaillement à la rupture de la matrice. Dans le cas des composites industriels à fibres de verre, les performances à la rupture peuvent être limitées par une déformabilité trop faible de la matrice. Il apparaît donc nécessaire d'adapter au mieux les propriétés de la matrice à celles des fibres pour optimiser les performances à la rupture des matériaux composites.

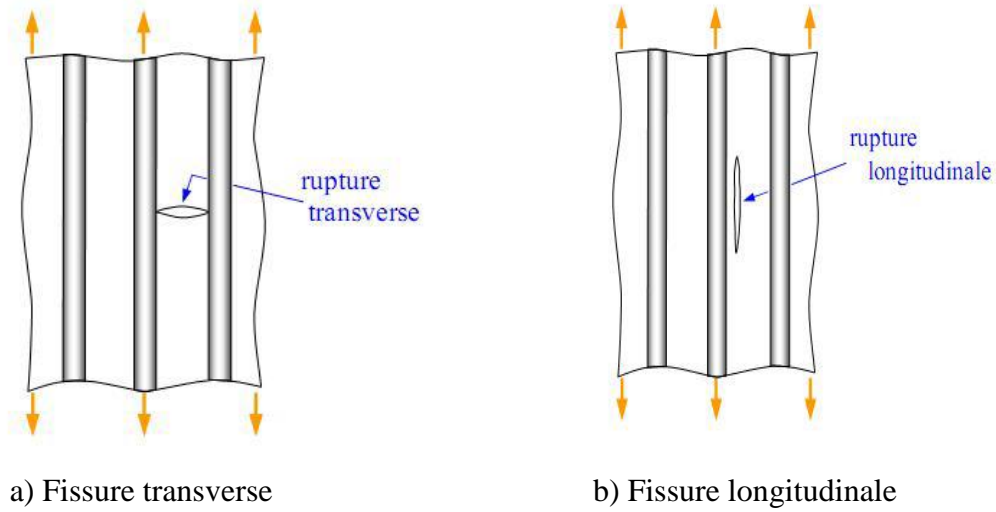


Figure II.3: Fissuration de la matrice [5].

II.2.3 Délaminage

Dans le cas d'un stratifié ou multicouche, aux mécanismes élémentaires précédemment décrits s'ajoute un mécanisme de rupture entre couches appelé rupture par « délaminage » ce type d'endommagement dépend de la nature de constituants, de l'architecture des couches et du mode de sollicitation mécanique imposé ; Figure II.4. Le délaminage qui apparaît après la phase d'endommagement intra laminaire commence souvent sur les bords avant de s'étendre sur toute l'éprouvette. Il correspond d'une fissuration qui a tendance à séparer les plis ou les couches du composites [5].



Figure II.4: Délaminage d'un composite [5].

Chapitre II : Initiation et propagation de l'endommagement dans les stratifiés composites unidirectionnels

II.2.4 Rupture de la Fibre

Dans certains cas, l'endommagement dans les composites est initié par une rupture de la fibre. Cela se produit en générale lorsque l'orientation des fibres coïncide plus ou moins avec l'axe de sollicitation du matériau composite. La rupture aura lieu lorsque la contrainte de rupture de la fibre est atteinte. L'endommagement se produit et ne cesse de se progresser à mesure que la contrainte est appliquée ce qui provoque ainsi la rupture de la matrice et de la fibre jusqu'à la rupture totale du matériau ; Figure II.5.

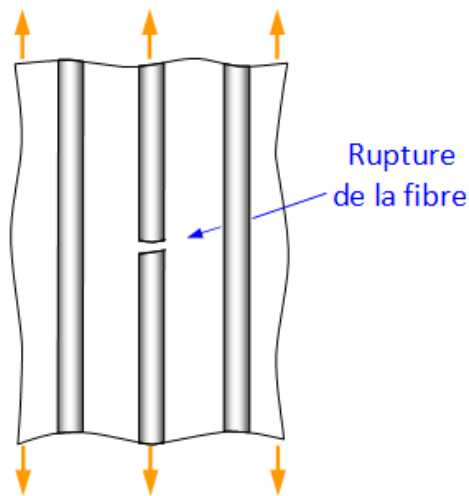


Figure II.5: Rupture de la fibre [5].

II.3 Matrice de rigidité d'un matériau orthotrope

Un matériau orthotrope possède trois plans de symétrie, perpendiculaires deux à deux.

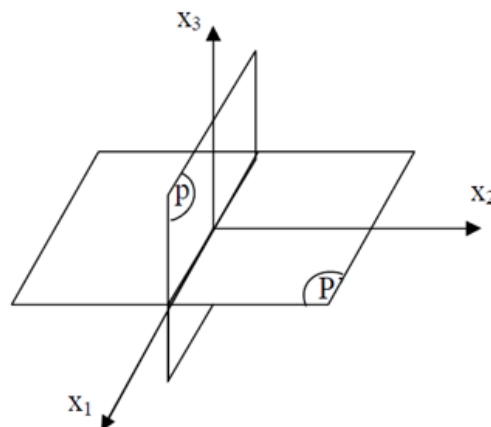


Figure II.6: Matériau orthotrope.

Pour nos éprouvettes UD en Verre E/Epoxy, la direction 0° des fibres est en coïncidence avec X_1 . Le plan (X_1, X_2) est le plan des plis néanmoins, X_3 est la direction

Chapitre II : Initiation et propagation de l'endommagement dans les stratifiés composites unidirectionnels

d'empilement. Les trois plans perpendiculaires de symétrie des propriétés sont : (X1, X2), (X1, X3) et (X2, X3).

Un matériau monoclinique suivant deux plans perpendiculaires est dit orthotrope. Un matériau orthotrope est caractérisé par 9 constantes élastiques indépendantes si les plans de symétries sont connus.

Dans la base d'orthotropie (X1, X2, X3), la relation de comportement exprimée en rigidité est [5, 9] :

$$[\sigma] = [C][\varepsilon] \quad (2.1)$$

$$\begin{bmatrix} \sigma_{11} \\ \sigma_{22} \\ \sigma_{33} \\ \sigma_{12} \\ \sigma_{23} \\ \sigma_{31} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} C_{11} & C_{12} & C_{13} & 0 & 0 & 0 \\ C_{21} & C_{22} & C_{23} & 0 & 0 & 0 \\ C_{31} & C_{32} & C_{33} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & C_{44} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & C_{55} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & C_{66} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \varepsilon_{11} \\ \varepsilon_{22} \\ \varepsilon_{33} \\ \varepsilon_{12} \\ \varepsilon_{23} \\ \varepsilon_{31} \end{bmatrix} \quad (2.2)$$

Un matériau orthotrope est caractérisé par 9 constantes élastiques indépendantes ci-après [9].

$$\begin{aligned} C_{11} &= \frac{1 - \nu_{23}\nu_{32}}{E_2 E_3 \Delta} & ; C_{12} &= \frac{\nu_{21} + \nu_{31}\nu_{23}}{E_2 E_3 \Delta} & ; C_{13} &= \frac{\nu_{31} + \nu_{21}\nu_{32}}{E_2 E_3 \Delta} \\ C_{22} &= \frac{1 - \nu_{13}\nu_{31}}{E_1 E_3 \Delta} & ; C_{23} &= \frac{\nu_{32} + \nu_{12}\nu_{31}}{E_1 E_3 \Delta} & ; C_{33} &= \frac{1 - \nu_{12}\nu_{21}}{E_1 E_2 \Delta} \end{aligned} \quad (2.3)$$

où :

$$\Delta = \frac{1 - \nu_{12}\nu_{21} - \nu_{23}\nu_{32} - \nu_{31}\nu_{13} - 2\nu_{21}\nu_{32}\nu_{13}}{E_1 E_2 E_3}$$

et $C_{44} = 2G_{12}$, $C_{55} = 2G_{23}$, $C_{66} = 2G_{31}$.

II.4 Détection de l'initiation de l'endommagement par Hashin 3D et Puck modifié

Ce sont des critères d'endommagement dans lesquels plusieurs composantes de contrainte ont été utilisées pour évaluer les différents modes d'endommagement. Le critère d'Hashin a été développé à l'origine pour les composites polymères unidirectionnels, et par conséquent, les applications à d'autres types de stratifiés et de composites non polymères ont

Chapitre II : Initiation et propagation de l'endommagement dans les stratifiés composites unidirectionnels

des approximations significatives. Habituellement, le critère d'Hashin [10] est appliqué dans une approche de stratification classique à deux dimensions pour le calcul des contraintes ponctuelles avec la réduction de couche dans le modèle de dégradation du matériau. Cependant, le critère de Puck, comme il a été expliqué au premier chapitre, est beaucoup plus fiable pour les matrices fragiles.

Les indices des endommagements pour le critère d'Hashin 3D sont liés aux endommagement de la fibre et de la matrice et impliquent quatre modes d'endommagement [10, 11, 12, 13]. Les critères sont étendus à des problèmes tridimensionnels où les critères de contrainte maximale sont utilisés pour la composante de contrainte normale transversale.

Dans Abaqus, l'apparition de l'endommagement est détectée par les critères d'initiation d'endommagement de Hashin 3D-Puck modifié en termes des contraintes apparentes (nominale, Cauchy) calculées par le code FEA. L'initiation de l'endommagement se réfère au début de la dégradation à un point matériel. Le critère d'Hashin 3D tient compte de quatre modes d'initiation de l'endommagement supposés être découplés, comme suit [14, 15]:

- Rupture de la fibre en traction ($\sigma_{11} > 0$) :

$$d_{ft} = \left(\frac{\sigma_{11}}{X_T}\right)^2 + \left(\frac{\sigma_{12}}{S_{12}}\right)^2 + \left(\frac{\sigma_{13}}{S_{13}}\right)^2 \geq 1 \quad (2.4)$$

- Rupture de la fibre en compression ($\sigma_{11} < 0$) :

$$d_{fc} = \left(\frac{|\sigma_{11}| + \langle \sigma_{33} \rangle}{X_C}\right)^2 \geq 1 \quad (2.5)$$

- Rupture de la matrice en traction ($\sigma_{22} + \sigma_{33} > 0$) :

$$d_{mt} = \left(\frac{\sigma_{22} + \sigma_{33}}{Y_T}\right)^2 + \frac{\sigma_{23}^2 - \sigma_{22}\sigma_{33}}{S_{23}^2} + \left(\frac{\sigma_{12}}{S_{12}}\right)^2 + \left(\frac{\sigma_{13}}{S_{13}}\right)^2 \geq 1 \quad (2.6)$$

- Rupture de la matrice en compression ($\sigma_{22} + \sigma_{33} < 0$) :

$$d_{mc} = \left(\frac{\sigma_{22} + \sigma_{33}}{2S_{23}}\right)^2 + \left(\frac{\sigma_{22} + \sigma_{33}}{Y_C}\right) \left[\left(\frac{Y_C}{2S_{23}}\right)^2 - 1 \right] + \frac{\sigma_{23}^2 - \sigma_{22}\sigma_{33}}{S_{23}^2} + \left(\frac{\sigma_{12}}{S_{12}}\right)^2 + \left(\frac{\sigma_{13}}{S_{13}}\right)^2 \geq 1 \quad (2.7)$$

Pour le critère de Hashin 3D, on l'applique aux fibres en traction et en compression cependant pour la rupture de la matrice en traction et en compression, on applique le critère de Puck modifié en conformité à la VUMAT redue grand public [15] comme suit :

- Rupture de la matrice en traction ($\sigma_{22} + \sigma_{33} > 0$) :

Chapitre II : Initiation et propagation de l'endommagement dans les stratifiés composites unidirectionnels

$$d_{mt} = \left(\frac{\sigma_{22}}{Y_T}\right)^2 + \left(\frac{\sigma_{12}}{S_{12}}\right)^2 + \left(\frac{\sigma_{23}}{S_{23}}\right)^2 \geq 1 \quad (2.8)$$

➤ Rupture de la matrice en compression ($\sigma_{22} + \sigma_{33} < 0$) :

$$d_{mc} = \left(\frac{\sigma_{22}}{Y_C}\right)^2 + \left(\frac{\sigma_{12}}{S_{12}}\right)^2 + \left(\frac{\sigma_{23}}{S_{23}}\right)^2 \geq 1 \quad (2.9)$$

II.5 Dégradation des coefficients de la matrice de rigidité

On adopte ici le modèle proposé par Matzenmiller et al. [16] afin de Calculer la dégradation des coefficients de la matrice de rigidité. Dans ce modèle, les relations de comportement qui donnent la relation entre la contrainte effective ($\hat{\sigma}$) et la contrainte nominale (σ) pour les stratifiés composites endommagés peuvent être définies comme suit:

$$\hat{\sigma} = d. \sigma \quad (2.10)$$

Où d est l'opérateur de l'endommagement.

Ainsi la contrainte en présence de l'endommagement est donnée par :

$$\sigma_{ij} = C_{ij}(d). \varepsilon_{ij} \quad (2.11)$$

Ensuite, les coefficients de la matrice de rigidité dégradée seront [15, 17]:

$$dC_{11} = (1 - d_f)E_1(1 - v_{23}v_{32})\Gamma \quad (2.12)$$

$$dC_{22} = (1 - d_f)(1 - d_m)E_2(1 - v_{13}v_{31})\Gamma \quad (2.13)$$

$$dC_{33} = (1 - d_f)(1 - d_m)E_3(1 - v_{12}v_{21})\Gamma \quad (2.14)$$

$$dC_{12} = (1 - d_f)(1 - d_m)E_1(v_{21} + v_{31}v_{23})\Gamma \quad (2.15)$$

$$dC_{23} = (1 - d_f)(1 - d_m)E_2(v_{32} + v_{12}v_{31})\Gamma \quad (2.16)$$

$$dC_{13} = (1 - d_f)(1 - d_m)E_1(v_{31} + v_{21}v_{32})\Gamma \quad (2.17)$$

$$dC_{44} = dG_{12} = (1 - d_f)(1 - s_{mt} d_{mt})E_1(1 - s_{mc} d_{mc})G_{12} \quad (2.18)$$

$$dC_{55} = dG_{23} = (1 - d_f)(1 - s_{mt} d_{mt})E_1(1 - s_{mc} d_{mc})G_{23} \quad (2.19)$$

$$dC_{66} = dG_{31} = (1 - d_f)(1 - s_{mt} d_{mt})E_1(1 - s_{mc} d_{mc})G_{31} \quad (2.20)$$

où d_f et d_m sont des variables d'endommagement globaux associés au mode d'endommagement des fibres et de la matrice sachant que :

$$d_f = 1 - (1 - d_{ft})(1 - d_{fc}) \quad (2.21)$$

$$d_m = 1 - (1 - d_{mt})(1 - d_{mc}) \quad (2.22)$$

Chapitre II : Initiation et propagation de l'endommagement dans les stratifiés composites unidirectionnels

$$\Gamma = 1 / (1 - \nu_{12}\nu_{21} - \nu_{23}\nu_{32} - \nu_{13}\nu_{31} - 2\nu_{21}\nu_{32}\nu_{13}) \quad (2.23)$$

NB : Les deux facteurs s_{mt} et s_{mc} jouent un rôle très important pour contrôler la perte de rigidité en cisaillement à cause de la rupture des fibres et de la matrice en traction et en compression. Ils sont pris égales à 0.9 et 0.5 respectivement [17].

II.6 Evolution de l'endommagement

Le phénomène d'évolution de l'endommagement est un processus irréversible, la réduction des propriétés du matériau de rigidité est contrôlée par les variables d'endommagement [18].

Une fois que l'un des critères d'initiation de la rupture (2.4), (2.5), (2.8) ou (2.9) est satisfait, un chargement supplémentaire entraînera une dégradation des coefficients de rigidité du matériau. L'évolution de la variable d'endommagement utilise le taux critique de restitution d'énergie G_i^c , qui est une propriété matérielle, avec $i = f_t, f_c, m_t, m_c$, correspondant aux quatre modes d'endommagement : des fibres en traction, des fibres en compression, de la matrice en traction et de la matrice en compression respectivement. Par conséquent, en plus de six valeurs de force, quatre valeurs de ERR (Energy release rate) critique doivent être fournies, chacune correspondant à la surface du triangle OAC représentée à la Fig. 2.7. Ceci contrarie d'autres modèles où le début et l'évolution des dommages sont prédits à la fois.

Normalement, le modèle constitutif est exprimé en termes d'équations contrainte-déformation. Lorsque le matériau présente un comportement d'adoucissement des contraintes, une telle formulation entraîne une forte dépendance au maillage. Dans Abaqus, pour alléger la dépendance au maillage dans le modèle constitutif de l'analyse progressive des dégâts (PDA), une longueur caractéristique est introduite dans la formulation. Pour les membranes et les coques, la longueur caractéristique L_C est calculée en tant que racine carrée de l'aire de la surface de référence de l'élément. En utilisant la longueur caractéristique, le modèle constitutif contrainte-déformation est transformé au modèle constitutif contrainte-déplacement ; Figure II.7.

L'évolution de chaque variable d'endommagement est régie par un déplacement équivalent δ_{eq} . De cette manière, chaque mode d'endommagement est représenté par un problème de déplacement de contrainte 1D même si les champs de contrainte du problème réel sont en 3D. Le déplacement équivalent pour chaque mode est exprimé en termes de composantes de contraintes effectives utilisées dans le critère d'initiation pour chaque mode

Chapitre II : Initiation et propagation de l'endommagement dans les stratifiés composites unidirectionnels

d'endommagement. Le déplacement équivalent et la contrainte équivalente pour chacun des quatre modes d'endommagement sont définis à la VUMAT de l'Ensta-Bretagne comme suit :

Tension de la fibre ($\sigma_{11} > 0$) :

$$\begin{aligned}\delta_{ft,eq} &= L_c \sqrt{\varepsilon_{11}^2 + \varepsilon_{12}^2 + \varepsilon_{13}^2} \\ \sigma_{ft,eq} &= L_c \frac{(\sigma_{11}\varepsilon_{11} + \sigma_{12}\varepsilon_{12} + \sigma_{13}\varepsilon_{13})}{\delta_{ft,eq}}\end{aligned}\quad (2.24)$$

Compression de la fibre ($\sigma_{11} < 0$) :

$$\begin{aligned}\delta_{fc,eq} &= L_c (-\varepsilon_{11}) \\ \sigma_{fc,eq} &= L_c \frac{-\varepsilon_{11}\sigma_{11}}{\delta_{fc,eq}}\end{aligned}\quad (2.25)$$

Tension de la matrice ($\sigma_{22} + \sigma_{33} > 0$) :

$$\begin{aligned}\delta_{mt,eq} &= L_c \sqrt{\varepsilon_{22}^2 + \varepsilon_{12}^2 + \varepsilon_{23}^2} \\ \sigma_{mt,eq} &= L_c \frac{\sigma_{22}\varepsilon_{22} + \sigma_{12}\varepsilon_{12} + \sigma_{23}\varepsilon_{23}}{\delta_{mt,eq}}\end{aligned}\quad (2.26)$$

Compression de la matrice ($\sigma_{22} + \sigma_{33} < 0$) :

$$\begin{aligned}\delta_{mc,eq} &= L_c \sqrt{(-\varepsilon_{22})^2 + \varepsilon_{12}^2 + \varepsilon_{23}^2} \\ \sigma_{mc,eq} &= L_c \frac{-\sigma_{22}\varepsilon_{22} + \sigma_{12}\varepsilon_{12} + \sigma_{23}\varepsilon_{23}}{\delta_{mc,eq}}\end{aligned}\quad (2.27)$$

$\langle \rangle$ représente l'opérateur Macaulay, défini comme $\langle \eta \rangle = \frac{1}{2} (\eta + |\eta|)$ pour chaque $\eta \in \mathfrak{R}$.

Pour chaque mode, la variable d'endommagement contrôle la réduction des coefficients de rigidité et peut prendre des valeurs comprises entre zéro (état non endommagé) et un (état totalement endommagé). La variable d'endommagement pour un mode particulier est obtenue en se référant à la Fig.2.7 par [13, 14]:

$$d_i = \frac{\delta_{i,eq}^f (\delta_{i,eq} - \delta_{i,eq}^0)}{\delta_{i,eq} (\delta_{i,eq}^f - \delta_{i,eq}^0)} \quad \delta_{i,eq}^0 \leq \delta_{i,eq} \leq \delta_{i,eq}^f \quad (2.28)$$

$(d_i \in [0,1], i = ft, fc, mt, mc)$

où δ_{eq}^f est le déplacement équivalent à l'endommagement du mode d'endommagement correspondant à la fin de l'endommagement. $\delta_{i,eq}^0$ est le déplacement équivalent à l'initiation de l'endommagement. Quand le matériau est totalement endommagé, on peut mettre [13]:

Chapitre II : Initiation et propagation de l'endommagement dans les stratifiés composites unidirectionnels

$$\delta_{i,eq}^f - \delta_{i,eq}^0 = \frac{2G_i}{\sigma_{i,eq}^0} \quad (2.29)$$

où : G_i est l'énergie de rupture définie par l'aire hachurée du triangle AA'C de la relation contrainte -déplacement de la Figure II.7.

$\sigma_{i,eq}^0$ et $\delta_{i,eq}^0$ sont la contrainte équivalente initiale et déplacement équivalent initial où le critère d'initiation de l'endommagement est vérifié. Ces deux paramètres sont obtenus à partir des équations suivantes [13]:

$$\sigma_{i,eq}^0 = \frac{\sigma_{i,eq}}{d_i} \text{ et } \delta_{i,eq}^0 = \frac{\delta_{i,eq}}{d_i} \quad (2.30)$$

Les point de l'initiation de l'endommagement et de la rupture totale correspondent respectivement à $d = 0$ (point A) et $d = 1$ (point C).

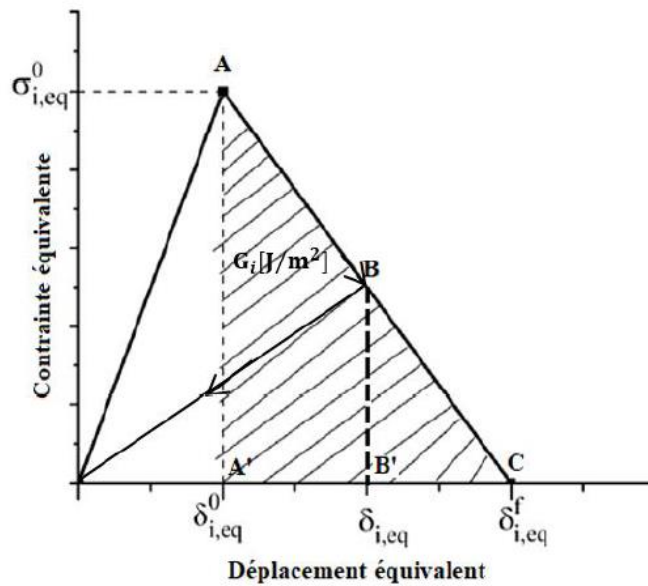


Figure II.7: Contrainte équivalente-Déplacement équivalent pour chaque mode d'endommagement [13].

$\delta_{i,eq}$ et $\sigma_{i,eq}$ représentant respectivement le déplacement équivalent et la contrainte équivalente sont à déterminer pour chaque mode de rupture.

Chapitre II : Initiation et propagation de l'endommagement dans les stratifiés composites unidirectionnels

II.7 Conclusion

Le travail présenté dans ce chapitre porte principalement sur l'étude du comportement mécanique des stratifiés composites fissurés. D'abord, on a mis l'accent sur les différents modes de dégradation des stratifiés composites voir : la rupture des fibres, la fissuration matricielle, la décohésion fibre-matrice et le délaminage. Ensuite, on a passé à la détermination des coefficients de la matrice de rigidité élastique. Puis, on a passé au calcul des coefficients de la matrice de rigidité dégradée qui prend en compte l'endommagement. L'analyse de l'initiation et de la propagation de l'endommagement dans les stratifiés composites unidirectionnels est passée en revue en fonction du mode d'endommagement.

Le choix du critère d'initiation de l'endommagement est porté sur le critère d'Hashin 3D- Puck modifié vu que Hashin 3D prédit bien l'endommagement des fibres et Puck le fait pour la matrice. Sachant que le critère d'Hashin 2D est déjà implémenté sous Abaqus mais applicable juste pour les éléments coques et coques continues. En revanche, Hashin 3D n'est pas disponible sur Abaqus et on va l'implémenter sous forme d'une VUMAT sous Abaqus explicit pour les éléments solides 3D. Pour faciliter l'implémentation de la VUMAT, la rédaction des titres II.3, II.4, II.5 et II.6 est faite dans un ordre qui facilite la rédaction du code Fortran de la VUMAT.

Il s'agit bien d'un glossaire de démarches à suivre pour modéliser le comportement mécanique endommagement des stratifiés composites UD à l'aide d'un modèle prédictif de l'initiation et de la propagation de l'endommagement basé sur le critère d'Hashin 3D-Puck modifié. Tout ce fondement théorique est codé sous une VUMAT en fortran pour le modèle de compression dynamique par barres d'Hopkinson sous Abaqus explicit.

Chapitre II : Initiation et propagation de l'endommagement dans les stratifiés composites unidirectionnels

II.8 Références bibliographiques

- [1] Ladevèze P, «Mécanique de l'endommagement des composites,» pp. 667-683, 1986.
- [2] Ladevèze P and Dureisseix D, «Micro/macro approach for parallel computing of heterogeneous structures,» *International journal for Computational Civil and Structural Engineering*, vol. 1, pp. 18-28.
- [3] Ladevèze P and Lubineau G, «Pont entre les “micro” et “mésos” mécaniques des composites stratifiés,» *Comptes- rendus Mécanique*, vol. 331, pp. 537-544, 2003.
- [4] Ladevèze P, Lubineau G and Violeau D, «A computational damage micromodel of laminated composites,» *International journal of Fracture*, vol. 173, pp. 139-150, 2006.
- [5] Berthelot JM, «Mechanical Behaviour of Composite Materials and Structures,» *Fracture Processes and Damage of Composite Materials*, vol. 1, 2007.
- [6] Berbaoui Rachid, «Identification et analyse de l'endommagement par fatigue des matériaux granulaires à base polymère,» janvier 2010.
- [7] Francois XI, «Strategies de calcul pour l'optimisation multi objectif des structures composites,» 2009.
- [8] Tarfaoui M, Choukri S and Neme A, «historique de l'endommagement d'un composite verre/epoxy sous chargement dynamique a grandes vitesses de déformations».
- [9] Robert MJ, *Mechanics of composite materials*, Philadelphia: Taylor & Francis, 1999.
- [10] Hashin Z, «Failure criteria for unidirectional composites,» vol. 47, pp. 329-334, 1980.
- [11] Yehia Abdel-Nasser, Ahmed MH Elhewy & Islam Al-Mallah, «Impact analysis of composite laminate using finite element method,» *Ships and Offshore Structures*, vol. 12, pp. 1-8.
- [12] Barbero EJ et al, «Determination of material properties for progressive damage analysis of carbon/epoxy laminates,» *Mechanics of advanced materials and structures*, vol. 0, pp. 1-10, 2018.
- [13] Xin SH, Wen HM, «A progressive damage model for fiber reinforced plastic composites subjected to impact loading,» *International Journal of Impact Engineering*, vol. 75, pp. 40-52, 2015.
- [14] Junjie Z, Pihua W, Shengnan W, «Finite element analysis of a modified progressive damage model for composite laminates under low-velocity impact,» *Composite Structures*, 2019.
- [15] Pederson J, «Finite Element Analysis of Carbon Fiber,» Clemson University, 2008.
- [16] Matzenmiller A, Lubliner J, Taylor RL, «A Constitutive Model for Anisotropic Damage in Fiber-Composites,» *Mechanics of Materials*, vol. 20, pp. 125-152, 1995.

Chapitre II : Initiation et propagation de l'endommagement dans les stratifiés composites unidirectionnels

- [17] Nachtane M, «Evaluation of durability of composite materials applied to renewable marine energy:case of ducted tidal turbine,» *Energy reports*,, pp. 31-40, 2018.
- [18] El Moumen A, Tarfaoui M, Hassoon O, Lafdi K, Benyahia H, Nachtane M, «Experimental study and numerical modelling of low velocity impact on laminated composite reinforced with thinfilmmade of carbon nanotubes,» *Appl Compos Mater*, 2017.

Chapitre III

*Modélisation numérique de
l'endommagement des
stratifiés UD VerreE/Epoxy
sous compression
dynamique par barres
d'Hopkinson*

*(Ce chapitre est soumis à
des restrictions de droits
d'auteurs)*

Conclusion générale

Ce travail de recherche avait pour objectif la modélisation de l'endommagement des stratifiés composites Verre E/ Epoxy par l'implémentation d'un critère d'endommagement 3D (Hashin 3D-Puck modifié) sous Abaqus explicit.

Ce mémoire fait une revue de généralités sur les barres d'Hopkinson, décrit l'historique de développement de ces dernières, du principe de fonctionnement avec les équations de calcul et aussi bien les approches de validité que doit satisfaire les barres et l'échantillon afin de pouvoir utiliser les équations de calcul des barres d'Hopkinson. Il s'agit d'un bon savoir faire des essais aux barres d'Hopkinson.

L'étude d'initiation de l'endommagement a été prédite par critère de Hashin 3D-Puck modifié implémenté. La rupture des fibres en traction et en compression est prédite par le critère de Hashin 3D et La rupture de la matrice en traction et en compression par le critère de Puck modifié. La progression de l'endommagement dans les stratifiés composites unidirectionnels est basée sur la dissipation de l'énergie et sur la loi bilinéaire pour un comportement élastique. L'avantage du critère en question est de mettre en évidence les modes d'endommagement.

Le modèle numérique endommagement des barres d'Hopkinson avec prise en compte de l'initiation et de la progression de l'endommagement 3D est expliqué en détail dans ce mémoire et la VUMAT est jointe en annexe. On a aussi expliqué l'un des souci des chercheurs qui travaillent sur les VUMAT en dynamique explicit qui est le fait de lier abaqus à fortran pour pouvoir utiliser la VUMAT de Hashin 3D-Puck modifié avec le modèle numérique. Aussi, on a donné quelques résultats préliminaires des SDV affichés par abaqus pour les différents modes d'endommagement.

La VUMAT est liée avec succès au modèle des barres d'Hopkinson. Le modèle tourne et affiche les SDV mais vu la limitation du temps alloué à la préparation des PFE surtout que ce projet est un projet de recherche original, on n'est pas allé loin avec le modèle pour qu'il corrèle avec l'expérimental. On espère bien qu'il sera complété par les futur étudiants fin de cycle.

ملخص

الغرض من هذا العمل هو إنشاء نموذج عددي لقضبان هوبكنسون لمحاكاة الإنهيار ثلاثي الأبعاد للعينات المركبة من الإيبوكسي المقوى بالألياف الزجاجية أحادية الإتجاه وهذا تحت تأثير سرعات التشوه العالية. يتم ذلك بتطوير وإضافة مبدأ الإنهيار هاشين- باك المعدل إلى أباكيس الواضح . للإشارة ومن قبيل الأمانة العلمية ، البرمجية المسماة فيومات طورت بالتعاون مع مركز الأبحاث إنستا بروتاني . البرمجية تم ربطها وتشغيلها بنجاح مع أباكيس. النموذج ثلاثي الأبعاد للتنبؤ بالبداة والإننتشار الخاص بقضبان هوبكنسون يشتغل لكن يحتاج إلى بعض التكييفات حتى يتواءم مع التجريبي.

الكلمات المفتاحية: انهيار، فيومات، هاشين 3أ، أباكيس الواضح، قضبان هوبكنسون، مواد مركبة زجاج/إيبوكسي ، الصدم

Résumé

Ce travail consiste à construire un modèle numérique des barres d'Hopkinson afin de modéliser l'endommagement 3D des stratifiés composites Verre E / Epoxy sous des taux de déformation élevés via l'implémentation du critère d'endommagement d'Hashin 3D-Puck modifié sous une sousroutine FORTRAN (VUMAT) sous Abaqus explicit. La VUMAT et le modèle endommageant sont développés en collaboration avec l'ENSTA Bretagne. La VUMAT est bien implémentée sous Abaqus. Le modèle 3D d'initiation et de progression des barres d'Hopkinson tourne mais il faut encore du travail dessus pour qu'il corrèle avec l'expérimental.

Mots clés : Endommagement, VUMAT, Hashin 3D, Abaqus explicit, Barres d'Hopkinson, Composites GFRP, Impact.

Abstract

This work consists in building a numerical model of Hopkinson bars to model the 3D damage of E / Epoxy composite laminates under high strain rates via the implementation of the Hashin 3D-Modified Puck damage criterion under a FORTRAN subroutine (VUMAT) under Abaqus explicit. The VUMAT and the damaging model are developed in collaboration with ENSTA Bretagne. VUMAT is well implemented under Abaqus. The 3D initiation and progression model of Hopkinson bars is turning but it still needs work on it to correlate with the experimental.

Keywords: Damage, VUMAT, Hashin 3D, Abaqus explicit, SHPB, GFRP composites, Impact.