



HAL
open science

Nouvelles fonctionnalités de l'élément multicouches multimatériaux de PAM CRASH™

Patrick Rozycki, Daniel Coutellier, Xiaomin Ni, Eberhard Haug

► **To cite this version:**

Patrick Rozycki, Daniel Coutellier, Xiaomin Ni, Eberhard Haug. Nouvelles fonctionnalités de l'élément multicouches multimatériaux de PAM CRASH™. ASME 1999 Mechanics & Materials Conference, 1999, Blacksburg, États-Unis. hal-01008524

HAL Id: hal-01008524

<https://hal.science/hal-01008524>

Submitted on 29 Apr 2018

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

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

**NOUVELLES FONCTIONNALITES DE L'ELEMENT MULTICOUCHES
MULTIMATERIAUX DE PAM CRASH™.**

**NEW FUNCTIONNALITIES FOR PAM CRASH™ MULTI-LAYERED MULTI-
MATERIAL ELEMENT.**

Patrick Rozycki*, Daniel Coutellier, Xiaomin Ni* et Eberhard Haug*.**

** ESI/PSI - 20, rue Saarinen - Silic 303, 94588 Rungis Cedex.*

*** LAMIH-GENIE-MECANIQUE UMR CNRS 8530*

Université de Valenciennes et du Hainaut Cambrésis

BP 311, 59304 Valenciennes Cedex.

email: Daniel.Coutellier@univ-valenciennes.fr

Résumé.

Dans les structures du domaine des transports, les matériaux employés sont de plus en plus complexes et il n'est pas rare de trouver de nombreuses parties en composite. De nouveaux matériaux stratifiés sont apparus, en particulier les multicouches multimatériaux (alliance de couches de métal comme l'acier ou l'aluminium... et de composite fibre/résine). Un nouvel élément fini, l'élément 131, a donc été intégré au sein du code de calcul PAM CRASH™ permettant ainsi de prendre en compte les comportements de tels matériaux en dynamique rapide. Les conclusions des développements et des validations numériques réalisés au sujet de cet élément, nous ont poussé à continuer les recherches afin, entre autres, d'optimiser son utilisation. Les nouvelles fonctionnalités portent essentiellement sur la couche composite et plus particulièrement sur le modèle homogène : la ductilité de la résine ainsi que la dissymétrie comportementale tension/compression y ont été intégrées. De plus, nous proposons, pour le modèle bi-phase, une nouvelle méthodologie de caractérisation

Abstract.

The materials used within the structures in the field of ground transportation are increasingly complex and it is usual to find numerous composite parts. New laminated materials appear, more particularly the multi-layered multi-materials (combine metals such as steel, aluminium... and composite materials such as resins, fibres...). Therefore, a new finite element – element 131 – has been integrated inside PAM CRASH™ software. Now, it considers crashworthiness' behaviour of such materials. In consequence of the results from studies and numerical simulations about this element, we decide to pursue research: our main aim is to give users an element as complete as possible. Essential newnesses concern composite ply, especially global model. At first, we input the resin's ductility which can play a part, more or less important, in the composite's behaviour. Then, we integrate the asymmetrical behaviour between tensile and compressive tests. Finally, another main point of this paper is new characterisation methodology for bi-phase model.

MOTS-CLES : multicouches, multimatériaux, éléments finis, impact, composite.

KEY WORDS : multi-layered, multi-materials, finite element, impact, composite.

1. INTRODUCTION.

Les matériaux composites ont connu un essor remarquable dans les domaines de l'aéronautique, de l'aérospatiale ou bien du transport terrestre. En effet, les avantages qu'ils présentent – faible densité, hautes propriétés spécifiques – confèrent à ces matériaux une place de plus en plus importante au sein de divers champs d'application (composantes de carrosserie automobile, pâle d'hélicoptère, tronçon d'aile...).

Ainsi de nouveaux matériaux stratifiés sont apparus, en particulier les multicouches multimatériaux (alliance de couches de métal comme l'acier ou l'aluminium... et de composite fibres/résine). En effet, des études expérimentales ont montré l'intérêt de ces types de matériau pour le renforcement de parties structurelles dans un but non seulement énergétique mais aussi d'allègement des structures [THOR82], [WANG91].

Il apparaît donc important de posséder un outil de simulation numérique fiable permettant de prévoir le comportement de tels matériaux composites/métaux pour diverses sollicitations en dynamique rapide. La société E.S.I./P.S.I., en partenariat avec le Laboratoire d'Automatique et de Mécanique Industrielle et Humaine (département Génie Mécanique) de l'Université de Valenciennes, a développé un nouvel élément – élément multicouches multimatériaux numéro 131 –. Cet élément permet de prendre en compte le comportement élasto-plastique endommageable du pli métallique et le comportement élastique endommageable du pli composite. Pour ce dernier, deux modélisations sont disponibles : un modèle où le pli est considéré de façon global et un autre où les fibres et la matrice ont un comportement distinct. Les diverses validations numériques qui ont été effectuées au laboratoire, nous ont permis d'affirmer la nécessité d'un tel élément pour l'utilisateur. Suite aux conclusions des études menées à ce sujet et dans un souci constant d'optimisation, d'amélioration, nous proposons dans cet article d'exposer les nouvelles fonctionnalités de cet élément : l'intégration d'un algorithme de plasticité et la prise en compte de la compression pour la modélisation « *homogène* » du pli composite.

Afin de mieux appréhender le concept multicouches multimatériaux, nous présentons tout d'abord, la mise en place, les bases théoriques et la validation de l'élément 131 actuellement présent au sein du code de calcul PAM CRASH™. Nous exposons ensuite comment les phénomènes d'origine plastique au sein de la résine, ont été pris en compte. Puis nous décrivons l'intégration de la compression au sein de la couche élémentaire. Nous donnons, ensuite, quelques résultats de validations numériques afin d'appuyer les développements proposés. Nous proposons enfin une nouvelle méthodologie pour la caractérisation du modèle bi-phase. Celle-ci a pour but d'alléger et de rendre plus abordable la campagne d'essais de caractérisation.

2. PRESENTATION DE L'ÉLÉMENT 131, ÉLÉMENT MULTICOUCHES MULTIMATERIAUX.

L'élément 131 du logiciel PAM CRASH™ est un élément coque à 4 nœuds basé sur la théorie de Mindlin/Reissner. Grâce à la notion de pli, on reproduit au sein de la coque, l'empilement et la nature des matériaux composant la pièce à modéliser. Pour cet élément, les matériaux « *consituants* » ne peuvent être que de type métallique ou de type composite. Les fonctions d'interpolation sont bilinéaires et l'élément n'a qu'un point d'intégration situé au

centre du plan moyen de chaque pli. Nous rappelons, ci-dessous, brièvement les modélisations adoptées pour les matériaux métalliques et composites.

2.1. Modélisation du pli métallique.

Il existe deux possibilités pour modéliser le pli métallique : le modèle élasto-plastique avec endommagement et le modèle hyper-élastique Mooney/Rivlin. Nous ne présentons ici que le premier modèle puisque celui-ci est le plus communément utilisé.

Les couches métalliques sont représentées par les matériaux de type 105 ; ceux-ci possèdent des lois de comportement de type élasto-plastique, initialement isotrope. Les effets de cisaillement transversal y sont inclus, satisfaisant ainsi le critère de type Hill (une actualisation de l'épaisseur de l'élément étant effectuée au cours de la déformation plastique). La loi d'endommagement, si elle est requise par l'utilisateur, est une loi isotrope.

Le comportement élastique est défini par le module d'Young, le coefficient de Poisson, le module de cisaillement et l'épaisseur du pli. Le comportement plastique avec écrouissage isotrope est défini par la donnée d'une courbe contrainte/déformation qui peut prendre les quatre formes suivantes :

- Courbe contrainte/déformation bilinéaire définie uniquement par σ_y , la contrainte d'écoulement initiale et un couple de points (E_l, σ_l) ,
- Courbe contrainte/déformation multipoints définie par les couples de points (E_i, σ_i) , avec E_i module tangent plastique et σ_i contrainte plastique effective,
- Loi contrainte/déformation de type Krupkowsky : $\sigma = k(\varepsilon + \varepsilon_0)^n$ avec k coefficient, ε_0 déformation plastique pour la limite élastique et n exposant,
- Loi contrainte/déformation en puissance : $\sigma = a + b\varepsilon_p^n$ avec a contrainte d'écoulement initiale, b multiplicateur et n exposant.

La loi d'endommagement isotrope intervient sur toutes les contraintes de la couche de la manière suivante : $\sigma = (1 - d(\varepsilon_p))\sigma_0$ avec σ tenseur des contraintes endommagé, $d(\varepsilon_p)$ fonction scalaire d'endommagement isotrope, ε_p déformation plastique et σ_0 tenseur des contraintes calculé à partir de la loi élasto-plastique sans endommagement.

La fonction d'endommagement est linéaire par morceaux entre les valeurs seuils de déformation ε_{pi} (déformation plastique équivalente initiale), ε_{pl} (déformation plastique équivalente intermédiaire) et ε_{pu} (déformation plastique équivalente ultime) :

- Elle est nulle pour $0 \leq \varepsilon_p \leq \varepsilon_{pi}$,
- Elle augmente linéairement de 0 à d_l pour $\varepsilon_{pi} \leq \varepsilon_p \leq \varepsilon_{pl}$,
- Elle croît linéairement de d_l à d_u pour $\varepsilon_{pl} \leq \varepsilon_p \leq \varepsilon_{pu}$,
- Pour $\varepsilon_p > \varepsilon_{pu}$, la fonction d'endommagement est constante et égale à d_u .

2.2. Modélisation du pli composite.

Comme pour le pli métallique, le code de calcul explicite PAM CRASH™ offre le choix entre deux possibilités pour la modélisation du pli élémentaire : le modèle dit homogène [LADE86], [LADE92], dans lequel le pli est en fait considéré comme une seule et même

entité ; et le modèle dit bi-phase [HAUG91], [HAUG93], qui contrairement au modèle précédent, distingue les deux phases du matériau, c'est-à-dire les fibres et la matrice.

2.2.1. Modèle bi-phase.

Le modèle bi-phase est un modèle de matériau hétérogène adapté, entre autres, aux composites unidirectionnels renforcés à fibres continues ; il a été introduit suite à une étude menée sur le comportement au crash d'une structure automobile entièrement conçue en composite [PICK89], [HAUG93]. La spécificité essentielle du modèle réside dans la distinction des deux phases composant la couche élémentaire : les fibres (phase unidimensionnelle) et la matrice (phase orthotrope) Fig.1.

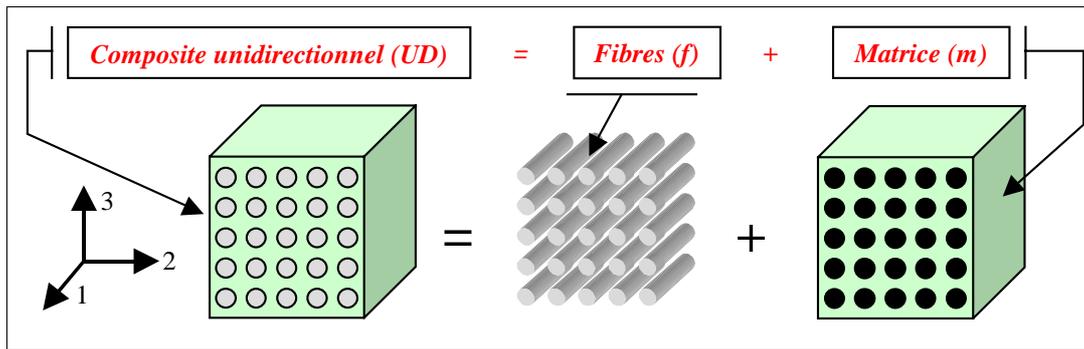


Figure.1. Modèle composite bi-phase.
Bi-phase composite model.

Par conséquent, chacune de ces phases possède ses propres caractéristiques rhéologiques : les fibres ont un comportement unidirectionnel élastique fragile avec endommagement et la matrice a un comportement soit orthotrope élastique fragile soit élastique endommageant. De plus, la description de ces lois se fait, pour chacune des phases, tant en traction qu'en compression afin de tenir compte de la dissymétrie du comportement, fréquemment observée, pour ces types de sollicitation.

La rigidité du matériau est déterminée en superposant les effets des phases orthotrope et unidimensionnelle. Cependant, pour chacune d'entre elles, les contraintes sont calculées séparément et l'endommagement peut se propager indépendamment, selon le critère choisi.

La description du comportement élastique des phases unidimensionnelle et orthotrope s'effectue au travers des caractéristiques élastiques intrinsèques au composite unidirectionnel (modules d'Young, modules de cisaillement, coefficients de Poisson) dans les trois directions de l'espace. Celles-ci sont obtenues par des essais de traction, de compression, de flexion, sur des stratifiés à orientation spécifique (ces essais seront décrits ultérieurement).

Grâce aux relations (1) et connaissant le pourcentage en fibre du composite α^f , il est alors possible d'obtenir les caractéristiques élastiques, propres à chacune des phases. On peut noter que le nombre de caractéristiques élastiques à déterminer peut être réduit si le composite est considéré isotrope transverse.

$$(1) \quad \begin{aligned} & \bullet E_{11}^f = \alpha^f \times E_{true}^f \quad (\text{avec } E_{true}^f \text{ module d'Young "réel" des fibres}) \\ & \bullet E_{11}^m = E_{11}^{UD} - E_{11}^f \\ & \bullet E_{22}^m = \frac{E_{22}^{UD}}{1 + (v_{12}^{UD})^2 \frac{E_{22}^{UD} E_{11}^{UD}}{E_{11}^f (E_{11}^{UD} - E_{11}^f)}} \end{aligned}$$

- $\nu_{12}^m = \nu_{12}^{UD}$
 - $\nu_{21}^m = \frac{\nu_{21}^{UD}}{1 - E_{11}^f \frac{1 - \nu_{12}^{UD} \nu_{21}^{UD}}{E_{11}^{UD}}}$ • $G_{12}^m = G_{12}^{UD}$
 - $E_{33}^m = E_{22}^m$
 - $G_{13}^m = G_{23}^m = G_{12}^m$
 - $\nu_{13}^m = \nu_{23}^m = \nu_{12}^m$
- } si isotrope transverse

Après la phase élastique, l'apparition d'endommagement au sein du matériau peut se traduire par une chute de rigidité des fibres et/ou de la matrice. Les deux phases possèdent donc un nouveau module (E_d) qui peut être déduit au cours de la sollicitation de façon linéaire à partir du module élastique (E_0) et du paramètre d'endommagement scalaire (d) suivant la relation $E_d = E_0(1 - d)$. Les dégradations, pour les deux phases, proviennent essentiellement de la pression hydrostatique. Cependant, à la phase orthotrope, un endommagement dû aux déformations de cisaillement peut être introduit. L'endommagement « total », fonction des déformations, est alors considéré comme la somme d'un endommagement volumique (d_v) et d'un endommagement dû au cisaillement (d_s).

La valeur de l'endommagement dépend donc de la valeur de la déformation équivalente à un instant donné ; l'endommagement est nul tant qu'un certain seuil de déformation équivalente (ε_i) n'est pas atteint, ensuite il croît de façon linéaire jusqu'à une valeur de déformation équivalente ultime (ε_u), avec un changement de pente à une certaine valeur de déformation équivalente intermédiaire (ε) et enfin parvient de façon asymptotique à la valeur 1.

Les valeurs des divers endommagements et déformations équivalentes sont déduites des courbes contrainte/déformation obtenues par un essai de traction et de compression uniaxiale sur le stratifié ; celles-ci sont comparées à trois courbes de référence représentant :

- Un comportement de type fragile prédominant en compression,
- Un comportement de type fragile prédominant en traction,
- Un comportement de type ductile général.

2.2.2. Modèle homogène.

Contrairement au modèle précédemment exposé, le comportement du pli élémentaire n'est pas dû à la superposition des effets des deux phases constituant le stratifié mais résulte du comportement global du composite. En effet, les variables nécessaires à la caractérisation du matériau, sont celles directement issues des essais expérimentaux. Cependant, la loi rhéologique est toujours du type élastique endommageable.

L'endommagement de la couche élémentaire est pris en compte par l'introduction de deux variables d'endommagement d et d' agissant sur le module de cisaillement G_{12} et sur le module transverse E_{22} tels que : $G_{12} = G_{12}^{\text{non endommagé}}(1 - d)$ et $E_{22} = E_{22}^{\text{non endommagé}}(1 - d')$. Ces deux endommagements traduisent respectivement des phénomènes relevés expérimentalement Fig.2. : décohésion fibre/matrice et fissuration de la matrice. Il faut noter que, pour la variable d'endommagement d' , une distinction entre le comportement en traction et en compression est nécessaire ; en effet, en traction les fissures s'accroissent tandis qu'en compression elles tendent à se refermer. Il en vient que le module d'Young transversal ne sera affecté que lorsqu'une traction transversale sera détectée. La rupture des fibres est aussi incluse dans le modèle, cependant elle n'apparaît qu'au travers d'un taux de déformation

longitudinale à la rupture, puisqu'expérimentalement, la couche élémentaire ne subit pas d'endommagement progressif dans la direction des fibres (généralement la rupture du composite est fragile dans ce sens).

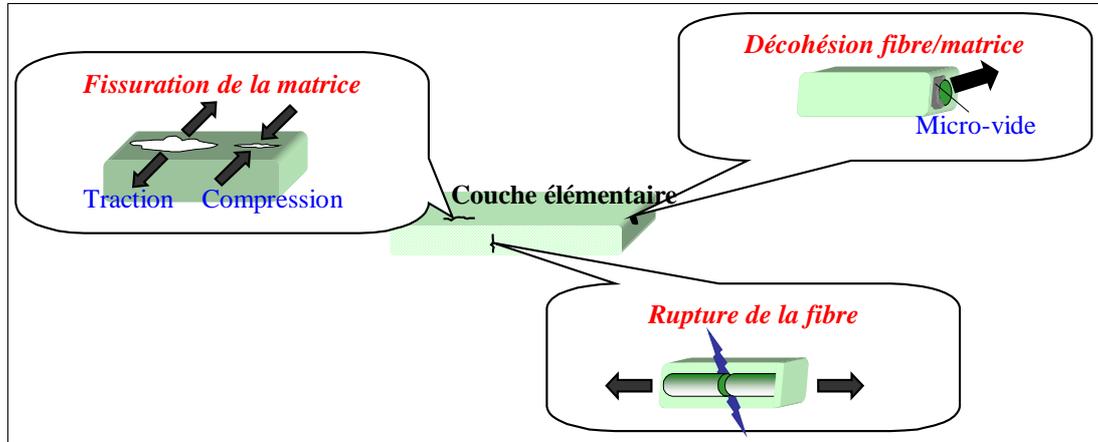


Figure.2. Modes d'endommagement au sein de la couche élémentaire.
Damage modes inside elementary ply.

Les caractéristiques élastiques à déterminer pour l'utilisation de ce modèle sont donc les modules d'Young, de cisaillement, le coefficient de Poisson ainsi que l'épaisseur du pli. L'hypothèse d'un matériau isotrope transverse ramène le nombre de ces caractéristiques élastiques à cinq.

Les évolutions des grandeurs d et d' sont linéaires par rapport à la variable \underline{Y} associée à l'endommagement (2). Celle-ci est fonction de l'état de contraintes à l'instant donné (3). Le couplage entre les deux types d'endommagement s'effectue grâce à une constante b .

$$(2) \quad d = \frac{\langle \underline{Y} - Y_o \rangle_+}{Y_c} \quad \text{si } d < 1 \text{ et } \underline{Y}' < Y'_s \text{ et } \underline{Y} < Y_R \quad \text{sinon } d = 1$$

$$d' = \frac{\langle \underline{Y}' - Y'_o \rangle_+}{Y'_c} \quad \text{si } d' < 1 \text{ et } \underline{Y}' < Y'_s \text{ et } \underline{Y} < Y_R \quad \text{sinon } d' = 1$$

$$(3) \quad Y_d = \frac{1}{2} \frac{\sigma_{12}^2}{G_{12}^0 (1-d)^2} \quad Y_{d'} = \frac{1}{2} \frac{\langle \sigma_{22}^2 \rangle_+}{E_{22}^0 (1-d')^2}$$

$$\underline{Y}(t) = \text{Sup}_{\tau \leq t} \sqrt{Y_d(\tau) + b Y_{d'}(\tau)} \quad \underline{Y}'(t) = \text{Sup}_{\tau \leq t} \sqrt{Y_{d'}(\tau)}$$

Quatre constantes (Y_c, Y_o, Y'_c, Y'_o) sont ainsi nécessaires afin de décrire les évolutions linéaires de d et d' par rapport à \underline{Y} , deux autres (Y_R, Y'_s) afin de limiter l'accroissement des variables d'endommagement ($\underline{Y}, \underline{Y}'$) au cours du temps. La rupture des fibres, quant à elle, nécessite la connaissance de la déformation longitudinale à la rupture (ϵ_{IR}).

Toutes les caractéristiques nécessaires pour définir le modèle ci-dessus, s'obtiennent à l'aide des quatre essais suivants :

- Un essai de traction sur un stratifié $[0]_8 \Rightarrow$ identification de E_{11}^0 , de ν_{12}^0 et de la déformation maximale en traction des fibres avant rupture ϵ_{IR} ,
- Un essai de traction sur un stratifié $[\pm 45]_{2S}$ avec des cycles charge/décharge \Rightarrow identification de G_{12}^0 et de la loi d'évolution de l'endommagement d ,

- Un essai de traction sur un stratifié $[+45]_8 \Rightarrow$ identification de G_{12}^0 et de E_{22}^0 ,
- Un essai de traction sur un stratifié $[\pm 67.5]_{2S}$ avec des cycles charge/décharge \Rightarrow identification de la loi d'évolution de l'endommagement d' et du terme de couplage b entre les endommagements.

2.3. Validations numériques de l'élément 131.

Afin de valider les développements effectués à propos de l'élément multicouches multimatériaux, des essais expérimentaux sur divers multimatériaux (acier/composite, aluminium/composite), sous différentes sollicitations (traction [COUT96a], flexion trois points dynamique, compression dynamique) ont été réalisés au laboratoire [GAUT96]. Par les jeux de données très complets qu'ils nous ont fournis, une validation numérique a été effectuée ; nous proposons maintenant un aperçu rapide de quelques-uns de ces résultats.

2.3.1. Flexion trois points dynamique.

Les plaques expérimentales Fig.3. ont pour dimension 300 mm * 200 mm. Elles sont placées sur deux appuis dans un banc d'essai vertical et sont soumises à l'impact d'une pièce de 12 kg lancée à différentes vitesses (4 m/s, 6.3 m/s et 6.8 m/s). Le multimatériau utilisé est une association d'aluminium (couche d'épaisseur 1mm) et de composite verre E/époxy (couche d'épaisseur 0.8mm) sous les configurations suivantes :

- Aluminium / composite 0° / aluminium / composite 0° / aluminium (indexée S),
- Aluminium / composite 90° / composite 0° / aluminium / composite 90° / composite 0° / aluminium (indexée NS90/0).

Trois types de modélisation du multimatériaux ont été accomplis :

- Élément 131 où le pli composite est considéré « *bi-phase* »,
- Élément 131 où le pli est considéré « *homogène* »,
- Éléments 105 (matériau métallique) et 130 (matériau composite), la configuration du multimatériaux est reproduite en superposant ces deux derniers éléments (solution existante avec le développement de l'élément 131).

Les validations numériques [COUT96b] portent essentiellement sur les efforts appliqués Fig.4., les énergies absorbées et les flèches maximales Fig.5.

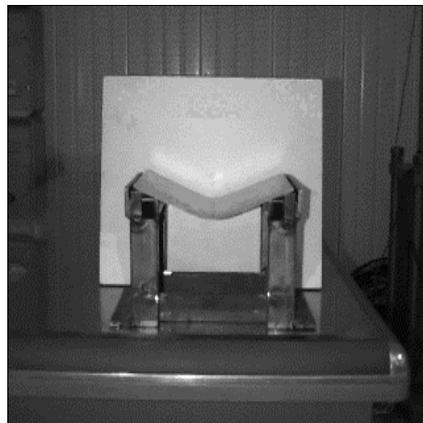


Figure.3. Vue d'une plaque après impact sur ses supports.
View of a bending plate on its stands after impact.

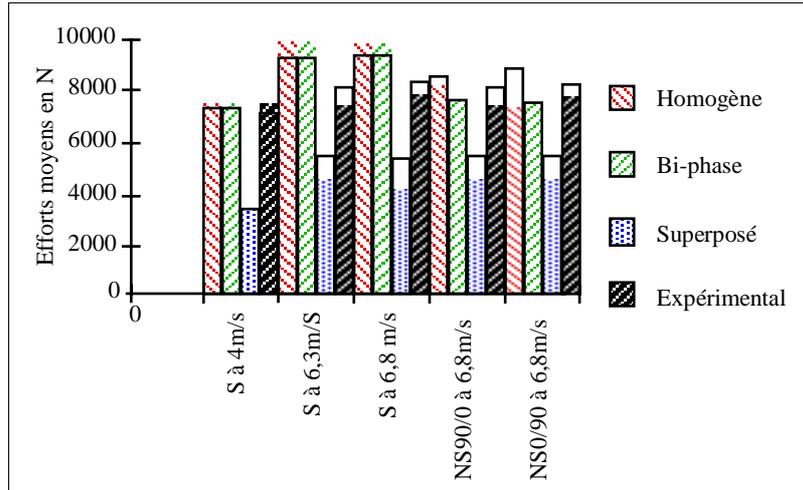


Figure.4. Efforts moyens pour les différents cas d'étude.
Load results for different study cases.

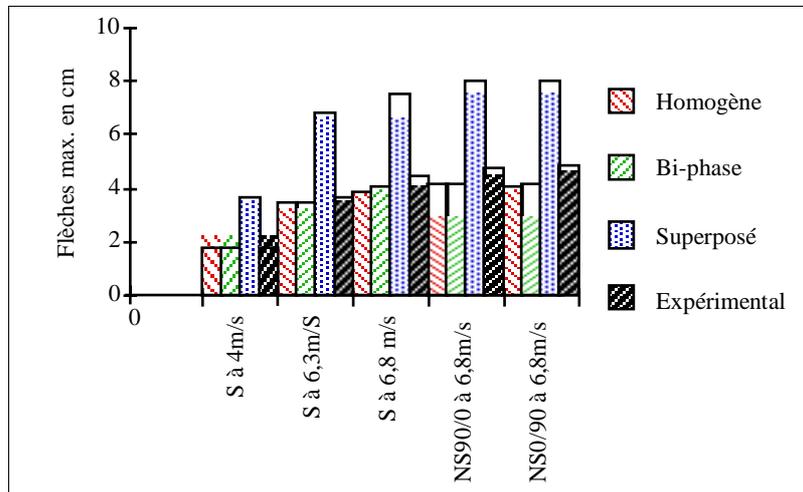


Figure.5. Flèches maximales pour les différents cas d'étude.
Maximal deflection results for different study cases.

Il a été remarqué, sur l'ensemble des essais expérimentaux simulés, une très bonne corrélation entre les résultats expérimentaux et les valeurs issues de la simulation numérique avec le nouvel élément multimatériaux. Dans tous ces cas (modèle bi-phase et modèle homogène), l'erreur commise maximale est inférieure à 12 %. La nécessité d'un tel élément prend tout son sens au vue des résultats fournis par la superposition d'éléments à comportement différent (105+130) ; comme on pouvait s'y attendre, cette solution ne convient pas du tout pour représenter une structure stratifiée comportant des matériaux différents.

2.3.2. Compression dynamique de tubes.

Les tubes que nous avons ici expérimentés, ont pour dimension 250 mm * 60 mm * 60 mm et sont constitués d'une couche d'acier d'épaisseur 1 mm renforcée par 2, 3 ou 4 couches de composite verre E/époxy. Nous avons choisi ensuite de les comprimer verticalement en lâchant une masse d'impact de 264,4 kg d'une hauteur de 2 m, la vitesse au moment de l'impact est de l'ordre de 6,26 m/s. Les essais nous permettent d'obtenir des résultats « moyennés » de référence.

Les résultats concernent cette fois-ci les écrasements maxima, les efforts maxima et moyens, les temps aux écrasements maxima, le nombre de lobes des déformées, les zones endommagées...

Les conclusions tirées de ces études [COUT96c], [COUT96d] sont similaires à celles exposées précédemment. En effet, les résultats numériques correspondent bien aux résultats expérimentaux ; en général, il existe moins de 12 % d'erreur sur les données de comparaisons expérimentales Tab.1. Seul l'aspect des déformées numériques est différent en ce qui concerne la forme, le nombre de lobes et leur position Fig.6.

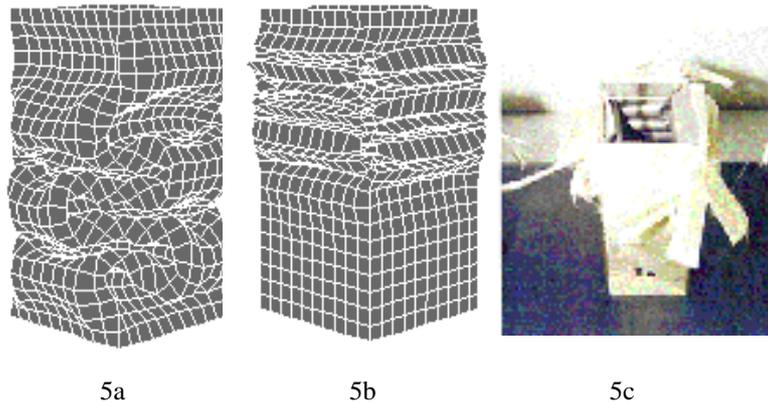


Figure.6. Tubes acier/3 couches de composite écrasés
Crashing of steel/3 composite layers coupon test .

Nombre d'éléments	MODELE HOMOGENE			MODELE BI-PHASE		
	% erreur sur l'écrasement	% erreur sur l'effort moyen	% erreur sur le temps d'écrasement	% erreur sur l'écrasement	% erreur sur l'effort moyen	% erreur sur le temps d'écrasement
540	10.63	8.37	0.80	3.69	7.47	6.97
600	6.98	4.53	0.40	7.05	10.29	8.96
744	0.88	2.16	0.20	8.13	10.49	9.96
<i>Rappel des valeurs expérimentales (tubes d'acier enrobés de 2 couches de composite)</i>						
Ecrasement maximum	169.03 mm			<i>Temps à l'écrasement maximum</i>		50.2 s
<i>Effort moyen</i>	31615.8 N					

Tableau.1. Pourcentage d'erreur entre les résultats numériques et expérimentaux.

Error percentage between experimental and numerical results.

2.3.3. Conclusions.

Les résultats que nous venons d'exposer, confirment la nécessité de posséder pour l'utilisateur un élément permettant de simuler numériquement le comportement de multicouches multimatériaux. Nous présentons certes ici peu de résultats afin de conclure rapidement, mais la campagne d'essais que nous avons menée est trop vaste pour en faire une rapide synthèse et de plus nous avons surtout voulu donner un aperçu des possibilités de simulation : choix du type de modèle pour le pli composite en fonction des moyens possédés par l'utilisateur, en fonction des variables de sorties,... possibilités d'avoir divers arrangements, d'utiliser divers types de composites, de métaux... Ces résultats nous encouragent à poursuivre les études sur les multimatériaux et plus particulièrement sur les composites afin d'optimiser l'élément 131.

3. NOUVEAUTES : INTEGRATION DE LA PLASTICITE ET PRISE EN COMPTE DE LA COMPRESSION POUR LE MODELE GLOBAL.

L'intégration de la plasticité, au sein du modèle global, pour la couche élémentaire a été motivée essentiellement par l'influence que peut avoir la ductilité de la résine sur le comportement du stratifié. En effet, pour certains empilements et sous certaines sollicitations, la ductilité de la résine peut prendre une influence considérable si, par exemple, la sollicitation permet un faible chargement des fibres ; dans ce cas, seule la résine « *imposera son comportement* ».

De plus, notre choix d'introduire la plasticité dans le modèle global est consécutif au fait que le modèle bi-phase permet une description plus précise du comportement d'un pli élémentaire, puisqu'il prend en compte la spécificité de chacun des constituants ; des comportements plus ou moins ductiles peuvent donc être bien décrits. Le modèle global est basé, quant à lui, sur une approche du pli, de façon homogène. Les valeurs des endommagements sont déterminées à partir des déformations élastiques. Il peut, alors, subsister une erreur dans le cas où la sollicitation implique un comportement globalement ductile.

Nous proposons enfin une différenciation au niveau des comportements en tension et en compression pour le pli élémentaire. En effet, actuellement le modèle global, contrairement au modèle bi-phase, ne distingue pas ce comportement. Il peut alors apparaître des erreurs au niveau des simulations numériques si les modules d'Young longitudinaux en traction et en compression sont très différents ; citons, par exemple, le cas d'une flexion où certains plis sont en tension et d'autres en compression.

3.1. Intégration de la plasticité.

3.1.1. Contributions apportées au modèle global existant.

Les travaux concernant la plasticité du pli élémentaire se sont basés sur le modèle élasto-plastique endommageable développé au Laboratoire de Mécanique et Technologie de Cachan [LADE86], [GILL85], [LEDA89].

Nous avons donc ajouté au modèle élastique endommageable existant, une loi d'écroutissement isotrope de type $R = \beta p^m$ (où β et m sont des coefficients et p représente la déformation plastique cumulée) ; ce choix est arbitraire, mais il permet de simplifier la caractérisation expérimentale du matériau.

Une fonction critère (f) a été introduite pour décrire le domaine d'élasticité ; celle-ci est choisie sous une forme généralisée du critère de Von Mises dans le cas d'un matériau anisotrope. A priori, celle-ci est donc fonction des contraintes principales et de la contrainte de cisaillement. Cependant, la grande rigidité des fibres par rapport à celle de la matrice bloque l'écoulement plastique dans le sens des fibres. La fonction critère ne dépend donc plus que de la contrainte transverse et de la contrainte de cisaillement (4).

$$(4) \quad f = f(\tilde{\sigma}) = \sqrt{\tilde{\sigma}_2^2 + \mu^2 \tilde{\sigma}_{22}^2} - R - R_0$$

Le couplage plasticité/endommagement s'effectue par le biais des contraintes effectives (5).

$$(5) \quad \begin{aligned} &\bullet \tilde{\sigma}_{11} = \sigma_{11} \\ &\bullet \tilde{\sigma}_{22} = \frac{\langle \sigma_{22} \rangle_+}{1-d} + \langle \sigma_{22} \rangle_- \\ &\bullet \tilde{\sigma}_{12} = \frac{\sigma_{12}}{1-d} \end{aligned}$$

Les paramètres β , m , a^2 et R_0 sont des caractéristiques à identifier expérimentalement et dépendent du matériau.

Le choix de l'écroutissage isotrope implique, comme il a été dit, qu'aucun essai d'identification supplémentaire n'est nécessaire :

- Les paramètres R_0 , β et m se déterminent par l'essai de traction sur le stratifié $[\pm 45]_{2S}$. Cet essai est un essai de cisaillement « *quasi-pur* », donc à chaque charge et décharge, il est possible d'obtenir simplement R par (6) et p par intégration de (7). Ensuite, il suffit d'effectuer une interpolation linéaire de la courbe $R = f(p)$ afin de déterminer les coefficients. R_0 est la contrainte d'écoulement initiale.

$$(6) \quad R = \frac{\sigma_{12}}{(1-d)} - R_0$$

$$(7) \quad \epsilon = \epsilon_2^p (1-d)$$

- Le paramètre a^2 , coefficient de pondération entre les contraintes transversales et les contraintes de cisaillement, s'obtient quant à lui, par l'essai de traction sur le stratifié $[+45]_8$ grâce à (8) et aux différentes charges et décharges.

$$(8) \quad a^2 = \frac{\epsilon_2^p (1-d')^2}{2\epsilon_2^p (1-d)^2}$$

3.1.2. Validations numériques des développements.

Avant de présenter quelques résultats, nous proposons de visualiser numériquement l'influence que peut avoir la ductilité de la matrice sur le comportement global du stratifié. Nous avons simulé un essai de traction sur un stratifié $[\pm 45]_{2S}$ en verre E/époxy à 60 % de fibres. Nous avons ensuite comparé la courbe contrainte/déformation résultant de l'essai expérimental, du modèle global existant et du nouveau modèle Fig.7. On constate une erreur d'environ 50 % sur la déformation de cisaillement si l'on ne prend pas en compte les phénomènes plastiques. Bien entendu, ce cas de figure est un cas extrême, mais comme le montre les autres simulations numériques, cette influence peut être plus ou moins grande.

Nous présentons ensuite, une simulation de la compression d'un tube de multimatériaux (acier d'épaisseur 1 mm + 3 couches de composite 0° d'épaisseur 0.365 mm). Les conditions d'essais sont similaires à celles présentées dans la partie précédente.

Nous constatons que les résultats sont équivalents entre l'ancien et le nouveau modèle. Cependant, au regard, de la figure Fig.8. et Fig.9., on s'aperçoit que la plasticité, même si le stratifié est un $[0]_8$, joue un rôle non négligeable. L'erreur commise lors du calcul de l'endommagement, peut alors être importante si les déformations sont considérées comme élastiques : l'endommagement devient alors prématuré.

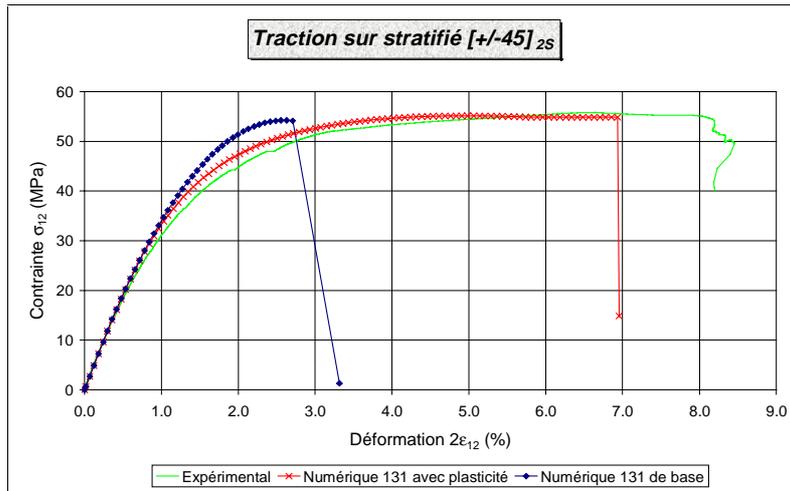


Figure.7. Comparaisons de traction sur $[\pm 45]_{2S}$.
Tensile test on $[\pm 45]_{2S}$ comparisons.

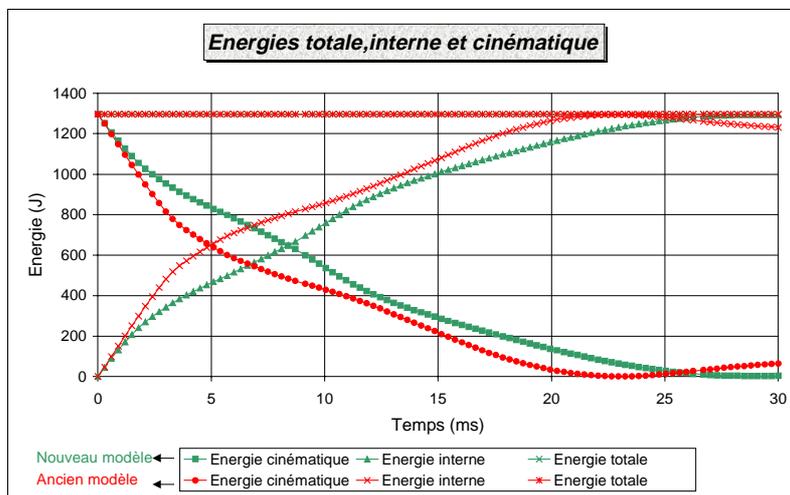


Figure.8. Courbes d'énergie cinétique, interne et totale.
Kinetic, internal and total energies curves.

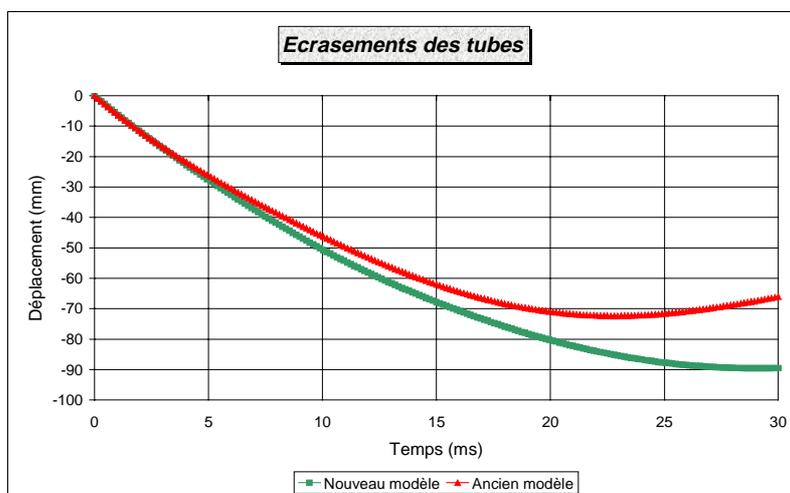


Figure.9. Courbes d'écrasement.
Crushing curves.

3.2. Prise en compte de la compression.

3.2.1. Contributions apportées au modèle global existant.

Lors de sollicitations en compression, le stratifié peut voir sa rigidité chuter de façon non linéaire, notamment dû aux phénomènes de micro-flambement des fibres. Ceux-ci résultent de l'alignement imparfait des fibres et de micro-défauts situés à l'interface fibre/matrice. Ce comportement se distingue donc de celui en tension car les phénomènes engendrés par ce type de sollicitation ne se retrouvent pas pour des sollicitations en tension.

Cette chute du module d'Young (ou du module sécant puisqu'il n'apparaît pas d'endommagement) est linéaire en fonction de la contrainte de compression [LEDA89] ; le coefficient de linéarité étant dénommé γ .

Nous avons donc introduit une approche similaire, mais en utilisant la déformation longitudinale. Au cours du calcul, si une sollicitation en compression est détectée, le module d'Young sera non plus $E_{11}^{traction}$ mais (9) :

$$(9) \quad E_{11}^{compression} = \frac{E_{11}^{compression\ initial}}{1 - \gamma E_{11}^{compression\ initial} \varepsilon_{11}}$$

Enfin, nous avons aussi pris en compte le fait que la déformation à la rupture dans les deux cas de sollicitations puisse être différente. Nous avons alors introduit un paramètre supplémentaire qui représente la déformation à la rupture en compression ($\varepsilon_{1R}^{compression}$).

L'identification des paramètres $E_{11}^{compression\ initial}$, γ et $\varepsilon_{1R}^{compression}$ s'effectue grâce à la courbe contrainte/déformation obtenue d'un essai de compression sur un stratifié [0]₈ :

- $E_{11}^{compression\ initial}$ correspond à la partie linéaire de la courbe,
- Le paramètre γ est déterminé par (9) en traçant la courbe $E_{11}^{compression} = f(\varepsilon_{11})$,
- $\varepsilon_{1R}^{compression}$ est égale à la valeur de la déformation à la rupture du composite.

3.2.2. Validations numériques des développements.

Nous proposons de simuler le comportement d'une plaque de stratifié [90₂,0₂]₈ en verre E/époxy soumise à une flexion trois points. Cet essai nous permet de mettre en évidence l'importance des développements réalisés.

En effet, dans le cas de notre composite, la caractérisation expérimentale montre que le rapport entre les modules d'Young longitudinaux en compression et en traction est environ de moitié ($E_{11}^{0-traction} \approx 2 * E_{11}^{0-compression}$). Prendre ces modules égaux en traction et en compression (comme dans le modèle homogène initialement implanté), revient donc à « fragiliser » la structure, entraînant ainsi une rupture prématurée de l'ensemble. Ceci se remarque nettement sur les résultats des simulations numériques Fig.10. : la déflexion à la rupture dans le cas du nouveau modèle, est la plus proche de celle obtenue expérimentalement. En effet, ce modèle tient compte maintenant de la sollicitation en compression des plis supérieurs.

Cependant, on constate que, malgré l'intégration de la compression au sein du modèle, la déflexion à la rupture obtenue numériquement n'est toujours pas identique à celle déterminée expérimentalement. En effet, au cours des essais expérimentaux de flexion, du délaminage apparaît au niveau des couches inférieures (couches orientées à 90°). Les résultats des simulations numériques, tant avec le modèle homogène qu'avec le modèle bi-phase, sont donc erronés puisqu'aucun de ces deux modèles n'intègre ce mode d'endommagement.

D'autres études sont, cependant, menées au laboratoire pour apporter de nouvelles solutions dans ces cas.

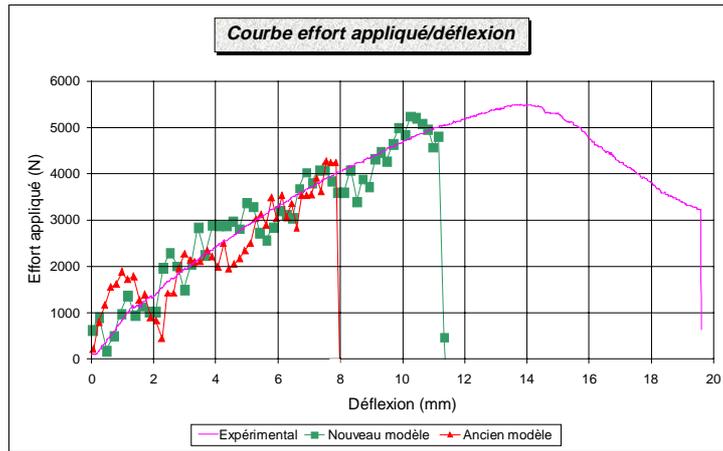


Figure.10. Courbe effort appliqué en fonction de la déflexion.

Applied load vs deflection

4. NOUVELLE METHODOLOGIE DE CARACTERISATION EXPERIMENTALE POUR LE MODELE BI-PHASE DE L'ELEMENT 131.

L'étude que nous allons présenter dans cette partie, porte sur la détermination expérimentale des caractéristiques élastiques et d'endommagement nécessaires à l'utilisation du modèle bi-phase dont la spécificité réside dans la distinction du comportement des fibres de la matrice [ROZY98]. L'objectif principal est de proposer une méthodologie simple et reproductible afin que tout utilisateur, spécialiste ou non dans le domaine, possédant un minimum de moyens, puisse obtenir rapidement et de façon relativement fiable ces paramètres.

4.1. Présentation de la nouvelle méthodologie de caractérisation.

Comme nous l'avons vu dans la première partie de cet article, chacune des phases constituant le pli élémentaire apparaît distinctement dans le modèle bi-phase ; le nombre de caractéristiques nécessaires à la description du comportement du matériau s'accroît considérablement ; afin d'accéder aux divers paramètres des fibres et de la matrice, il est nécessaire d'effectuer un certain nombre d'essais qui permettront ainsi d'obtenir les caractéristiques « *unidirectionnelles* » (indexées UD). Les principaux essais sont les suivants :

- Essais de traction et de compression sur composite unidirectionnel à 0°, 45°, 90°,
- Essais de traction sur stratifié $[0_2,90_6]_{2s}$,
- Essais «Short Beam Shear»...

Le modèle permet, grâce à sa description très précise des phases unidimensionnelle et orthotrope, une grande flexibilité au niveau des modélisations ; l'utilisateur peut librement concevoir la simulation numérique de matériaux notamment quasi-homogènes, plus ou moins fragiles, plus ou moins ductiles, etc., dans un grand nombre de cas de sollicitations. Cependant, cet avantage peut devenir un inconvénient ; en effet, le nombre important de caractéristiques préconisées par le manuel PAM CRASH™ implique une longue campagne d'essais. Afin d'obtenir un emploi plus souple pour l'utilisateur, nous nous sommes donc intéressés à réduire le nombre d'essais de caractérisation pour ce modèle.

La problématique de notre étude s'est alors basée sur la spécificité du modèle : essayer de déterminer les essais expérimentaux les plus représentatifs du comportement « *des fibres sans la matrice* » et du comportement « *de la matrice sans les fibres* ».

Notre recherche a été guidée par la notion de « *renfort* » que jouent les fibres. En effet, pour des pourcentages en fibres standards (inférieurs à 80 %), on constate que le rapport entre le module d'Young transversal et le module d'Young de la matrice est relativement constant. Par conséquent, nous pouvons en déduire que l'influence des fibres sur le comportement mécanique du matériau soumis à un chargement monoaxial est minimisée lorsque les fibres sont à 90° par rapport à l'axe de charge. Par contre, lorsque la direction des fibres suit l'axe de chargement, le phénomène inverse se produit : ce sont les fibres qui gouvernent le comportement du matériau.

Ces constatations nous permettent ainsi d'obtenir respectivement les configurations pour lesquelles les comportements « *de la matrice sans les fibres* » et « *des fibres sans la matrice* » sont les mieux représentés : traction/compression sur stratifié [90]₈ et traction/compression sur stratifié [0]₈.

4.1.1. Description des essais de traction.

La réalisation des essais de traction ne pose pas de problèmes essentiels ; en effet, les essais sont de type standard. Les dimensions des éprouvettes qui ont été choisies sont conformes à la majorité des essais trouvés dans la littérature. Des jauges extensométriques nous permettent de recueillir les mesures des déformations longitudinales et transverses. La contrainte longitudinale est obtenue par les mesures de la cellule force de la machine de traction. Ces mesures nous donnent directement, grâce aux orientations à 0° et à 90°, les contraintes et déformations locales nécessaires à l'étude : σ_{11} , σ_{22} , ε_{11} et ε_{22} .

4.1.2. Description des essais de compression.

La réalisation des essais de compression est plus délicate : un minimum de précautions élémentaires doit être pris afin de ne pas induire de phénomènes parasites tels notamment le flambement local, le délaminage... Nous avons donc choisi une géométrie d'éprouvette dite « *anglaise* » (dimension : 60 mm * 10 mm * 5.6 mm). De plus, nous avons réduit la partie utile de l'éprouvette (1 cm) par l'ajout de mors de serrage à chaque extrémité de l'éprouvette ; ceux-ci permettent non seulement d'éviter le flambement en contrôlant beaucoup plus finement l'alignement de l'éprouvette, mais aussi d'empêcher la propagation rapide du délaminage due à la pression exercée par la machine de compression. Les mesures sont effectuées de façon identique à l'essai de traction.

La détermination de la majorité des caractéristiques élastiques unidirectionnelles s'effectue de façon classique (utilisation de la relation de Hooke) à partir des courbes contrainte/déformation expérimentales ; les paramètres élastiques des fibres et de la matrice sont, quant à eux, obtenus par (1).

Trois modules ne peuvent être déterminés par les essais proposés : en effet, il faut réaliser un essai de traction sur un stratifié $[\pm 45]_{2s}$, essai de cisaillement « *quasi-pur* », afin de déterminer G_{12}^0 en traction. Dans un souci de simplicité, nous avons ensuite supposé que ce module reste pratiquement identique en compression. Enfin, le module des fibres en compression, quant à lui, est déterminé en remarquant la constance du rapport entre le module d'Young longitudinal en traction et en compression ; afin de conserver une logique dans le comportement du matériau pour ces deux types de sollicitation, nous obtenons donc, la linéarité des équations aidant, en première approximation, ce module grâce à (10).

$$(10) \quad E_{11}^{fibres-Compression} = \frac{E_{11}^{UD-Compression}}{E_{11}^{UD-Traction}} E_{11}^{fibres-Traction}$$

Les caractéristiques d'endommagement sont obtenues par les courbes contrainte/déformation en utilisant (11) ; les essais sur le stratifié $[0]_8$ nous permettent d'accéder rapidement aux valeurs des paramètres relatifs aux fibres, il suffit de relever sur les courbes les instants initial, intermédiaire et ultime. Il en est pratiquement de même pour les paramètres relatifs à la matrice : les courbes des essais sur le stratifié $[90]_8$ sont multipliées par les quantités correspondant aux invariants (déterminés par (11)) écrits pour les déformations relatives à l'essai (ϵ_{22}). Le relevé des états initial, intermédiaire et ultime ainsi que la mesure de la perte de rigidité à chacun de ces instants, nous donnent les valeurs des paramètres désirés.

$$(11) \quad \left. \begin{array}{l} \bullet \quad \xi_v^m = tr(\underline{\epsilon}) \\ \bullet \quad \xi_s^m = \sqrt{\frac{1}{2} tr(\underline{\epsilon} - \frac{1}{3} \epsilon_v I)^2} \end{array} \right\} \text{matrice} ; \quad \left. \begin{array}{l} \bullet \quad \xi_v^f = \epsilon_{11}^f \\ \bullet \quad \xi_s^f = 0 \end{array} \right\} \text{fibres}$$

Afin de vérifier la pertinence des caractéristiques élastiques et d'endommagement obtenues, nous proposons une simulation numérique d'une plaque stratifiée verre E/époxy $[0_2, 90_2, 45, 60]_s$ en flexion dynamique. La comparaison s'effectue avec les résultats donnés par le modèle homogène Fig.11.

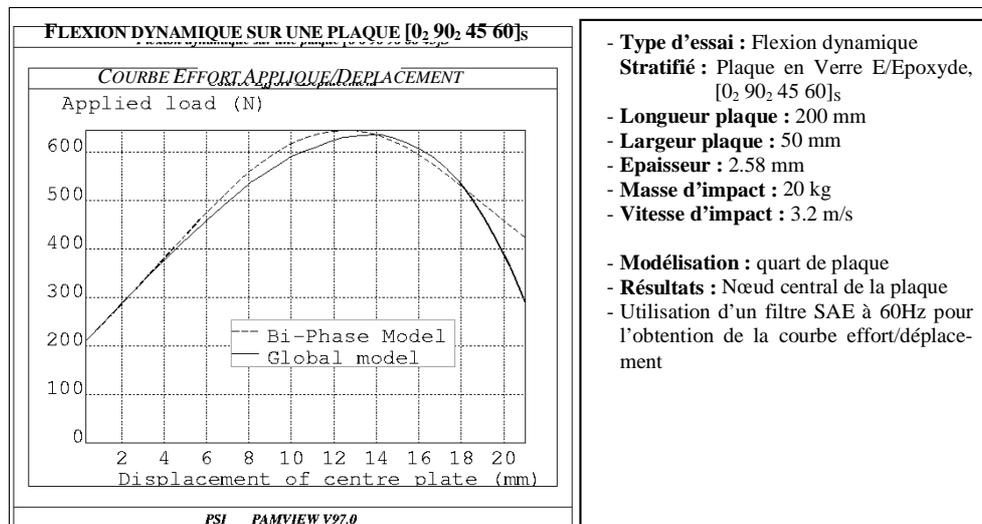


Figure.11. Comparaison entre le modèle homogène et bi-phase
Bi-phase and global model comparison.

La simplicité de la méthodologie proposée, peut apparaître choquante, mais c'est volontairement que nous avons voulu adapter celle-ci aux besoins de l'utilisateur : les essais sont facilement réalisables, demandent peu de précautions et sont aisément reproductibles. L'obtention des caractéristiques élastiques et d'endommagement, n'impose pas de calculs excessifs mais simplement de faire attention au repère de travail (écriture des invariants dans les bases correspondantes).

Les différents cas étudiés jusqu'à présent, ainsi que les résultats obtenus à partir des simulations numériques, nous permettent de valider la démarche proposée.

5. CONCLUSIONS.

L'intégration des phénomènes plastiques et la prise en compte d'un comportement différent en traction et en compression au sein du modèle homogène, font de l'élément 131, un nouvel élément fini plus complet : l'utilisateur possède désormais un choix de lois rhéologiques considérable et peut effectuer des simulations numériques correspondant au mieux à ses besoins, à ses attentes.

Cependant, comme nous l'avons vu pour la simulation numérique de la flexion trois points sur le stratifié $[90_2,0_2]_S$, bons nombres de phénomènes pouvant parasiter fortement les résultats obtenus, sont encore « négligés ».

Les conclusions des études menées jusqu'à présent pour l'élément 131, nous convient donc à poursuivre les travaux. Deux nouveaux axes de recherche au L.A.M.I.H - Génie Mécanique de Valenciennes sont actuellement exploités : la prise en compte des vitesses de déformations au sein des composites stratifiés et l'intégration des phénomènes de délaminage pour certains cas de sollicitations.

BIBLIOGRAPHIE.

- [COUT96a] **D. Coutellier, C. Gauthier, P. Rozycki, Y. Ravalard**, « *Numerical simulation of the tensile behaviour of multi-layered multi-materials within an explicit software code* », European Journal of Mechanical Environmental Engineering, vol 43, 1998, à paraître.
- [COUT96b] **D. Coutellier, C. Gauthier, Y. Ravalard, X. Ni, E. Haug**, « *Modélisation en flexion des multicouches multi-matériaux en dynamique rapide* », J.N.C.10, Journées Nationales sur les Composites, Paris, pp 969-980, 1996.
- [COUT96c] **D. Coutellier, C. Gauthier, Y. Ravalard, X. Ni, E. Haug**, « *Simulation numérique du comportement des multicouches multi-matériaux sous impact* », Revue des composites et des matériaux avancés, Vol.6-n°2, pp 199-216, 1996.
- [COUT96d] **D. Coutellier, C. Gauthier, Y. Ravalard, X. Ni & E. Haug**, « *Un élément multi-matériaux pour l'étude du comportement en crash des structures stratifiées : synthèse et perspectives* », Calcul des structures GIENS'97, Revue européenne des Eléments finis, Ed. Hermès, Vol.7-n°1/2/3, 1998.
- [GAUT96] **C. Gauthier**, « *Contribution à la modélisation du comportement en crash des structures stratifiées métal/composite : développement d'un élément de coque multicouches multi-matériaux* », Thèse de Doctorat, Université de Valenciennes et du Hainaut - Cambrésis, 1996.
- [GILL85] **D. Gilletta De Saint Joseph**, « *Composite 2D : Modélisation mécanique et identification de la couche élémentaire* », Thèse de Doctorat, Université Paris VI, 1985.
- [HAUG91] **E. Haug, O. Fort, A. Trameçon, M. Watanabe, I. Nakada**, « *Numerical crashworthiness simulation of automotive structures and components made of continuous fiber reinforced composite and sandwich assemblies* », S.A.E international Congress & Exhibition Detroit, 1991.
- [HAUG93] **E. Haug, A. De Rouvray**, « *Crash Response of Composite Structures* », Chap7, pp237-294, Structural Crashworthiness and Failure, Ed. Elsevier applied science, 1992.
- [LADE86] **P. Ladeveze**, « *Sur la mécanique de l'endommagement des composites* », J.N.C.5, Paris 1986, Ed. Pluralis, pp667-683.

- **[LADE92] P. Ladeveze, E. Le Dantec**, « *Damage modelling of the elementary ply for laminated composites* », Composites Science and Technology 43, pp257-267, 1992.
- **[LEDA89] E. Le Dantec**, « *Contribution à la modélisation du comportement mécanique des composites stratifiés* », Thèse de Doctorat, Université Paris VI, 1989.
- **[PICK89] A.K. Pickett, E. Haug, J. Rückert, D. Ulrich**, « *Material damage law suitable for crashworthiness investigation of random and directional fiber composite materials* », 18th International Finite Element Congress, Baden-Baden, pp275-294, 1989.
- **[ROZY98] P. Rozycki, D. Coutellier, J.C. Walrick, J. Mascaro**, « *Caractérisation expérimentale des paramètres d'endommagement d'un modèle bi-phase pour la simulation du comportement de composite fibre/matrice* », J.N.C.11, Journées Nationales sur les Composites, Bordeaux, 1998, à paraître.
- **[THOR82] P.H. Thornton, P.J. Edwards**, « *Energy absorption in composite tubes* », Journal of Composite Materials, Vol. 16, pp521-545, 1982.
- **[WANG91] X. Wang**, « *Comportement à l'écrasement de structures tubulaires en multi-matériaux* », Thèse de l'Ecole Centrale de Lyon, 1991.