



**HAL**  
open science

## Dimensionnement en dynamique rapide de multi-matériaux utilisés en aéronautique

Daniel Coutellier, Patrick Rozycki

► **To cite this version:**

Daniel Coutellier, Patrick Rozycki. Dimensionnement en dynamique rapide de multi-matériaux utilisés en aéronautique. *Mechanics & Industry*, 2001, 2 (1), pp.23-31. 10.1016/S1296-2139(00)01079-4 . hal-01006749

**HAL Id: hal-01006749**

**<https://hal.science/hal-01006749>**

Submitted on 12 Mar 2017

**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.

Public Domain

# Dimensionnement en dynamique rapide de multi-matériaux utilisés en aéronautique

Daniel Coutellier<sup>a</sup>, Patrick Rozycki<sup>b</sup>

<sup>a</sup> LAMIH-GM UMR CNRS 8530, Université de Valenciennes, 59313 Valenciennes cedex 9, France

<sup>b</sup> ESI-PSI, 20 rue Saarinen Silic 270, 94458 Rungis cedex, France

L'application des matériaux composites à des structures soumises à des phénomènes complexes en dynamique rapide nécessite le développement de nouveaux moyens de simulation numérique. La présentation, qui est ici réalisée, est la synthèse des travaux menés au laboratoire dans ce domaine en collaboration avec des partenaires comme ESI (éditeur de logiciels) et l'ONERA (établissement de Lille). Les exemples présentés succinctement illustrent la pertinence des développements.

## 1. INTRODUCTION

La conception de structures aéronautiques doit tenir compte de comportements très sévères. Que ce soient les sollicitations statiques, vibratoires ou de chocs, elles permettent de dimensionner au mieux les différentes parties constituant d'un avion. Elles doivent notamment répondre aux objectifs de tenue en fatigue, aux impacts légers dus aux projections de gravillons ou d'oiseaux et aux chocs plus importants dus à des projections de pièces métalliques ou encore au crash de l'appareil lors d'atterrissage forcé. Pour répondre à ces exigences, des solutions entre autres du point de vue matériaux ont été employées permettant de trouver des compromis entre légèreté et résistance. Des multi-matériaux (alliance de matériaux métalliques avec des composites fibres/matrice) ont notamment été employés, il y a quelques années, pour la conception de fuselage d'avions américains. Des composites stratifiés de plus en plus complexes ont été dévelop-

pés permettant leur utilisation dans des parties structurales importantes d'un avion : structures primaires (caissons de voilure ou de fuselage), gouvernes, habillage extérieur [1]. L'utilisation, de ces nouveaux matériaux dans la conception de structures aéronautiques, permet en partie de répondre à des sollicitations extrêmes. Pour valider ces structures, des campagnes expérimentales sont en général nécessaires, mais le développement des outils de simulation numérique et des puissances informatiques permet maintenant de reproduire les phénomènes complexes mis en œuvre. Ces nouveaux outils faciliteront à moyen terme la conception de nouvelles structures aéronautiques.

Les travaux de recherche sont très nombreux dans ce domaine et cet article présente quelques aspects du développement concernant la modélisation du comportement en dynamique rapide de ces matériaux stratifiés. Dans un premier temps, les solutions développées pour la représentation de multi-matériaux sont présentées. Différents modèles de comportement de composites fibres/matrices sont ensuite proposés, ainsi que des méthodologies d'étude pour prendre en compte des phénomènes complexes tels que le délaminage. Des exemples de simulation numérique systématiquement comparés à des campagnes expérimentales permettent de valider la pertinence des développements réalisés et de laisser place à de nombreuses perspectives.

## 2. SOLUTIONS DISPONIBLES POUR LA MODÉLISATION DE MATÉRIAUX STRATIFIÉS

Les travaux présentés dans ce papier sont issus d'une collaboration entre la société Pam System International du groupe Engineering Systems International (ESI) et le groupe de recherche en génie mécanique du Laboratoire d'Automatique et de Mécanique Industrielles et Humaines (LAMIH) de l'université de Valenciennes. Les développements sont intégrés directement dans le logiciel PAM-CRASH™ utilisant une formulation explicite.

### 2.1. Présentation de l'élément multi-couches multi-matériaux

Les premiers travaux ont concerné le développement de modèles multi-matériaux composés de couches fibres/matrice et de couches métalliques [2, 3]. L'élément fini utilisé est du type coque et possède 4 nœuds. Il est basé sur la théorie de Mindlin/Reissner et ses fonctions d'interpolation sont bilinéaires. Un point d'intégration est situé au centre du plan moyen de chaque pli.

### 2.2. Modélisation du pli métallique

Pour les couches de type métallique, le matériau est isotrope, la loi de comportement est de type élasto-plastique incluant les effets de cisaillement transversal et possédant une loi d'endommagement. Le comportement élastique est défini par le module de Young, le coefficient de Poisson, le module de cisaillement et l'épaisseur du pli. Le comportement plastique avec écrouissage isotrope est défini avec l'introduction d'une courbe contrainte/déformation. Cette courbe peut prendre quatre formes qui sont les suivantes :

- courbe simple contrainte/déformation par couples de points  $(E_i, \sigma_i)$ , avec  $E_i$  module tangent et  $\sigma_i$  contrainte plastique,
- loi contrainte/déformation en utilisant des fonctions  $\sigma(\varepsilon_p, \dot{\varepsilon})$  avec  $\varepsilon_p$  déformation plastique et  $\dot{\varepsilon}$  vitesse de déformation,
- loi contrainte/déformation en puissance  $\sigma = a + b\varepsilon_p^n$  avec  $a$  contrainte d'écoulement initiale,  $b$  multiplicateur et  $n$  exposant,
- loi contrainte/déformation de type Krupkowsky :  $\sigma = K(\varepsilon_0 + \varepsilon_p)^n$  avec  $K$  coefficient,  $\varepsilon_0$  déformation offset et  $n$  exposant.

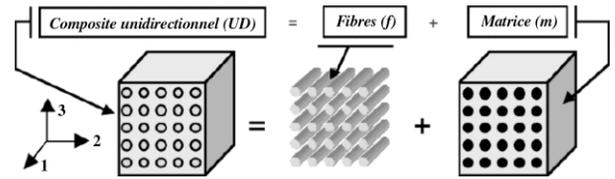


Figure 1. Modèle composite bi-phase.

Trois méthodes sont disponibles pour évaluer la contrainte d'écoulement en fonction de la vitesse de déformation : Cowper-Symonds, Johnson-Cook ou Jones.

Une loi d'endommagement isotrope peut être définie, elle intervient sur toutes les contraintes de la couche de la manière suivante :  $\sigma = (1 - d(\varepsilon_p))\sigma_0$  avec  $\sigma$  tenseur des contraintes endommagé,  $d(\varepsilon_p)$  fonction scalaire d'endommagement isotrope,  $\varepsilon_p$  déformation plastique et  $\sigma_0$  tenseur des contraintes calculé à partir de la loi élasto-plastique sans endommagement. La fonction d'endommagement est linéaire entre les valeurs seuils de déformation  $\varepsilon_{pi}$  (déformation plastique équivalente initiale),  $\varepsilon_{pl}$  (déformation plastique équivalente intermédiaire) et  $\varepsilon_{pu}$  (déformation plastique équivalente ultime) ;  $d$  est nul pour  $0 \leq \varepsilon_p \leq \varepsilon_{pi}$ , augmente linéairement de 0 à  $d_1$  pour  $\varepsilon_{pi} \leq \varepsilon_p \leq \varepsilon_{pl}$  et de  $d_1$  à  $d_u$  pour  $\varepsilon_{pl} \leq \varepsilon_p \leq \varepsilon_{pu}$ . Pour  $\varepsilon_p > \varepsilon_{pu}$ , l'endommagement est constant, égal à  $d_u$ . Enfin, si la déformation plastique maximale dans le pli atteint la valeur limite spécifiée, l'élément entier est éliminé.

### 2.3. Modélisation du pli composite

#### 2.3.1. Modèle bi-phase

La particularité du modèle composite bi-phase réside essentiellement dans le fait qu'il s'agit d'un modèle hétérogène, avec la participation de la matrice d'une part et la participation des fibres d'autre part [4, 5] (figure 1). Ce modèle est particulièrement adapté aux composites à fibres continues unidirectionnelles. La rigidité de l'élément est calculée en superposant les effets d'une phase orthotrope (la matrice sans les fibres) et d'une phase unidimensionnelle (les fibres). Chaque phase a ses propres lois rhéologiques : la matrice a un comportement orthotrope élastique fragile, ou un comportement élastique endommageable, les fibres ont un comportement unidirectionnel élastique fragile avec endommagement. Les contraintes sont calculées séparément pour chaque phase et l'endommagement (fissuration de la matrice, rupture des fibres) peut se propager indépendamment, selon le critère choisi pour chaque phase.

Après une phase initiale élastique, la matrice et les fibres peuvent subir un endommagement suivant la loi :

$$E(d) = E^0(1 - d)$$

où  $E$  est la matrice au temps courant des modules dans la relation matricielle contrainte/déformation,  $E^0$  est la matrice initiale non endommagée des modules et  $d$  est le paramètre scalaire d'endommagement qui dépend de la déformation. Ce paramètre d'endommagement s'écrit :

$$d(\varepsilon) = d_v(\varepsilon_v) + d_s(\varepsilon_s)$$

où  $d_v$  est l'endommagement volumique, résultant de la déformation équivalente volumique  $\varepsilon_v$ ,  $d_s$  est l'endommagement dû au cisaillement, résultant de la déformation équivalente de cisaillement  $\varepsilon_s$ .

- Pour la matrice :

$$\varepsilon_v = \varepsilon_{kk}$$

$$\varepsilon_s = \left[ \frac{1}{2} e_{ij} e_{ji} \right]^{1/2}, \quad \text{avec } e_{ij} = \varepsilon_{ij} - \frac{1}{3} \varepsilon_{kk} \delta_{ij}$$

où  $\varepsilon_{kk}$  est la trace du tenseur des déformations totales et les  $e_{ij}$  sont les composantes du tenseur déviatorique des déformations.

- Pour la fibre :

$$\varepsilon_v = \varepsilon_f$$

$$\varepsilon_s = 0$$

où  $\varepsilon_f$  est la déformation unidimensionnelle des fibres,  $\varepsilon_v$  est le premier invariant du tenseur des déformations totales,  $\varepsilon_s$  est le second invariant du tenseur des déformations déviatoriques.

La valeur de l'endommagement dépend de la valeur de la déformation équivalente  $\varepsilon$  à un instant donné :

- pour  $0 \leq \varepsilon \leq \varepsilon_i$ ,

$$d(\varepsilon) = 0$$

- pour  $\varepsilon_i \leq \varepsilon \leq \varepsilon_1$ ,

$$d(\varepsilon) = \frac{\varepsilon - \varepsilon_i}{\varepsilon_1 - \varepsilon_i} d_1$$

- pour  $\varepsilon_1 \leq \varepsilon \leq \varepsilon_u$ ,

$$d(\varepsilon) = \frac{\varepsilon - \varepsilon_1}{\varepsilon_u - \varepsilon_1} (d_u - d_1) + d_1$$

- pour  $\varepsilon > \varepsilon_u$ ,

$$d(\varepsilon) = 1 - (1 - d_u) \frac{\varepsilon_u}{\varepsilon}$$

avec :  $\varepsilon$  déformation équivalente,  $\varepsilon_i$  déformation seuil initiale,  $\varepsilon_1$  déformation intermédiaire,  $d_1$  endommagement intermédiaire,  $\varepsilon_u$  déformation ultime et  $d_u$  endommagement ultime.

Pour la matrice, les déformations équivalentes  $\varepsilon_i$ ,  $\varepsilon_1$ ,  $\varepsilon_u$ , et les endommagements  $d_1$  et  $d_u$  doivent être donnés en cisaillement et en volumique (traction et compression). Pour les fibres, il n'y a pas d'endommagement en cisaillement, les déformations directes  $\varepsilon_i$ ,  $\varepsilon_1$ ,  $\varepsilon_u$ , et les endommagements  $d_1$  et  $d_u$  doivent être donnés en traction et en compression, dans la direction de la fibre. Les fonctions d'endommagement ainsi définies correspondent à des courbes d'endommagement du module ou encore à des lois contrainte/déformation.

Par une habile utilisation des différents paramètres, la modélisation de nombreux types de matériaux composites, qu'ils soient plus ou moins fragiles, ductiles, en traction ou en compression, hétérogènes ou quasiment homogènes... est possible. C'est un atout de ce modèle très généraliste.

Les caractéristiques de base nécessaires pour définir le modèle sans endommagement s'obtiennent facilement à l'aide de deux essais de traction l'un sur un unidirectionnel orienté à  $0^\circ$ , l'autre orienté à  $45^\circ$ .

Par contre, la démarche utilisée pour obtenir les endommagements de manière fiable, est complexe et longue. Les deux étapes suivantes sont nécessaires :

- réalisation d'essais expérimentaux permettant d'obtenir des caractéristiques descriptives du comportement du matériau,
- modélisation numérique des essais réalisés et recalage des caractéristiques pour corrélérer aux résultats expérimentaux.

### 2.3.2. Modèle homogène

La modélisation retenue pour le pli dans cette approche a été développée par Ladevèze et ne distingue pas la fibre de la matrice [6, 7]. La méthode utilise deux variables d'endommagement  $d$  et  $d'$  agissant sur le module de cisaillement  $G_{12}$  et sur le module transverse  $E_{22}$  :

$$E_{22} = \begin{cases} E_{22}^0(1 - d') & \text{si } \sigma_{22} > 0 \\ E_{22}^0 & \text{si } \sigma_{22} \leq 0 \end{cases}$$

$$G_{12} = G_{12}^0(1 - d)$$

Les évolutions des grandeurs  $d$  et  $d'$  sont linéaires par rapport à la variable associée à l'endommagement. Les endommagements traduisent les phénomènes relevés expérimentalement (*figure 2*) : de type décohésion

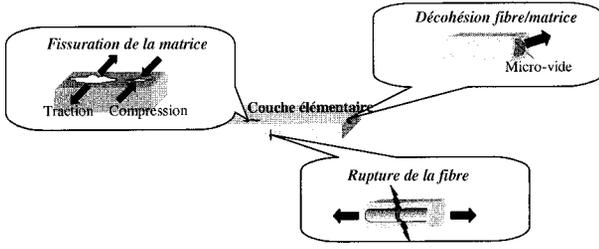


Figure 2. Modes d'endommagement au sein de la couche élémentaire.

fibre/matrice, fissuration de la matrice et rupture des fibres, le délaminage n'étant pas traité. La couche élémentaire ne subit pas d'endommagement progressif dans la direction des fibres, cette hypothèse est liée aux observations expérimentales sur les composites (rupture fragile des fibres). Ce modèle est destiné essentiellement à être appliqué à des composites unidirectionnels, c'est-à-dire isotropes transverses ( $G_{13} = G_{12}$ ). L'endommagement s'appliquant à  $G_{12}$  s'applique donc à  $G_{13}$ . La contrainte de cisaillement transversal  $\sigma_{23}$  est considérée comme faible par rapport aux autres, il n'est donc pas nécessaire de prendre en compte son endommagement.

Le comportement plastique de la matrice dans le cas de multi-matériaux n'est pas intégré, ce phénomène est considéré relativement faible pour les résines utilisées et moins important que la plastification des couches métalliques.

L'expression du comportement du pli élémentaire s'écrit alors :

$$\begin{Bmatrix} \varepsilon_{11} \\ \varepsilon_{22} \\ 2\varepsilon_{12} \end{Bmatrix} = \begin{bmatrix} \frac{1}{E_{11}^0} & -\frac{\nu_{12}^0}{E_{11}^0} & 0 \\ -\frac{\nu_{12}^0}{E_{11}^0} & \frac{1}{E_{22}^0(1-d')} \frac{\langle \sigma_{22} \rangle_+}{|\sigma_{22}|} & 0 \\ 0 & +\frac{1}{E_{22}^0} \frac{\langle \sigma_{22} \rangle_-}{|\sigma_{22}|} & \frac{1}{G_{12}^0(1-d)} \end{bmatrix} \begin{Bmatrix} \sigma_{11} \\ \sigma_{22} \\ \sigma_{12} \end{Bmatrix}$$

où :

$$\langle a \rangle_+ = \begin{cases} a & \text{si } a > 0 \\ 0 & \text{si } a < 0 \end{cases}$$

et

$$\langle a \rangle_- = \begin{cases} 0 & \text{si } a > 0 \\ a & \text{si } a < 0 \end{cases}$$

avec  $d$  et  $d'$  variables scalaires d'endommagement du pli.

Le seuil de non-endommagement du pli est donné par les variables suivantes :

$$\underline{Y}(t) = \text{Sup}_{\tau \leq t} \sqrt{\frac{1}{2} \frac{\sigma_{12}^2}{G_{12}^0(1-d)^2} + b \frac{1}{2} \frac{\langle \sigma_{22} \rangle_+}{E_{22}^0(1-d')^2}}$$

$$\underline{Y}'(t) = \text{Sup}_{\tau \leq t} \sqrt{\frac{1}{2} \frac{\langle \sigma_{22} \rangle_+}{E_{22}^0(1-d')^2}}$$

Les lois d'évolution de l'endommagement s'écrivent alors sous la forme suivante :

$$d = \frac{\langle \underline{Y} - Y_0 \rangle_+}{Y_c} \quad \text{si } d < 1 \text{ et } \underline{Y}' < Y'_S \text{ et } \underline{Y} < Y_R$$

$$\text{sinon } d = 1$$

$$d' = \frac{\langle \underline{Y}' - Y'_0 \rangle_+}{Y'_c} \quad \text{si } d' < 1 \text{ et } \underline{Y}' < Y'_S \text{ et } \underline{Y} < Y_R$$

$$\text{sinon } d' = 1$$

Les paramètres  $Y_0$ ,  $Y_c$ ,  $Y'_0$ ,  $Y'_c$ ,  $b$ ,  $Y_R$  et  $Y'_S$  sont des caractéristiques matérielles, déterminées expérimentalement.  $Y'_S$  traduit le seuil d'endommagement fragile correspondant à la rupture de l'interface fibre-matrice pour une traction transverse.  $Y_R$  est un seuil de rupture supplémentaire qui correspond à la valeur  $\underline{Y}$  de rupture du pli élémentaire, cette rupture pouvant être atteinte avant que les valeurs de  $d$  et  $d'$  soient égales à 1.

Dans le cas où le stratifié est composé essentiellement de couches de fibres/matrice, la ductilité de la résine joue un rôle non négligeable dans le comportement du composite. Il est alors primordial de prendre en compte les effets de la plasticité de la résine. Le modèle homogène est alors complété en intégrant une déformation plastique à la déformation élastique du modèle de base :

$$\varepsilon^{\text{totale}} = \varepsilon^{\text{élastique}} + \varepsilon^{\text{plastique}}$$

Les travaux concernant la plasticité du pli élémentaire se sont basés sur un modèle élasto-plastique endommageable existant [6, 8, 9]. Nous avons ajouté au modèle élastique endommageable, une loi d'érouissage isotrope de type «  $R = \beta p^m$  » (où  $\beta$  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. 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

effective transverse et de la contrainte de cisaillement :

$$f = f(\tilde{\sigma}, R) = \sqrt{\tilde{\sigma}_{12}^2 + a^2 \tilde{\sigma}_{22}^2} - R - R_0$$

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

Le couplage plasticité/endommagement s'effectue par le biais des contraintes effectives :

$$\begin{aligned}\tilde{\sigma}_{11} &= \sigma_{11} \\ \tilde{\sigma}_{22} &= \frac{\langle \sigma_{22} \rangle_+}{1-d'} + \langle \sigma_{22} \rangle_- \\ \tilde{\sigma}_{12} &= \frac{\sigma_{12}}{1-d}\end{aligned}$$

Un essai de cisaillement « quasi-pur »  $[\pm 45]_{2S}$  permet à chaque charge et décharge d'obtenir simplement  $R$  par l'équation suivante :

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

et  $p$  par intégration de l'équation suivante :

$$\dot{p} = \dot{\varepsilon}_{12}^p (1-d)$$

Une interpolation linéaire de la courbe  $R = f(p)$  est nécessaire afin de déterminer les coefficients. Le paramètre  $R_0$  est la contrainte d'écoulement initiale et le paramètre  $a^2$ , est le coefficient de pondération entre les contraintes transversales et les contraintes de cisaillement. Il s'obtient quant à lui, par un essai de traction sur le stratifié  $[+45]_8$  aux différentes charges et décharges grâce à :

$$a^2 = \frac{\dot{\varepsilon}_{22}^p (1-d')^2}{2\dot{\varepsilon}_{12}^p (1-d)^2}$$

Lors de sollicitation en compression, le stratifié peut aussi voir sa rigidité chuter de façon non linéaire, notamment due 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, les phénomènes engendrés par ce type de sollicitation ne se retrouvent pas pour des sollicitations en tension. Cette chute du module de Young (ou du module sécant puisqu'il n'apparaît pas d'endommagement) est linéaire en fonction de la contrainte de compression [9] ; le coefficient de linéarité est appelé  $\gamma$ .

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 de Young sera non plus  $E_{11}$  en traction mais :

$$\begin{aligned}E_{11}^{\text{compression}} &\approx E^{\text{sécant}} \\ &= E_{11}^{\text{initial compression}} (1 + \gamma E^{\text{sécant}} \varepsilon_{11}) \\ &\quad \Downarrow \\ \frac{E^{\text{sécant}} - E_{11}^{\text{initial compression}}}{E^{\text{sécant}} E_{11}^{\text{initial compression}}} &= \gamma \varepsilon_{11}\end{aligned}$$

Enfin, nous avons aussi pris en compte le fait que la déformation à la rupture dans les deux cas de sollicitation puisse être différente. Nous avons introduit un paramètre supplémentaire représentant la déformation à la rupture en compression ( $\varepsilon_{1R}^{\text{compression}}$ ). L'identification des paramètres  $E_{11}^{\text{compression}}$  initial,  $\gamma$  et  $\varepsilon_{1R}^{\text{compression}}$  s'effectue grâce à la courbe contrainte/déformation obtenue lors d'un essai de compression sur un stratifié  $[0]_8$ .

Toutes les caractéristiques nécessaires, définissant le modèle ci-dessus, s'obtiennent facilement à l'aide des cinq essais suivants :

- un essai de traction sur un stratifié  $[0]_8$  : identification de  $E_{11}^0$ , de  $\nu_{12}^0$  et de la déformation maximale en traction des fibres avant rupture  $\varepsilon_{11}^T$ .
- un essai de traction sur un stratifié  $[\pm 45]_{2S}$  avec plusieurs cycles de charge/décharge : identification de  $G_{12}^0$  et de la loi d'évolution de l'endommagement  $d$  ainsi que les paramètres  $R_0$ ,  $\beta$  et  $m$  pour le modèle prenant en compte la plasticité.
- un essai de traction sur un stratifié  $[45]_8$  : identification de  $G_{12}^0$  et de  $E_{22}^0$  ainsi que  $a^2$ .
- un essai de traction sur un stratifié  $[\pm 67,5]_{2S}$  avec plusieurs cycles de charge/décharge : identification de la loi d'évolution de l'endommagement  $d'$  et du terme de couplage  $b$  entre les endommagements.
- un essai de compression sur un stratifié  $[0]_8$  : identification de la déformation maximale en compression des fibres avant rupture  $\varepsilon_{1R}^{\text{compression}}$  et de la caractéristique de perte de rigidité en compression  $\gamma$ .

### 3. EXEMPLES DE VALIDATION DES MODÈLES PRÉSENTÉS

#### 3.1. Étude de plaques multi-matériaux en flexion

Nous présentons ici quelques résultats obtenus en flexion trois points dynamique sur des plaques compo-

sées de couches d'aluminium et de couches de composite verre-E/époxy. La validation de la simulation numérique est effectuée à partir des résultats expérimentaux obtenus sur un banc vertical d'essais dynamiques du laboratoire.

Trois simulations numériques sont traitées [10] :

- deux avec l'élément multi-matériaux (nouvelle solution) : une avec le modèle bi-phase et une avec le modèle homogène pour les plis composites,
- une avec la superposition de l'élément métallique et de l'élément composite bi-phase (seule solution existante avant nos travaux).

Deux types de plaques de dimensions 300 mm par 200 mm, sont testés dans le cadre de cette étude :

- la première est composée de trois couches d'aluminium d'épaisseur 1 mm et de deux couches de composite verre-E/époxy d'épaisseur 0,8 mm (l'orientation des fibres du composite est de  $0^\circ$  par rapport à la longueur de la plaque), la disposition des couches est la suivante aluminium/composite  $0^\circ$ /aluminium/composite  $0^\circ$ /aluminium,
- la seconde plaque est composée de trois couches d'aluminium d'épaisseur 1 mm, de deux couches de composite verre-E/époxy d'épaisseur 0,4 mm dont l'orientation des fibres est de  $0^\circ$  par rapport à la longueur de la plaque et de deux couches de composite verre-E/époxy d'épaisseur 0,4 mm dont l'orientation des fibres est de  $90^\circ$  par rapport à la longueur de la plaque, la disposition est la suivante : aluminium/composite  $90^\circ$ /composite  $0^\circ$ /aluminium/composite  $90^\circ$ /composite  $0^\circ$ /aluminium.

Les plaques non symétriques sont aussi analysées « à l'envers », c'est-à-dire que l'empilement se présente de la façon suivante : aluminium / composite  $0^\circ$ /composite  $90^\circ$ /aluminium/composite  $0^\circ$ /composite  $90^\circ$ /aluminium. Dans ce cas, nous constatons expérimentalement un délaminage entre la dernière couche de composite ( $90^\circ$ ) et l'aluminium.

Les essais sont réalisés avec un impacteur tombant en chute libre au milieu de la plaque à partir de différentes hauteurs sur les plaques (figure 3). Un capteur de déplacement ainsi qu'un accéléromètre nous permettent d'obtenir la déflexion maximale et l'accélération. De ces mesures, nous déterminons le déplacement, l'effort appliqué et l'énergie interne absorbée par la plaque.

Pour la simulation numérique, la plaque repose sur appuis simples et elle est sollicitée sur toute sa largeur en son milieu. Pour le maillage, nous utilisons des éléments de forme carrée, un corps rigide est employé pour charger la structure.

Nous avons relevé différentes données pour comparer les résultats numériques aux valeurs expérimentales :

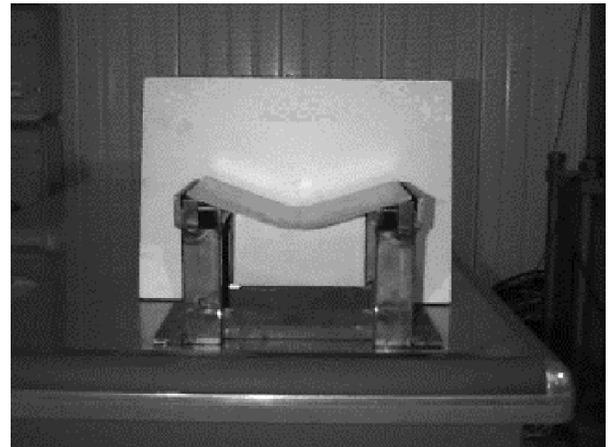


Figure 3. Vue d'une plaque après impact sur ses supports.

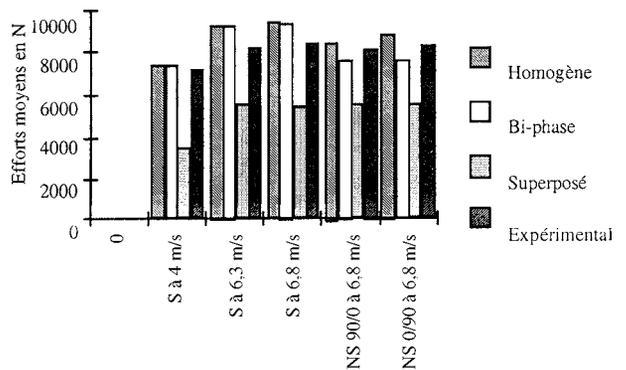


Figure 4. Efforts moyens pour les différents cas d'étude.

- sur la figure 4, nous avons repris les efforts moyens appliqués sur les plaques symétriques (S), non symétriques (NS90/0) et non symétriques retournées (NS0/90) pour différentes vitesses d'impact testées (4, 6,3 et 6,8  $m \cdot s^{-1}$ ),
- sur la figure 5, nous avons représenté les flèches maximales obtenues dans les mêmes cas d'étude.

Nous remarquons une très bonne corrélation entre les résultats expérimentaux et les valeurs issues de la simulation numérique avec les nouveaux éléments multi-matériaux. Dans tous ces cas, l'erreur commise maximale est inférieure à 12%. La superposition d'éléments à comportements différents, comme on pouvait s'y attendre, ne convient pas du tout au traitement des structures soumises à des chargements en flexion. Notre développement apporte donc des possibilités nouvelles pour l'étude par simulation numérique des structures stratifiées multi-matériaux. D'autres applications sur des tubes impactés en compression axiale ont aussi apporté des résultats numériques [11] en accord avec l'expérimentation figure 6.

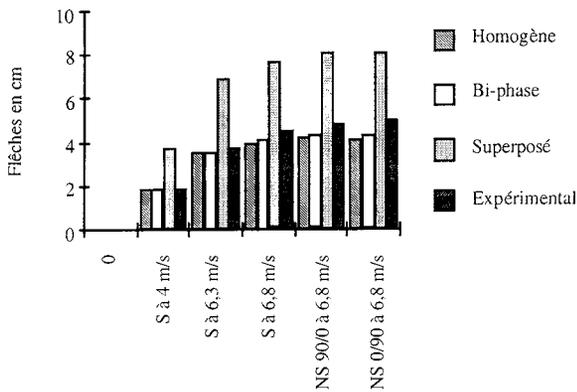


Figure 5. Flèches maximales pour les différents cas d'étude.

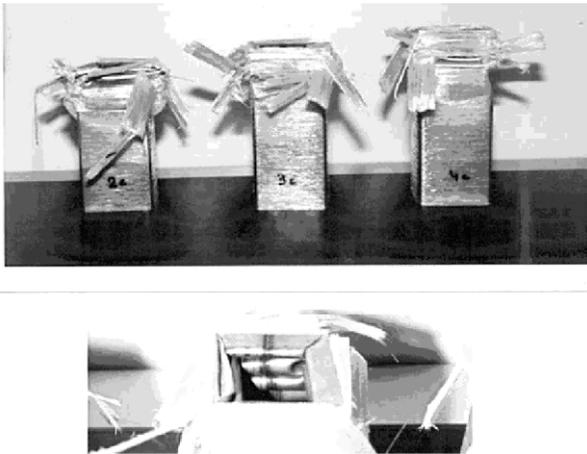


Figure 6. Écrasements de tubes multi-matériaux.

Les tubes en acier étaient renforcés par des enroulements fibres de verre et résine époxyde.

### 3.2. Étude sur un stratifié composite fibres/matrice

Nous proposons ici 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 élastique avec endommagement et du modèle intégrant la plasticité (figure 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,

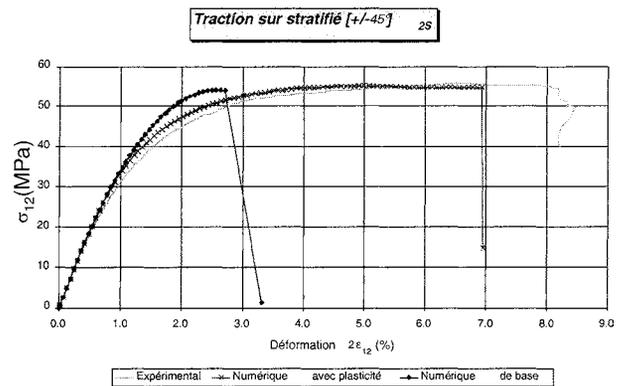


Figure 7. Comparaisons de traction sur  $[\pm 45]_{2S}$ .

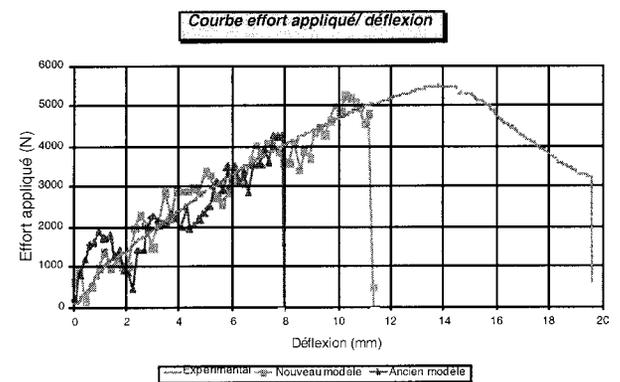


Figure 8. Courbe force/déflexion pour une flexion 3 points d'un stratifié  $[90_2, 0_2]_S$ .

mais comme le montre d'autres simulations numériques, cette influence peut être plus ou moins grande.

### 3.3. Étude de l'influence de la compression sur une plaque stratifiée

Nous proposons de simuler le comportement d'une plaque de stratifié  $[90_2, 0_2]_S$  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. Prendre ces modules égaux en traction et en compression revient donc à fragiliser la structure, entraînant ainsi une rupture prématurée de l'ensemble. Ceci se remarque nettement sur les résultats des simulations numériques de la figure 8 : la déflexion à la rupture dans le cas du modèle avec la compression intégrée, est la

plus proche de celle obtenue expérimentalement. Ce modèle tient compte de la sollicitation en compression des plis supérieurs.

#### 4. INTÉGRATION DE PHÉNOMÈNES COMPLEXES DANS LES MODÈLES NUMÉRIQUES

Malgré l'intégration des différents paramètres comme la compression au sein des modèles, la déflexion à la rupture obtenue numériquement n'est toujours pas identique à celle déterminée expérimentalement (figure 8). Les essais, expérimentaux en flexion, mettent en évidence du délaminage apparaissant au niveau des couches inférieures (couches orientées à 90°). Les résultats des simulations numériques, tant avec le modèle homogène que le modèle bi-phase, sont donc erronés puisque aucun de ces deux modèles n'intègre ce mode d'endommagement.

À travers une méthodologie développée [12] dans le cadre de travaux récents au laboratoire en collaboration avec l'établissement de Lille de l'ONERA, ces phénomènes de délaminage peuvent être intégrés dans les modèles éléments finis et peuvent apporter des résultats très satisfaisants. La présentation de cette méthodologie n'est pas exposée dans ce papier, mais peut se résumer de la manière suivante. La première partie concerne la détection du délaminage dans les structures minces stratifiées. Dans le code de calcul éléments finis, ces stratifiés sont modélisés à l'aide d'éléments de type coque. Ici, le problème de la représentation des mécanismes du délaminage dans un élément coque multicouches est abordé. La méthodologie utilise des critères en post-traitement, qui sont basés sur la mécanique de la rupture liée à la mécanique de l'endommagement par le tenseur des contraintes effectives. La seconde étape permet de prendre en compte l'influence du délaminage dans le comportement global de la structure. Cette influence est introduite par un changement local, de façon progressive durant la sollicitation, des caractéristiques mécaniques du matériau. Ces effets intégrés provoquent une modification du comportement en numérique de la structure sur les courbes de chargement et d'énergie.

Des essais ont été menés en flexion dynamique trois points pour des plaques stratifiées. La campagne expérimentale dynamique est réalisée à l'aide d'un vérin piloté en vitesse. Nous présentons ici brièvement la configuration [90<sub>2</sub>/0<sub>4</sub>/90<sub>2</sub>], qui a montré un délaminage progressif en fonction de la sollicitation, les mécanismes d'endommagement sont validés par les observa-

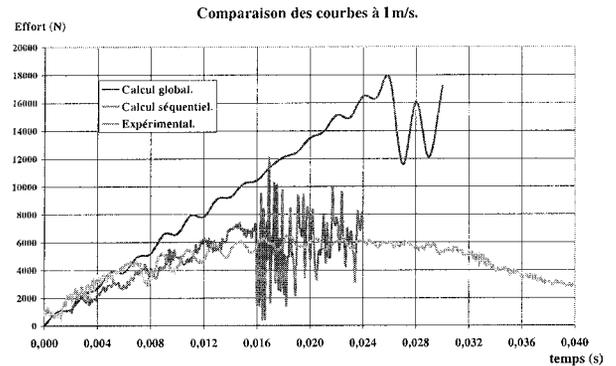


Figure 9. Comparaison des courbes d'efforts/temps.

tions faites expérimentalement à l'aide d'une caméra rapide, de capteurs d'effort et de déplacement. Deux types de calculs sont effectués : le premier dit « global » ne tient pas compte des mécanismes de délaminage détectés en post-traitement par la méthodologie, le second dit « séquentiel » intègre les modifications de caractéristiques intrinsèques aux couches. Les résultats présentés montrent le comportement de la plaque [90<sub>2</sub>/0<sub>4</sub>/90<sub>2</sub>] en flexion dynamique à une vitesse de 1 m·s<sup>-1</sup>. Les courbes numériques sont comparées à l'expérimentation. L'écart entre le calcul global et l'expérimental est important. Le calcul séquentiel apporte une amélioration considérable dans l'estimation du comportement global de la structure (figure 9).

Les oscillations importantes qui apparaissent en grande déformation traduisent la rupture de l'une des couches constitutives. Cette rupture crée une instabilité globale dans le calcul de l'effort résultant. Afin de filtrer cet effet parasite sans perdre d'information, la comparaison est réalisée sur l'évolution énergétique (figure 10). Les effets progressifs de la rupture sont ici restitués dans le calcul séquentiel, ce qui explique la différence de progression

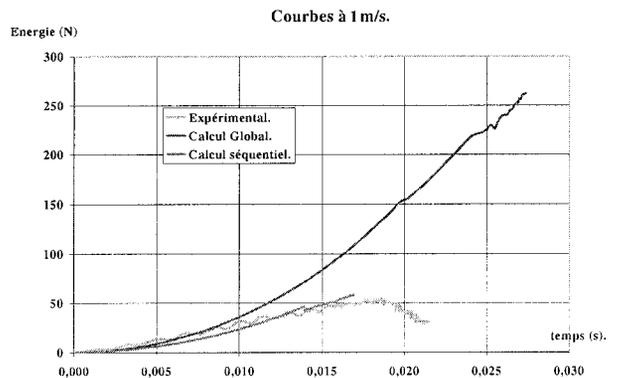


Figure 10. Comparaison des courbes d'évolution de l'énergie.

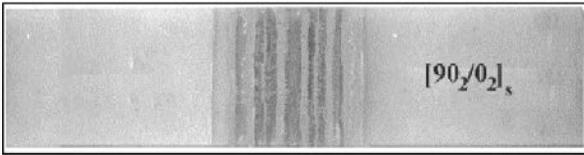


Figure 11. Délaminage en bande dans la plaque stratifiée verre-E/époxy.



Figure 12. Apparition des phénomènes de bande à chaque étape du calcul séquentiel pour un 1/2 modèle.

entre les courbes numériques. L'apport du calcul séquentiel est évident pour la prédiction du comportement global de la structure en fin d'impact. Cependant la ruine reste légèrement anticipée en numérique en raison des instabilités du calcul lorsqu'une couche est fortement endommagée.

Les phénomènes de bande, dus au délaminage, relevés expérimentalement en *figure 11* sont aussi traduits aux différentes étapes du calcul comme le montre un état de la *figure 12*.

## 5. CONCLUSION

La synthèse des travaux présentés ici, établit un bilan des recherches menées au laboratoire sur l'amélioration du comportement des stratifiés et le développement de modèles, de comportement au crash, adaptés aux matériaux composites. Les résultats présentés succinctement sont développés plus précisément dans la bibliographie. Ces recherches offrent de nouvelles possibilités aux bureaux d'études chargés de la conception de nouvelles structures. D'autres travaux actuellement en phase finale permettent l'utilisation de l'élément pour des structures composites plus diverses constituées de fibres tissées, de mats ou autres... De nouveaux développements apportent aussi des résultats sur l'influence de la vitesse de déformation dans les matériaux composites.

Des modèles intégrant ce phénomène sont maintenant disponibles [13].

## Remerciements

Nous remercions vivement la société ESI Group, le département DSME de l'ONERA Lille, le CNRS et la Région Nord pas de Calais pour leurs soutiens et leurs collaborations dans ces travaux.

## RÉFÉRENCES

- [1] Gay D., Matériaux composites, 4<sup>ème</sup> édition, Hermès.
- [2] Coutellier D., Gauthier C., Ravalard Y., Ni X., Haug E., Simulation numérique du comportement des multicouches multi-matériaux sous impact, Revue des composites et des matériaux avancés 6 (2) (1996) 199–216.
- [3] Gauthier C., Contribution à la modélisation du comportement en crash des structures stratifiées métal/composite. Développement d'un élément de coque multicouches multi-matériaux. Application à des essais dynamiques, Thèse de doctorat de Génie Mécanique, Valenciennes, 1996.
- [4] Pickett A.K., Rückert J., Ulrich D., Haug E., Material damage law suitable for crashworthiness investigation of random and directional fibre composite materials, in : 18th International Finite Element Congress, Baden-Baden, 1989, pp. 275–294.
- [5] Haug E., De Rouvray A., Crash Response of Composite Structures, Structural Crashworthiness and Failure, Elsevier, London, 1993, chapter 7, pp. 237–294.
- [6] Ladeveze P., Sur la mécanique de l'endommagement des composites, in : JNC5, Paris, 1986, Pluralis, pp. 667–683.
- [7] Ladeveze P., Le Dantec E., Damage modelling of the elementary ply for laminated composites, Composites Science and Technology 43 (1992) 257–267.
- [8] Gilletta De Saint Joseph D., Composite 2D : Modélisation mécanique et identification de la couche élémentaire, Thèse de doctorat, Université Paris VI, 1985.
- [9] Le Dantec E., Contribution à la modélisation du comportement mécanique des composites stratifiés, Thèse de l'université de P.&M. Curie, 1989.
- [10] Coutellier D., Gauthier C., Ravalard Y., Ni X., Haug E., Modélisation en flexion des multicouches multi-matériaux en dynamique rapide, in : JNC10, Paris, 29–31 octobre 1996.
- [11] Coutellier D., Gauthier C., Ravalard Y., Ni X., Haug E., Un élément multi-matériaux pour l'étude du comportement en crash de structures stratifiées, Revue Européennes des Éléments Finis 7 (1/2/3) (1998) 177–192.
- [12] Walrick J.C., Contribution au développement d'une nouvelle méthodologie pour l'étude du délaminage dans les structures stratifiées composites, Thèse de doctorat, Université de Valenciennes, 1999.
- [13] Rozycki P., Contribution au développement de lois de comportement pour matériaux composites soumis à l'impact, Thèse de doctorat, Université de Valenciennes, 2000.