

# Influence de l'endommagement matriciel sur la rupture des stratifiés avec concentration de contraintes

## *Influence of matrix damage on failure of composite materials with stress concentration*

Olivier Montagnier<sup>1</sup>, Christian Hochard<sup>2</sup>, Aldo Cocchi<sup>2</sup> et Noël Lahellec<sup>2</sup>

1 : Centre de Recherche de l'École de l'air (CReA)  
BA 701, 13361 Salon air, France  
e-mail : olivier.montagnier@ecole-air.fr

2 : Aix Marseille Univ, CNRS, Centrale Marseille, LMA, Marseille, France  
e-mail : hochard@lma.cnrs-mrs.fr, cocchi@lma.cnrs-mrs.fr & lahellec@lma.cnrs-mrs.fr

### Résumé

Ce travail s'intéresse à l'influence de l'endommagement sur la résistance en traction et compression sens fibre des composites stratifiés en expérimental et en simulation. La modélisation proposée est basée sur la mécanique de l'endommagement et l'utilisation d'un critère non local (VCR). Cette méthode est tout d'abord validée dans le cas de la traction de différents stratifiés avec différents types de concentration. Ensuite un essai de type structure aéronautique est développé. La méthode appliquée à la structure complète prédit ici parfaitement l'initiation de la fissure. Elle demande des temps de calculs relativement courts tout à fait adaptés à une approche ingénieur. Enfin le cas de la compression est étudié. La forte influence de l'endommagement de la matrice sur la rupture en compression sens fibre, est montrée et identifiée ici sur des essais homogènes sur tubes et des essais avec concentration. Elle rend la prédiction plus complexe. Ce dernier modèle a été implémenté et permet une première comparaison avec les secondes expériences.

### Abstract

This work investigates the influence of matrix damage on the tensile and compressive strength of laminated composite fibers in experimental and numerical simulations. The proposed modeling is based on damage mechanics and the use of a non-local criterion (VCR). This method is first validated in the case of the traction of different laminates with various types of concentration. Then, a representative test of an aeronautical structure is developed. The method applied to the complete structure perfectly predicts the initiation of the crack. It requires relatively short calculation times quite suitable for an engineer approach. Finally, the case of compression is studied. The strong influence of the damage of the matrix on the compressive fracture in the fiber direction is shown and identified on homogeneous tubular specimens and specimens with stress concentration. It makes the prediction more complex. This last model has been implemented and allows a first comparison with the second experiments.

**Mots Clés :** traction - compression - expérimental - carbone/époxy - endommagement - concentration de contrainte.  
**Keywords :** tension - compression - experimental - carbon/epoxy - damage - stress concentration.

## 1 Introduction

La prédiction de la rupture des matériaux composites stratifiés est toujours un enjeu fondamental. Sa complexité est liée aux nombreux mécanismes pouvant intervenir dans la phase de dégradation du matériau sous charge (endommagement diffus, fissures transverse, décohésion fibres/matrice, délaminages, ...) et le type de rupture (traction/compression sens fibre). Diverses approches, plus ou moins complexes, ont été développées depuis de nombreuses années pour traiter ce problème. L'approche proposée ici est d'utiliser la mécanique de l'endommagement à l'échelle du pli [1] et des critères de ruptures non locaux [2, 3, 4]. Cette approche est adaptée à la prédiction de la rupture pour des géométries complexes présentant des concentrations de contrainte. La mécanique de l'endommagement est utilisée pour décrire l'endommagement diffus mais pas les délaminages ni les « splits ». Le critère non local, développé dans [3, 4], permet de prédire l'initiation de la rupture au bord. L'objectif de ce papier est d'étudier l'influence de l'endommagement sur la résistance en traction et compression sens fibre des composites stratifiés en expérimental et en simulation.

Après une présentation du modèle, l'identification et la validation du modèle à partir d'essais de traction de différents stratifiés avec différents types de concentration sont rappelées. Dans un second temps, pour valider l'approche proposée dans un cadre plus réaliste, un essai de type structure aéronautique est développé. La méthode est appliquée à la structure complète et comparée à l'expérience. Enfin, la dernière partie se focalise sur le développement du modèle (endommagement et critère non local) dans les cas où la compression est à l'origine de la rupture. Il est d'abord rappelé que dans ce cas, à partir d'essais sur tubes, l'endommagement de la matrice influençait largement la rupture en compression sens fibre. Ensuite, des essais de compression pure sont menés sur des éprouvettes en carbone/époxy monolithiques saines ou endommagées avec concentration de contrainte et sont comparés aux simulations.

## 2 Mécanique de l'endommagement et critère non-local

### 2.1 Comportement endommageable du pli UD

L'endommagement est supposé n'exister que dans le plan du pli méso. Il est considéré uniforme dans l'épaisseur du pli, ce qui suppose implicitement que le gradient de déformation est faible dans cette direction. Il est exprimé en terme de perte de rigidité

$$E_1 = E_1^0 (1 - d_1) ; E_2 = E_2^0 (1 - d_2) ; G_{12} = G_{12}^0 (1 - d_{12}) \quad \text{with} \quad \{d_1, d_2, d_{12}\} \in [0, 1] \quad (1)$$

où  $d_1$ ,  $d_2$  et  $d_{12}$  sont respectivement les endommagements dans les directions axiale, transverse et de cisaillement. Les états d'endommagement sont initialement nul ainsi  $E_1^0$ ,  $E_2^0$  et  $G_{12}^0$  sont les rigidités initiales directions axiale, transverse et de cisaillement. Si on suppose un état de contraintes planes et les hypothèses de petites perturbations vraies, l'énergie de déformation locale dans chaque pli peut s'écrire en terme de contraintes sous la forme suivante [1]

$$E = \frac{1}{2} \left( \frac{\langle \sigma_1 \rangle_+^2}{E_1^0 (1 - d_1)} + \frac{\langle \sigma_1 \rangle_-^2}{E_1^0} + \frac{\langle \sigma_2 \rangle_+^2}{E_2^0 (1 - d_2)} + \frac{\langle \sigma_2 \rangle_-^2}{E_2^0} - 2 \frac{\nu_{12}^0}{E_1^0} \sigma_1 \sigma_2 + \frac{\sigma_{12}^2}{G_{12}^0 (1 - d_{12})} \right) \quad (2)$$

où  $\langle \cdot \rangle_+$  et  $\langle \cdot \rangle_-$  représentent la partie positive et la partie négative. On remarque dans cette expression que la compression n'entraîne pas d'endommagement supplémentaire car cette sollicitation a tendance à refermer les fissures. Il est connu que les mécanismes d'endommagement comme la microfissuration de la matrice diminuent en même temps la rigidité transverse et celle de cisaillement. Aussi, une hypothèse importante du modèle sera de considérer que les endommagements dans ces deux directions sont égaux

$$d_{12} = d_2 \quad (3)$$

Les forces thermodynamiques associées aux variables internes peuvent être déduites de l'expression de l'énergie de déformation

$$Y_{d_j} = \frac{\partial E}{\partial d_j} = \frac{\langle \sigma_j \rangle_+^2}{2E_j^0 (1 - d_j)^2} \quad j \in \{1, 2\} ; \quad Y_{d_{12}} = \frac{\partial E}{\partial d_{12}} = \frac{\sigma_{12}^2}{2G_{12}^0 (1 - d_{12})^2} \quad (4)$$

L'évolution des variables internes dépend de ces forces thermodynamiques ou plus spécifiquement de la valeur maximale atteinte durant le trajet de chargement. Dans la direction des fibres, la rupture est fragile et correspond à un modèle à seuil (échelon). Il a cependant été montré dans [5] que le seuil pouvait évoluer pour de très forts niveaux d'endommagement transverse (ou de cisaillement). On considère la loi suivante

$$d_1 = 0 \quad \text{si} \quad Y_{d_1} < Y_{d_1}^{\max}(d_2) \quad \text{sinon} \quad d_1 = 1 \quad (5)$$

L'endommagement dans la direction transverse est basé sur une loi statistique [6]

$$d_2 = \left\langle 1 - e^{-(Y_{eq} - Y_0)} \right\rangle_+ \quad \text{avec} \quad \dot{d}_2 \geq 0 \quad (6)$$

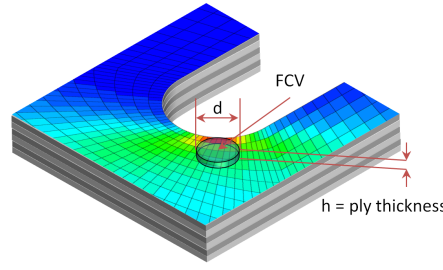


FIGURE 1 – Schéma du volume caractéristique de rupture (FCV) au bord de l'entaille

où  $Y_{eq} = aY_{d_2}^m + bY_{d_{12}}^n$  est une force thermodynamique équivalente qui tient compte des mécanismes de couplage entre la direction transverse et celle de cisaillement. Le modèle est étendu au cas de la fatigue dans [7].

## 2.2 Déformation inélastique du pli UD

Des déformations inélastiques ont été observées dans le cas de stratifiés [45]<sub>8</sub> dans [6]. Ici, seules les déformations inélastiques en cisaillement sont prises en compte. D'après [1], le couplage entre l'endommagement et la plasticité est écrit à partir de la contrainte effective et de la déformation effective

$$\tilde{\sigma}_{12} = \frac{\sigma_{12}}{1 - d_{12}} \quad \text{and} \quad \dot{\tilde{\epsilon}}_{12}^p = \dot{\epsilon}_{12}^p (1 - d_{12}) \quad (7)$$

Un modèle d'érouissage cinématique linéaire est utilisé pour d'écrire l'évolution de ces variables en supposant que les contraintes  $\sigma_{11}$  and  $\sigma_{22}$  n'ont pas d'influence

$$f = |\tilde{\sigma}_{12} - C_0 \tilde{\epsilon}_{12}^p| - R_0 \quad (8)$$

où  $R_0$  est le seuil de plasticité et  $C_0$  est le coefficient de la loi linéaire.

## 2.3 Critère non-local

Dans [8], il a été mesuré sur des plaques en carbone/époxy quasi-isotropes avec concentration de contrainte (trou, entaille, ...) qu'un critère local sous-estime fortement la force de rupture. Whitney et Nuismer [2] ont depuis longtemps mis en évidence cet effet sur les matériaux composites et ont proposé d'utiliser deux méthodes pour prévoir la rupture : le « point stress » et l'« average stress ». Ces méthodes font l'hypothèse que la rupture apparaît lorsque la contrainte (ou sa moyenne) à une distance caractéristique du bord est égale à la contrainte maximale de traction. La longueur caractéristique dépend du matériau utilisé. Ici, un volume caractéristique de rupture (FCV, cf. Fig. 1), ayant l'épaisseur d'un pli et cylindre, est utilisé [8, 9]. Il semble plus adapté numériquement puisqu'il suffit de calculer la contrainte moyenne dans ce volume et de déplacer ce volume dans tous le stratifié. Le critère est écrit en contrainte (ou sur la force thermodynamique équivalente)

$$d_1 = 0 \quad \text{if} \quad \bar{Y}_{d_1} = \frac{(\frac{1}{V} \int \langle \sigma_1 \rangle_+ dV)^2}{2E_1^0} < Y_{d_1}^{\max} \quad \text{with} \quad V = t \times S \quad \text{else} \quad d_1 = 1 \quad (9)$$

où  $t$  est l'épaisseur du pli et  $S$  est la surface caractéristique. L'évolution de l'endommagement local, des déformations anélastiques et du critère non-local ont été introduit dans une Umat d'ABAQUS. L'implémentation de la méthode est donnée dans [8, 9].

## 2.4 Cas des matériaux tissés

Pour obtenir un modèle général applicable à une grande classe de plis allant du quasi-unidirectionnel au pli tissé déséquilibré, il a été proposé dans [10] de considérer qu'un pli de matériau tissé peut être représenté par un stratifié  $[0^\circ, 90^\circ]$  constitué de plis UD. L'hypothèse consiste à considérer que ces plis subissent exactement le même niveau de déformation et que l'épaisseur des plis respecte le pourcentage des fibres dans les directions respectives.

### 3 Éprouvettes en tension avec concentration de contrainte

L'identification et la validation de la méthode est d'abord dans le cas d'essais de traction sur des éprouvettes avec différents types de concentration de contraintes. Le matériau utilisé est un verre E satin de cinq 1055/ES18 : 83% de fibres dans la direction chaîne et 17% dans la trame. Ainsi, le stratifié correspondant est constitué de 83% de plis UD à  $0^\circ$  et de 17% de plis UD à  $90^\circ$  et son épaisseur totale est égale à celle du pli tissé. La figure 2 présente le cas de la plaque trouée et de la plaque avec encoche [4]. L'identification de la surface caractéristique (diamètre du cylindre  $d$ ) et de la contrainte à rupture  $\sigma_1^{\max}(= \sigma_t)$  est réalisée uniquement sur deux plaques trouées, celles constituées d'un  $[0^\circ]_8$  et d'un  $[90^\circ]_8$  (Fig. 2a et Tab. 1). On trouve pour le matériau étudié un diamètre caractéristique de 0.6 mm qui correspond environ à la dimension de la mèche. La comparaison entre la rupture expérimentale et celle prédite par le critère non-local est très bonne. Il est aussi montré dans [4] que le critère non local associé au modèle matériau purement élastique donné de moins bon résultats. Enfin, l'étude de la taille du maillage EF montre que contrairement au modèle local, le critère non local est insensible [3].

TABLE 1 – Propriété de l'UD équivalent pour le tissé déséquilibré verre/epoxy 83/17

$E_1^0$	$E_2^0$	$G_{12}^0$	$\nu_{12}$	$a$	$b$	$c$	$m$	$n$	$Y_0$	$C_0$	$R_0$	$\sigma_t^{UD}$	$\sigma_c^{d=0}$	$t$
GPa	GPa	GPa	-	MPa $^{-m}$	MPa $^{-n}$	-	-	-	-	MPa	MPa	MPa	MPa	mm
40.5	13.45	4.8	0.25	0.9	0.32	1	0.75	0.75	0	4500	60	960	-	

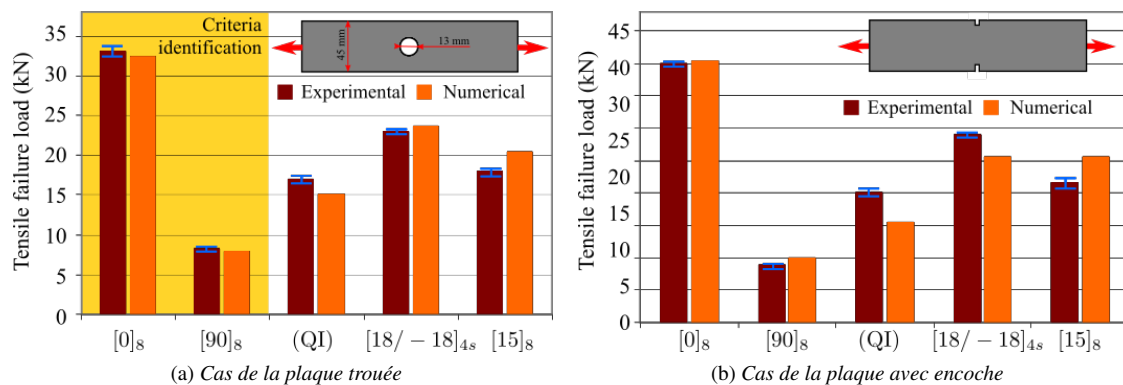


FIGURE 2 – Comparaisons entre tests et prédictions numériques dans le cas de différents stratifiés à forts gradients de contrainte en verre/epoxy 83/17 [4]

### 4 Éprouvette structure en flexion/torsion

#### 4.1 Conception et réalisation de l'essai

Pour augmenter la confiance dans le modèle, une éprouvette technologique représentative d'une structure aéronautique a été développée. Cette démarche est similaire à celle du projet VERTEX où l'objectif est de soumettre des plaques composites (entaillés ou non) à des chargement complexes [11]. Ce chargement est obtenu grâce une boîte de grande dimension soumise à un chargement de flexion/torsion. Ici la structure est une éprouvette sandwich entaillée aussi soumise à de la flexion/torsion comme dans le cas de la pale étudiée par Galucio *et al.* [12](Fig. 3). L'avantage de l'approche proposé est de réaliser un chargement isostatique permettant de simuler directement l'état de contrainte proche de l'entaille. Dans le cas du projet VERTEX, la plaque est boulonnée à la boîte et nécessite une analyse complexe par DIC pour reconstruire un champ admissible au bord de la plaque. En revanche, ce montage permet d'étudier des problèmes de flambage que l'on cherche plutôt à éviter ici.

L'éprouvette sandwich (925mm x 325mm x 21mm) est simplifiée par rapport à une structure réelle. Elle est constituée du verre/epoxy 83/17 et d'une âme en mousse. La face entaillée est constituée d'un

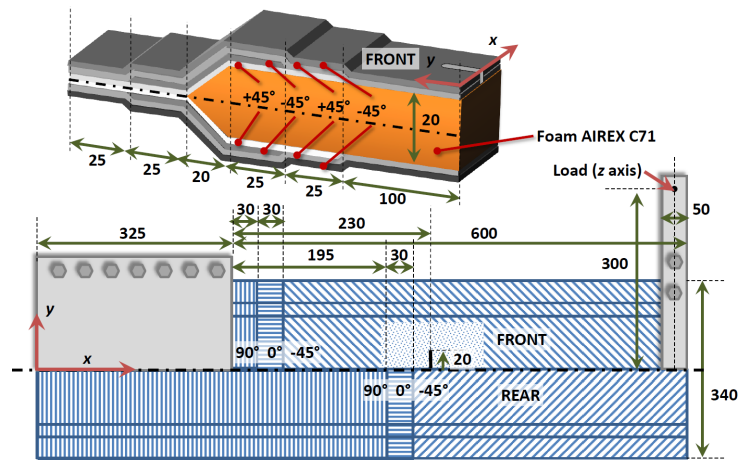
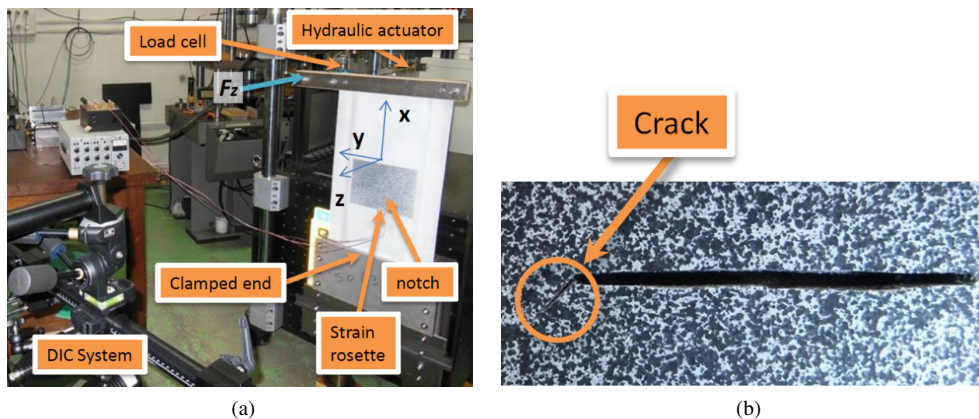


FIGURE 3 – Géométrie de l'essai et de l'éprouvette, et séquence d'empilement

$[\pm 45^\circ]$ . L'entaille mesure  $40 \text{ mm} \times 1 \text{ mm}$ . Pour introduire le chargement, une force de traction est appliquée à un bras de levier à une des extrémités de l'éprouvette. L'autre côté est encastré. Le principal objectif de la géométrie et de la séquence d'empilement est de minimiser le risque de flambage, le risque de rupture à l'encastrement et le risque de délaminage de manière à se focaliser sur l'initiation de la rupture au bord de l'entaille. Ainsi, les deux faces de l'éprouvette sont collées et renforcées par des plis à  $+45^\circ$  et  $-45^\circ$  pour limiter le risque de délaminage. La face arrière, principalement soumise à de la compression, est aussi renforcée par un pli de  $0^\circ$  et un pli de  $90^\circ$  pour empêcher le flambage local. L'étude du risque de flambage de la face comprimée est donnée dans [13, 14].

FIGURE 4 – Essai de l'éprouvette structure en flexion/torsion : (a) Montage expérimental; (b) propagation stable de la fissure à  $45^\circ$  au bord de l'entaille à la fin de l'essai

Le montage expérimental est présenté sur la Fig. 4 (a). Durant l'essai, les déformations au bord du trou sont mesurées avec de la corrélation d'image (ARAMIS). Les grands déplacements hors plan oblige l'utilisation d'un système de corrélation 3D. Une rosette a été placée au bord du trou pour qualifier la qualité de la mesure par corrélation. La force de traction  $F$  est appliquée par un vérin hydraulique et mesurée par une cellule d'effort. Le vérin est suffisamment éloigné du point d'application de la force par un câble pour garantir une direction de l'effort (axe  $z$ ) quasiment constante pendant l'essai. L'initiation de la fissure au bord de l'entaille est observée pour  $F = 104 \text{ daN}$ . La propagation de la fissure à  $-45^\circ$  est stable (cf. Fig. 4b) jusqu'à la fin de l'essai pour  $F = 120 \text{ daN}$ .

## 4.2 Comparaison de l'essai avec la simulation

Dans un premier temps, seulement l'aire mesurée avec la DIC est simulée dans ABAQUS comme dans le cas du projet VERTEX. Les champs de déplacements 3D des bords de la face extérieure, issu de la DIC, sont traités sous MATLAB pour obtenir des approximations polynomiales. Ces polynômes

sont ensuite implémentés dans le modèle élément finis au niveau du plan moyen. Cela suppose que les courbures sont faibles ce qui est le cas ici. Les résultats sont donnés dans [13, 14].

Cependant, le problème étant isostatique, il tout a fait raisonnable de simuler l'éprouvette dans son ensemble. Le maillage est donné sur la Fig. 5a. Deux simulations sont réalisées : une linéaire au sens du matériau (théorie des stratifiés et grands déplacements) et une non linéaire (théorie des stratifiés, grands déplacements, endommagement et plasticité). La simulation montre notamment des déplacements importants (Fig. 5b). Le temps de ces simulations sur un PC standard est de l'ordre de la dizaine de minutes dans le cas linéaire et supérieur à 3 heures dans le cas non linéaire. En utilisant un critère local comme le critère de contrainte maximale ( $\sigma_{fUD}^{\max} = 960$  MPa) pour prédire la première rupture de pli, la force à rupture est sous estimée d'un facteur 3.5 ( $F_{\max} = 30$  daN). En revanche, le critère non-local proposé donne une force à rupture de 99.1 daN quasi similaire à la valeur expérimentale (erreur de 4.71%). Il est nécessaire de préciser que le modèle permet de prédire l'initiation de la fissure au bord de l'entaille (première rupture d'un pli) mais pas la propagation.

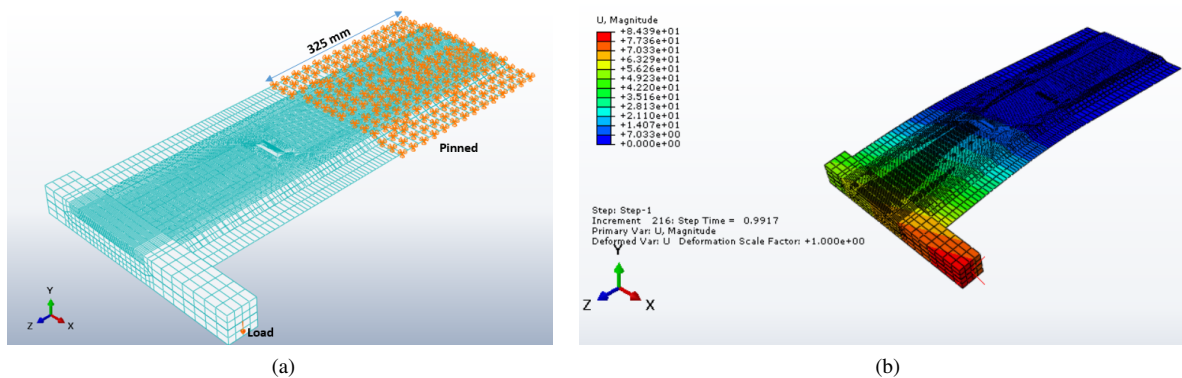
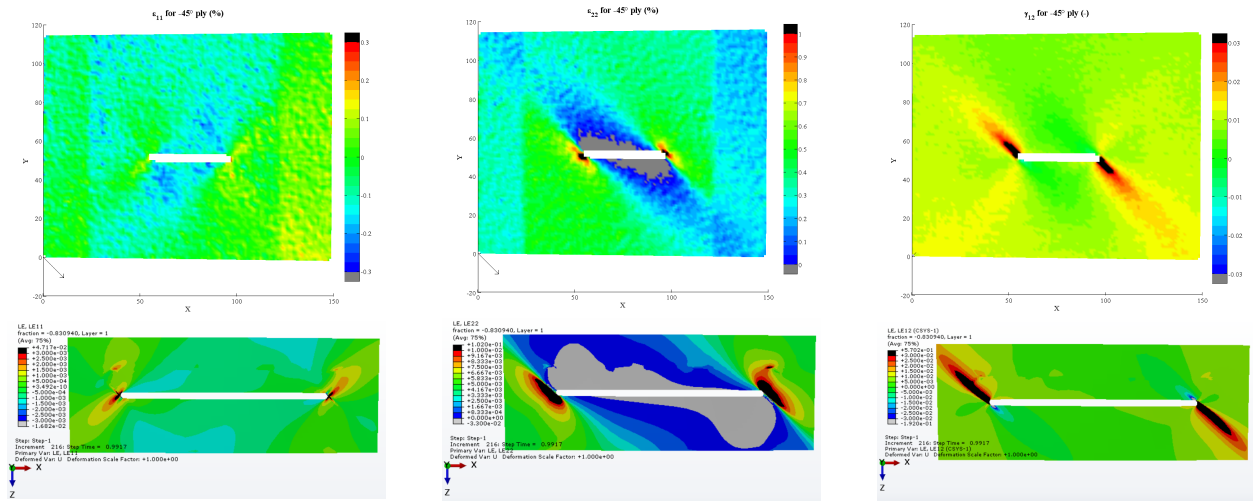


FIGURE 5 – Simulation de l'éprouvette structure en flexion/torsion sous ABAQUS : (a) maillage; (b) déplacement au moment de la rupture sans facteur d'amplification

La simulation (de la surface extérieure du stratifié) et la DIC sont données sur la Fig. 6. Le champ expérimental correspond à l'état juste avant l'initiation de la fissure et pour la simulation, au moment où le critère non-local prédit la première rupture de pli. Dans la Fig. 6, les champs de déformation longitudinale (échelle entre -0.3% et 0.3%), transverse (échelle entre 0% et 1%) et de cisaillement (échelle entre -3% et 3%) obtenus avec la simulation corréleront très bien les champs expérimentaux. Une comparaison plus précise est donnée sur la Fig. 7. En remarquant que l'aire où la DIC n'est pas résolu est plus grand que l'entaille, on remarque que les champs de déformation sont très similaires. Enfin quand on compare la contrainte longitudinale au bord de la zone de rupture (cf. [13, 14]), on note qu'elle est 3.5 fois plus grande que la contrainte longitudinale en tension pour le modèle linéaire et 6 fois pour le modèle non linéaire. Ce qui montre l'intérêt d'utiliser un modèle non local même dans le cas de la mécanique de l'endommagement.

## 5 Éprouvettes en compression avec concentration de contrainte

Une étape supplémentaire de la validation du modèle proposé concerne le cas des concentrations de contrainte en compression. Ce cas est fondamental car il peut souvent être rencontré dans une structure contrairement au cas de la compression pure qui est un chargement assez théorique. Cependant il est plus complexe que le chargement de tension pour au moins deux raisons. La première est qu'il est particulièrement difficile de qualifier expérimentalement le comportement d'un composite à fibres longues. La seconde est que dans ce cas l'état d'endommagement de la matrice influence le critère de rupture en plus de l'état de contrainte. Ce phénomène, qui a été déjà observé en traction dans [15] et qui explique la dépendance en  $d_2$  du seuil de rupture de l'Eq. 5, est bien plus important en compression.



(a) Mesure et simulation de la déformation longitudinale du pli à  $-45^\circ$  (b) Mesure et simulation de la déformation transverse du pli à  $-45^\circ$  (c) Mesure et simulation de la déformation de cisaillement du pli à  $-45^\circ$

FIGURE 6 – Comparaison des champs de déformation sur la surface externe de l'éprouvette (déformation en %)

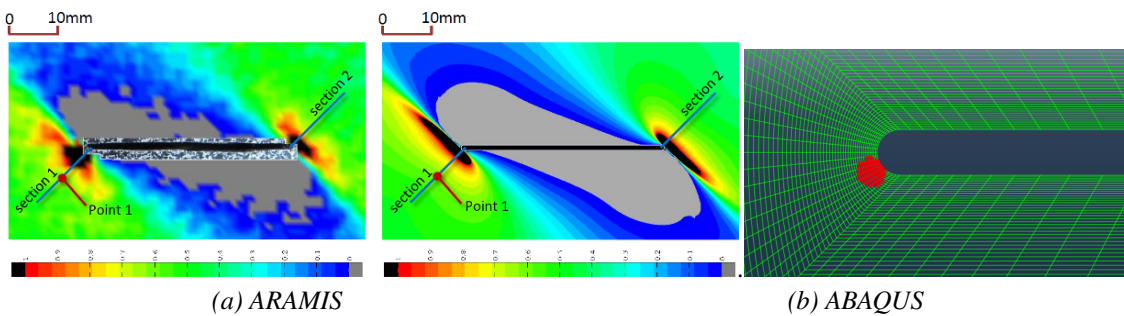


FIGURE 7 – Déformation normale dans la direction  $(x + y)$  autour de l'entaille avant l'apparition de la fissure (en %) et VCR donnant la rupture dans le calcul EF

## 5.1 Effet de l'endommagement transverse sur la compression sens fibre

L'étude de l'influence de l'endommagement sur la compression nécessite de trouver des protocoles expérimentaux permettant à la fois d'endommager le matériau et de le comprimer [16, 17, 18]. Les deux peuvent être réalisés simultanément ou successivement. La seconde voie permet une meilleure maîtrise des deux mécanismes.

Une solution proposée par Hochard *et al.* [15] pour quantifier l'effet de l'endommagement sur la résistance en traction est d'utiliser des tubes en forme d'haltère en tissu équilibré (orientés selon l'axe du tube) (Fig 8a). Ces éprouvettes étaient d'abord sollicitées en fatigue en torsion (cisaillement pur du tissé) pour créer un endommagement homogène dans la zone centrale. Ensuite, un essai de traction était réalisé jusqu'à rupture. Cette solution est reprise ici en tenant compte des contraintes liées à la compression. La première étape consiste à endommager la zone centrale de l'éprouvette par cisaillement en fatigue. Une étape intermédiaire consiste à ré-aligner les fibres dans l'axe de compression de la machine. Enfin, un essai de compression est réalisé jusqu'à rupture. Le protocole complet de l'expérience est décrit dans [16, 18].

La Fig. 8b montre le comportement de tubes en tissu équilibré carbone/epoxy (G939/M18) pour divers niveaux d'endommagement. Ces courbes montrent que l'endommagement n'influence pas la rigidité mais influence fortement la rupture. La Fig. 8c issue de [18] synthétise cet effet. Elle montre qu'en présence d'endommagement, celui-ci abaisse significativement la résistance en compression dans le sens des fibres. Dans [18], un modèle très simple à l'échelle méso est proposée pour rendre compte du phénomène :

$$\varepsilon_c(d) = \varepsilon_c^{d=0}(1 - d) \quad (10)$$

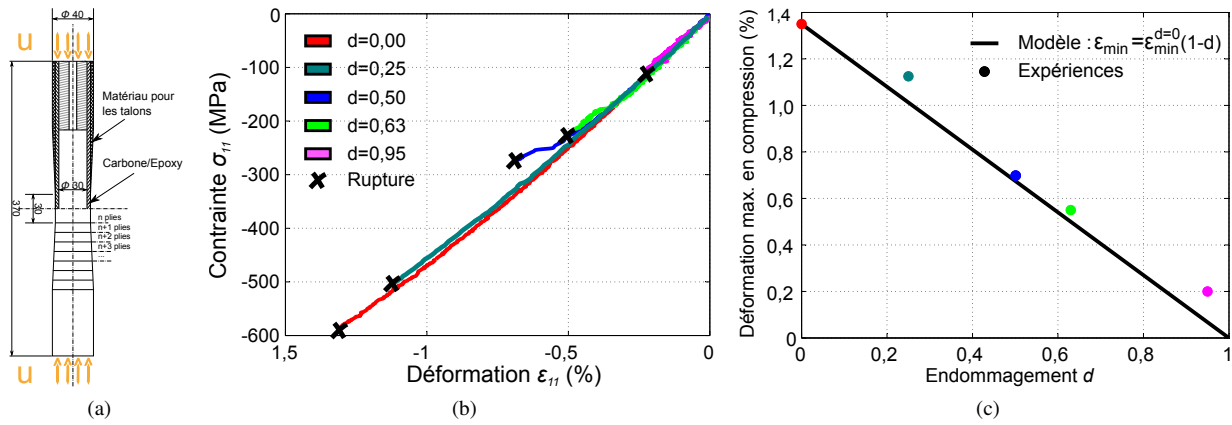


FIGURE 8 – Effet de l’endommagement sur le comportement en compression sens fibre mesuré sur des tubes stratifiés. (a) Comportement en compression. (b) Déformation à rupture en compression. [18]

où  $\epsilon_c$  est la déformation à rupture en compression (1.35 % pour ce matériau). Le passage à la contrainte n’est pas trivial car le comportement en compression n’est pas linéaire. Cependant le modèle à un paramètre proposé par Allix *et al.* [19] et identifié dans [20, 18] peut suffire :

$$\sigma = E_{11}^0(1 + \alpha\epsilon)\epsilon \quad (11)$$

où  $E_{11}^0$  et  $\alpha$  valent respectivement 53 000 MPa et 12 pour ce matériau.

## 5.2 Compression avec concentration de contrainte

TABLE 2 – Properties of the unidirectional carbon/epoxy material T700GC/M10

$E_1^0$	$E_2^0$	$G_{12}^0$	$\nu_{12}$	$a$	$b$	$c$	$m$	$n$	$Y_0$	$C_0$	$R_0$	$\sigma_r$	$\sigma_c^{d=0}$	$\gamma$	$t$
GPa	GPa	GPa	-	MPa $^{-m}$	MPa $^{-n}$	-	-	-	-	MPa	MPa	MPa	MPa	-	mm
110	7.5	3.9	0.3	1	0.55	1	0.65	0.6	0	8500	55	2314	1500	15	0.26

Les essais de compression pure, dit homogènes, sont extrêmement complexes à réaliser. Ils engendrent généralement une rupture soit par flambage global, soit par concentrations de contraintes proche des mors [21]. Les concentrations de contraintes sont donc un bon moyen de favoriser une rupture par compression [22, 23, 24]. Il est proposé ici de définir des barreaux dont la géométrie et les concentrations permettent d’écarter le risque de flambage. L’essai a été conçu pour permettre d’introduire un endommagement par fatigue. Par une approche assez similaire au cas précédent, il est proposé de solliciter en traction cyclique des plaques épaisses  $[45,-45]_{ns}$  constituées de plis en carbone/époxy unidirectionnel en traction [25]. Des barreaux sont ensuite découpés à  $45^\circ$  pour obtenir des éprouvettes  $[0,90]_{ns}$  puis trois types de concentration sont réalisés : un trou central, des encoches et une forme haltère. Ces barreaux sont ensuite comprimés jusqu’à rupture. Les champs n’étant plus homogènes, ces essais sont suivis par DIC. L’étude du flambage permet de valider les géométries des barreaux de la Fig. 9 pour une épaisseur de 52 plis (6.7 mm d’épaisseur) [25]. En plus des éprouvettes saines, trois plaques  $[45,-45]_{13s}$  mesurant 500 mm par 90 mm sont réalisées en carbone/époxy unidirectionnel (T700GC/M10) en autoclave (Tab. 2). Après le chargement de fatigue, les valeurs d’endommagement obtenus pour les trois plaques sont de 0.23, 0.4 et 0.6.

Comme dans le paragraphe 3, les essais de compression avec concentration de contrainte sont utilisés pour l’identification du modèle. Il est donc là aussi nécessaire d’utiliser un critère non-local. Les critères *point stress* et *average stress* [2] sont utilisés en première approche ici mais en déformation car la corrélation d’image donne directement le champ de déformation et que le comportement du matériau en compression est non linéaire (Fig. 8b). L’analyse de ces champs est donné dans [25]. Elle permet de montrer une évolution de la déformation à rupture sens fibre en fonction de l’endommagement (Fig. 10b) proche des résultats précédents (Fig. 8c). Cependant cet analyse à nécessité de



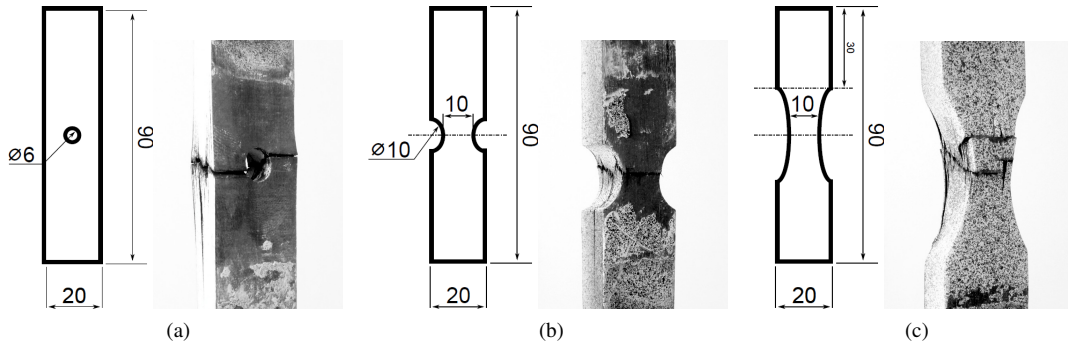


FIGURE 9 – Géométrie des éprouvettes avec concentrations de contrainte et état des éprouvettes sans défaut d’alignement après rupture en compression : (a) éprouvette trouée ; (b) éprouvette avec encoches ; (c) éprouvette haltère [16]

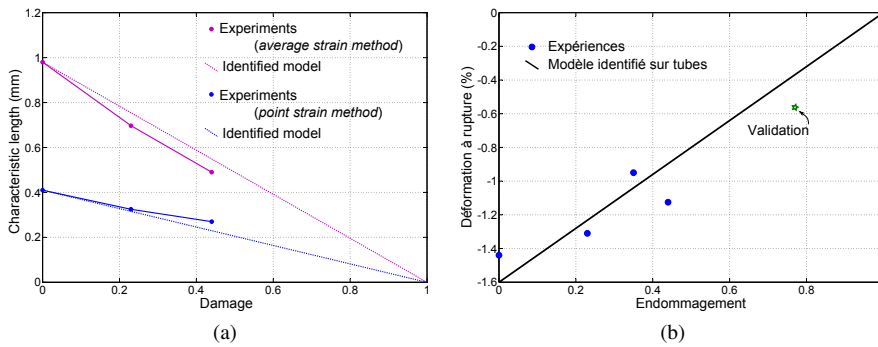


FIGURE 10 – Effet de l’endommagement sur le comportement en compression sens fibre mesuré (par interpolation) sur des barreaux avec concentration de contraintes. (a) Longueurs caractéristiques pour les critères point strain et average strain. (b) Déformation à rupture en compression.

faire varier les longueur caractéristiques des critères non locaux utilisé ce qui n’a pas été observé en tension.

Pour simuler ces essais, le modèle précédent (Eqs. 10-11) a été implémenté sous ABAQUS. En revanche la variation du diamètre du VCR en fonction du niveau d’endommagement local n’a pas été implémentée. Ce point n’est pas fondamental ici car la rupture des éprouvettes est obtenue dans la zone centrale où l’endommagement évolue peu ou pas durant l’essai par rapport à l’endommagement initialement introduit. Sur la Fig. 11, la comparaison des essais sur deux exemples d’éprouvettes juste avant la rupture montre une corrélation correcte du champ de déformation longitudinal.

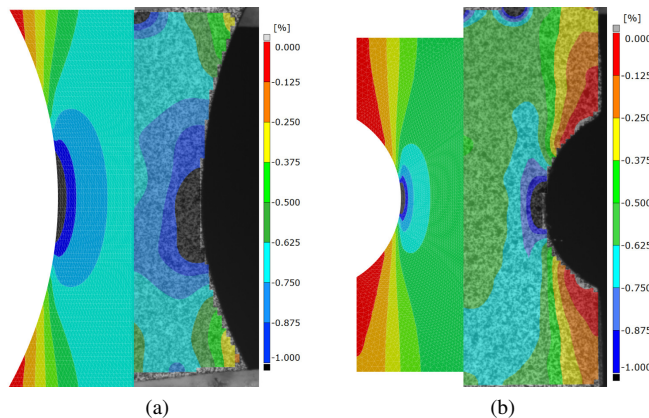


FIGURE 11 – Champ de déformation longitudinal simulé et mesuré pour deux types d’éprouvettes carbone/époxy monolithiques avec concentration de contrainte en compression pure

## 6 Conclusion

En conclusion, cet article présente une étude générale de l'influence de l'endommagement matriciel sur la rupture des stratifiés avec concentration de contraintes en expérimental et en simulation. L'approche proposée est basée sur la mécanique de l'endommagement et l'utilisation d'un critère non local (VCR). Cette méthode a été validée dans le passé pour le cas de la traction de différents stratifiés avec différents types de concentration. On montre maintenant qu'elle prédit parfaitement l'initiation de la fissure dans le cas d'une éprouvette à l'échelle d'une structure et qu'elle est demandée des temps de calculs relativement courts, adaptés à une approche ingénieur. Enfin le cas de la compression est étudié. La forte influence de l'endommagement de la matrice sur la rupture en compression sens fibre, démontrée ici par des essais homogènes et des essais avec concentration, rend la prédiction plus complexe. L'augmentation du nombre de paramètres à identifier ainsi que la difficulté à mener des essais de compression est une source supplémentaire de complexité. Le modèle a été implémenté sous ABAQUS et permet une première comparaison avec l'expérience.

## 7 Remerciements

Le Ministère des Armées, par l'intermédiaire de la Direction Générale de l'Armement, et l'Université d'Aix-Marseille sont remerciés pour leur soutien financier.

## Références

- [1] P. Ladevèze and E. Le Dantec. Damage modelling of the elementary ply for laminated composites. *Composites Science and Technology*, 43(3) :257–267, 1992.
- [2] J Ma Whitney and RJ Nuismer. Stress fracture criteria for laminated composites containing stress concentrations. *Journal of Composite Materials*, 8(3) :253–265, 1974.
- [3] Ch. Hochard, S. Miot, N. Lahellec, F. Mazerolle, M. Herman, and J.P. Charles. Behaviour up to rupture of woven ply laminate structures under static loading conditions. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, 40(8) :1017 – 1023, 2009. Special Issue : 15th French National Conference on Composites - {JNC15}.
- [4] Stéphanie Miot, Ch Hochard, and Noël Lahellec. A non-local criterion for modelling unbalanced woven ply laminates with stress concentrations. *Composite Structures*, 92(7) :1574–1580, 2010.
- [5] C Hochard, S Miot, Y Thollon, N Lahellec, and J-P Charles. Fatigue of laminated composite structures with stress concentrations. *Composites Part B : Engineering*, 65(0) :11 – 16, 2014.
- [6] Y Thollon and Ch Hochard. A general damage model for woven fabric composite laminates up to first failure. *Mechanics of Materials*, 41(7) :820–827, 2009.
- [7] Ch Hochard and Y Thollon. A generalized damage model for woven ply laminates under static and fatigue loading conditions. *International Journal of Fatigue*, 32(1) :158–165, 2010.
- [8] Christian Hochard, Noël Lahellec, and Cyril Bordreuil. A ply scale non-local fibre rupture criterion for cfrp woven ply laminated structures. *Composite Structures*, 80(3) :321–326, 2007.
- [9] C. Hochard, S. Miot, N. Lahellec, F. Mazerolle, M. Herman, and JP Charles. Behaviour up to rupture of woven ply laminate structures under static loading conditions. *Composites Part A*, 40(8) :1017–1023, 2009.
- [10] Y. Thollon and C. Hochard. A general damage model for woven fabric composite laminates up to first failure. *Mechanics of Materials*, 41(7) :820 – 827, 2009.
- [11] Joël Serra, Jean-Emmanuel Pierré, Jean-Charles Passieux, Jean-Noël Périé, Christophe Bouvet, and Bruno Castanié. Validation and modeling of aeronautical composite structures subjected to combined loadings : the vertex project. part 1 : experimental setup, fe-dic instrumentation and procedures. *Composite Structures*, 179 :224–244, 2017.
- [12] AC Galucio, P Jetteur, D Trallero, and JP Charles. Toward numerical fatigue prediction of composite structures : application to helicopter rotor blades. In *3rd ECCOMAS Thematic Conference on Mechanical Response of Composites*, volume 94, 2011.
- [13] Olivier Montagnier, Jean-Paul Charles, Gabriel Eyer, Christian Hochard, N Lahellec, and Frédéric Mazerolle. Composite sandwich structure with a notch in bending/torsion : test and simulation up to rupture. In *20<sup>th</sup> International Conference on Composites Materials*, 2015.
- [14] Olivier Montagnier, Jean-Paul Charles, Gabriel Eyer, Christian Hochard, N Lahellec, and Frédéric Mazerolle. Essai et simulation du comportement d'une structure sandwich entaillée jusqu'à rupture. In *19<sup>ème</sup> Journées Nationales sur les Composites*, 2015.
- [15] C Hochard, S Miot, Y Thollon, N Lahellec, and J-P Charles. Fatigue of laminated composite structures with stress concentrations. *Composites Part B : Engineering*, 65 :11–16, 2014.
- [16] G Eyer, O Montagnier, J-P Charles, F Mazerolle, and C Hochard. Influence de l'alignement des fibres sur la rupture des composites en compression sens fibre. *Matériaux & Techniques*, 104(4) :404, 2016.

- [17] G Eyer, O Montagnier, J-P Charles, and C Hochard. Design of a composite tube to analyze the compressive behavior of cfrp. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, 87 :115–122, 2016.
- [18] G Eyer, O Montagnier, C Hochard, and J-P Charles. Effect of matrix damage on compressive strength in the fiber direction for laminated composites. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, 94 :86–92, 2017.
- [19] O Allix, P Ladevèze, and E Vittecoq. Modelling and identification of the mechanical behaviour of composite laminates in compression. *Composites science and technology*, 51(1) :35–42, 1994.
- [20] O. Montagnier and C. Hochard. Compression characterization of high modulus carbon fibers. *Journal of Composite Materials*, 39 :35–49, 2005.
- [21] D Adams. Current compression test methods. *High-Performance Composites*, 3 :40–41, may 2005.
- [22] N. A. Fleck, P. M. Jelf, and P.T. Curtis. Compressive failure of laminated and woven composites. *Journal of Composites Technology and Research*, 17(3) :212–220, 1995.
- [23] M.J. Laffan, S.T. Pinho, P. Robinson, L. Iannucci, and A.J. McMillan. Measurement of the fracture toughness associated with the longitudinal fibre compressive failure mode of laminated composites. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, 43(11) :1930–1938, November 2012.
- [24] S.T. Pinho, P. Robinson, and L. Iannucci. Fracture toughness of the tensile and compressive fibre failure modes in laminated composites. *Composites Science and Technology*, 66(13) :2069–2079, October 2006.
- [25] O. Montagnier, G. Eyer, and Ch. Hochard. Effet de l'endommagement de la matrice sur la rupture en compression sens fibre des composites. In *Journées Nationales sur les Composites 2017*, 2017.