



HAL
open science

Transfert vers l'industrie de modèles avancés pour la prévision de la tenue de structures composites aéronautiques

Frédéric Laurin

► **To cite this version:**

Frédéric Laurin. Transfert vers l'industrie de modèles avancés pour la prévision de la tenue de structures composites aéronautiques. Matériaux. Ecole normale supérieure de Cachan, 2015. tel-01321225

HAL Id: tel-01321225

<https://hal.science/tel-01321225>

Submitted on 25 May 2016

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.

Thèse d'Habilitation à Diriger des Recherches

présentée à

L'ÉCOLE NORMALE SUPÉRIEURE DE CACHAN

TRANSFERT VERS L'INDUSTRIE DE MODELES AVANCES POUR LA PREVISION DE LA TENUE DE STRUCTURES COMPOSITES AERONAUTIQUES

présentée par

Frédéric LAURIN

Docteur de l'Université de Franche-Comté

soutenue le 20 Novembre 2015 devant le Jury composé de :

Pedro CAMANHO	Professeur, Université de Porto	Rapporteur
Christian HOCHARD	Professeur, LMA Marseille	Rapporteur
Frédéric LACHAUD	Professeur, ICA – ISAE Toulouse	Rapporteur
Bruno DAMBRINE	Ingénieur expert émérite, Safran	Examinateur
Pierre LADEVEZE	Professeur émérite, LMT Cachan	Examinateur
Marie-Christine LAFARIE	Professeur, Université de Poitiers	Examinatrice
Yves REMOND	Professeur, Université de Strasbourg	Examinateur
Jean-François MAIRE	Maitre de recherche, Onera	Invité

*A mes parents,
ma femme Alix,
et mes enfants Héloïse, Eirène et Camille*



REMERCIEMENTS

Les travaux présentés dans ce mémoire constituent la synthèse de la recherche que j'ai effectuée durant ces dix dernières années à l'Onera et qui fut l'objet de nombreuses et fructueuses collaborations au sein de l'Onera, mais également avec d'autres laboratoires de recherche et partenaires industriels. Par conséquent, il est important pour moi de remercier un certain nombre de personnes en préambule à ce manuscrit.

Tout d'abord, je souhaite remercier sincèrement les membres du jury qui ont accepté d'évaluer cette Habilitation à Diriger des Recherches, à savoir Yves REMOND, président du jury, Pedro CAMANHO, Christian HOCHARD et Frédéric LACHAUD, qui ont accepté d'être rapporteurs du manuscrit et Marie-Christine LAFARIE, Jean-François MAIRE et Bruno DAMBRINE, qui ont examiné ce travail. J'exprime également ma gratitude à Pierre LADEVEZE, mon garant à l'ENS Cachan pour cette HDR, pour ses nombreux conseils et son soutien lors la rédaction du manuscrit. J'ai réellement été honoré de leur participation à mon jury d'HDR et apprécié nos échanges lors de la soutenance.

Les travaux présentés dans ce mémoire concernent la proposition de modèles d'endommagement et de rupture pour la prévision de la ruine de structures composites et ont été en partie développés lors de thèses de doctorat. Je tenais à remercier chaleureusement les doctorants avec qui j'ai collaborés ou que j'ai encadrés, à savoir par ordre chronologique François-Xavier, Jean-Sébastien, Carole, Elen, Adrien, Antoine, Lise, Cécile et Victor. Chaque expérience d'encadrement fut très enrichissante et m'a beaucoup apporté scientifiquement et humainement.

Dans le cadre des projets de recherche AMERICO et plus récemment PRC COMPOSITES, j'ai collaboré avec différents laboratoires de recherche, en particulier avec l'UTC et le LMT Cachan, avec qui les échanges sont toujours extrêmement constructifs. J'espère que ces collaborations pourront continuer, voire s'intensifier dans les années à venir. Une des spécificités de mes travaux de recherche réside dans le transfert de méthodes avancées vers l'industrie aéronautique. Cela n'a pu être effectué qu'au travers de relations de confiance établies au fil des années avec les partenaires industriels. Je souhaitais vraiment remercier Stéphane, Eric, Jean-Michel, Jean-Luc, Peter, Emmanuel, Emilien, Mauro et Patrick d'Airbus-Avion ainsi que Julien, Lionel, Joseph, Sylvain(s), Aurélie, Hélène, Bastien, Florent, Thomas de Safran-Group pour leur confiance durant toutes ces années (pardon à ceux que j'aurais oubliés).

Les résultats présentés dans ce manuscrit ont fait l'objet de développements menés conjointement avec mes collègues de l'Onera, que ce soit ceux du département Composite, tels que François-Henri, Cédric(s), Martin, Christian, Myriam, Pascal, Anne, Philippe, Mr. Valle ou de l'unité numérique tels que Johann et Vincent. Les discussions (scientifiques ou autres), leurs compétences, et leur bonne humeur ont largement contribué au plaisir que j'ai eu et que j'ai quotidiennement à travailler dans cette équipe de recherche. J'aurais quelques mots pour Nicolas CARRERE et Jean-François MAIRE, avec qui j'ai particulièrement travaillé durant ces années et qui ont largement contribué de par leurs idées, leur aide et leur amitié à mon évolution tant sur le plan scientifique qu'humain. Je leur assure par ces quelques lignes toute mon amitié et ma reconnaissance.

Il me reste à remercier ma famille qui m'a toujours soutenu, malgré la distance. Ma dernière ligne est destinée à mon épouse pour son soutien sans faille, sa patience et son amour.



Table des matières

I.	Introduction générale	9
II.	Compréhension des différents mécanismes d'endommagement et de rupture intervenant au sein de structures composites	17
II. 1.	Compréhension des mécanismes d'endommagement et de rupture des tissés 3D CMC..	17
II. 2.	Compréhension des mécanismes d'endommagement et de rupture des tissés 3D CMO.	23
II. 3.	Etude de l'amorçage du délaminage dans les structures stratifiées de plis UD	33
III.	Modèles avancés pour prévoir l'endommagement et la rupture des structures composites	43
III. 1.	Modèle avancé d'endommagement et de rupture pour les composites stratifiés.....	43
III. 2.	Modèle d'endommagement et de rupture pour les matériaux tissés 3D CMC	55
III. 3.	Modèle d'endommagement et de rupture pour les matériaux tissés 3D CMO.....	62
IV.	Exemples de transfert des modèles avancés vers l'industrie aéronautique.....	71
IV. 1.	Transfert des outils de prévision de l'endommagement et de la rupture pour les structures tissées 3D	71
IV. 2.	Application d'une méthodologie de prévision de la tenue d'une pièce industrielle par « virtual testing »	82
IV. 3.	Proposition de modèles adaptés pour les matériaux stratifiées d'unidirectionnels.....	87
V.	Vers le dimensionnement de structures composites industrielles sous chargements réels	101
V. 1.	Nocivité des défauts initiaux sur matériau stratifié d'UDs.....	101
V. 2.	Nocivité des défauts induits par impact sur matériau tissé 3D à matrice organique.....	105
V. 3.	Prévision de la tenue de structures tissées 3D sous chargement de fatigue	112
VI.	Conclusions / Perspectives	119
VII.	Références bibliographiques.....	125
VIII.	Annexe 1: Publications	133
IX.	Annexe 2 : Curriculum Vitae	225

I. Introduction générale

Au sein des gammes récentes d'aéronefs civils produits par Airbus ou Boeing, de nombreuses structures primaires, telles que le caisson central de voilure, les ailes ou le fuselage, sont actuellement réalisées en matériaux composites stratifiés de plis unidirectionnels (UDs). Pour ces pièces présentant une grande complexité de dimensionnement et de fabrication, la transition délicate entre l'usage de matériaux métalliques (utilisés depuis de nombreuses années) et la réalisation de pièces aéronautiques en matériaux composites a donc déjà été effectuée. Aussi, le pourcentage de matériaux composites en masse des structures, pour les derniers avions civils, est relativement élevé et atteint respectivement 51% pour le Boeing 787 Dreamliner et 53% pour l'Airbus A350XWB. Toutefois, il est clair que, pour les prochaines générations d'avions civils, la réduction de la masse des futurs aéronefs ne passera pas par une nouvelle augmentation du pourcentage de matériaux composites, mais par une amélioration du dimensionnement des structures déjà réalisées avec ces matériaux innovants. Un des enjeux majeurs des industriels des domaines de l'aéronautique et de l'aérospatial consiste donc à mieux maîtriser les marges de dimensionnement de pièces complexes en matériaux composites, afin d'améliorer la compétitivité des structures composites en regard des structures métalliques largement plus optimisées. Actuellement, dans l'industrie aéronautique et aérospatiale, des méthodes de calcul spécifiques aux matériaux composites, et en particulier aux matériaux stratifiés d'unidirectionnels, sont disponibles en bureaux d'études mais reposent, pour la plupart, sur des calculs linéaires élastiques associés à des critères de rupture dont les résistances sont soumises à différents abattements forfaitaires. De par le caractère semi-empirique des méthodes utilisées en bureaux d'études, la certification des pièces est essentiellement effectuée au moyen de campagnes importantes d'essais, ce qui ne permet pas de maîtriser : (i) les coûts de développement (en cas de rupture prématurée lors d'un essai de certification, il est alors nécessaire de relancer des campagnes d'essais onéreuses) mais aussi (ii) les délais de développement (entraînant également un surcoût dû aux pénalités de retard), comme cela a pu être constaté notamment pour le Boeing 787 Dreamliner (2 ans de retard pour la première livraison d'appareils et un coût de développement quasiment multiplié par 3 par rapport à la prévision initiale).

Il est important de ne pas réduire les matériaux composites utilisés dans l'aéronautique aux seuls matériaux stratifiés de plis unidirectionnels, qui sont aujourd'hui les plus utilisés. En effet, différents types de matériaux composites, présentant différentes architectures (stratifiés de plis unidirectionnels, stratifiés de plis tissés 2D ou matériaux tissés 3D) ou utilisant différents constituants élémentaires en fonction de l'environnement (pour les applications basse température ($<150^{\circ}\text{C}$), des Composites à Matrice Organique (CMO) souvent associés à des fibres de Carbone pour les performances mécaniques et pour les parties chaudes ($>1000^{\circ}\text{C}$), des Composites à Matrice Céramique (CMC)), sont aujourd'hui utilisés dans l'industrie aéronautique, comme illustré en Figure 1. Les matériaux stratifiés d'unidirectionnels à matrice organique sont utilisés au sein d'Airbus Group-Avion depuis les années 2000 pour la réalisation de pièces primaires telles que la poutre ventrale de l'A340-600 (en 2001), le caisson central de l'A380 (en 2006), les ailes de l'A400M (en 2009), et le fuselage de l'A350XWB (en 2014). Ces matériaux présentent d'excellentes propriétés mécaniques spécifiques (rigidité et résistance) dans le plan et sont donc utilisés pour des pièces fortement sollicitées mécaniquement. Toutefois, de par leur architecture, suite à un petit choc (chute d'outils par exemple), des délaminages significatifs peuvent être générés au sein du matériau et induire une chute non négligeable des performances résiduelles de la pièce. Les matériaux stratifiés de plis tissés 2D sont également utilisés depuis longtemps dans l'industrie aéronautique notamment pour la fabrication d'hélicoptères comme le Tigre

ou le NH90 par Airbus Group – Hélicoptère. On notera également la réalisation des pales de l'A400M en matériau stratifié de plis tressés 2D. Bien que présentant une tolérance au délaminage sensiblement meilleure (de par l'imbrication, « nesting », entre les plis tissés 2D), ces matériaux souffrent des mêmes limitations que les matériaux stratifiés d'unidirectionnels. Plus récemment, le groupe Safran a participé activement au développement de solutions composites tissées 3D afin de disposer de matériaux présentant d'excellentes propriétés résiduelles après impact. C'est la raison pour laquelle ce type d'architecture utilisant des fibres de carbone et une matrice therm durcissable a été retenu par Snecma pour la réalisation des aubes Fan du moteur Leap-1A qui devrait équiper le futur A320Neo (certification prévue en 2016). De plus, pour les parties chaudes du moteur, d'autres types de tissage 3D utilisant des composites à matrice céramique ont été mis en place par Herakles pour la fabrication du plug ARCOCE, actuellement en test sur un moteur CFM56-5B monté sur un Airbus A320. Ce type de pièce, réalisée en CMC, permettra, à terme, d'alléger davantage les moteurs et de réduire à nouveau leur consommation de carburant.

Il existe donc une forte demande de la part des ingénieurs en bureaux d'études (Airbus ou Safran) concernant des modèles spécifiquement développés pour les matériaux composites (stratifiés ou tissés 3D) et reposant sur des bases physiques, permettant ainsi d'éviter des abattements forfaitaires et successifs, mais respectant également les contraintes imposées par un bureau d'études (simplicité de mise en œuvre, temps de calcul réduits ...).

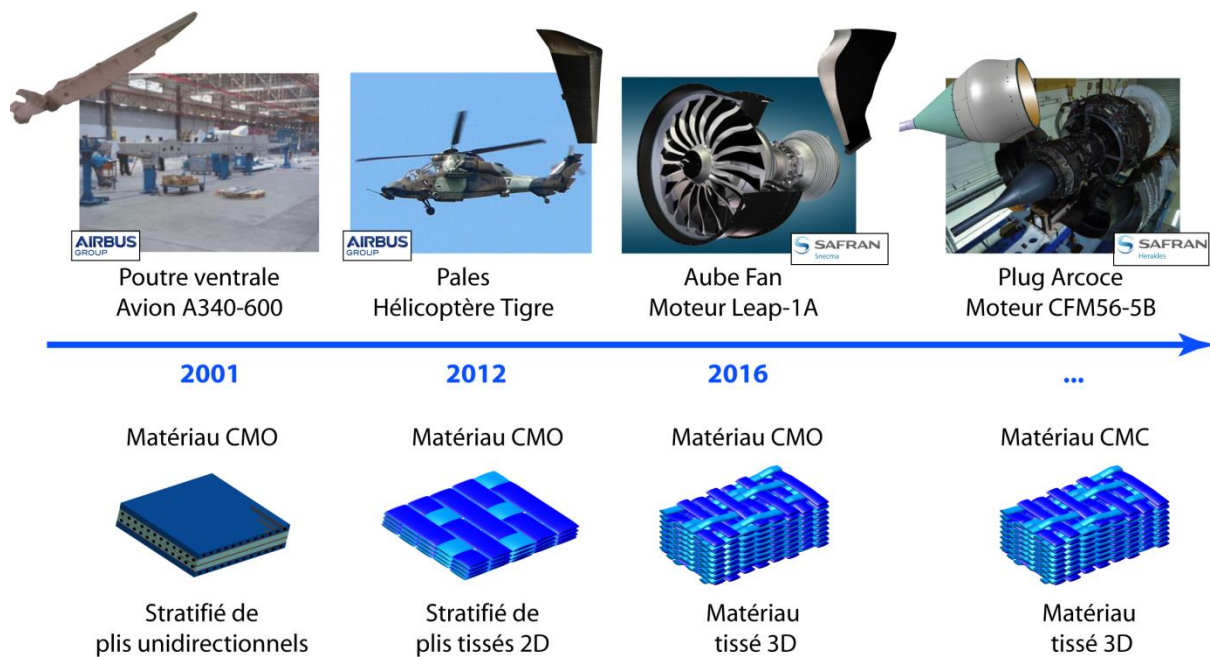


Figure 1 : Exemples de structures emblématiques réalisées en matériau composite au sein d'avions et de moteurs civils durant ces 15 dernières années et dans un futur proche.

Les travaux de recherche que j'ai menés durant ces dix dernières années ont consisté à proposer des approches, reposant sur des bases physiques (établies à partir d'observations expérimentales) et aptes à prévoir les différents mécanismes d'endommagement et de rupture pouvant intervenir au sein de structures composites sous sollicitations complexes. Toutefois, les développements des modèles matériaux que j'ai menés, ont été réalisés avec un réel souci concernant leur transférabilité vers un bureau d'études de l'industrie aéronautique ou aérospatiale. Il convient de noter que cet objectif de transfert des modèles avancés vers l'industrie est en adéquation avec les missions de l'Onera et en

particulier celles du Département des Matériaux et Structures Composites (DMSC) dirigé par Jean-François Maire.

Un modèle matériau d'endommagement et de rupture développé en laboratoire de recherche ne pourra être réellement utilisé en bureaux d'études qu'à la condition d'avoir considéré simultanément les trois points suivants : (i) la compréhension des mécanismes d'endommagement et de rupture intervenant au sein des matériaux composites (stratifiés ou tissés 3D) au travers d'essais spécifiques associés à une multi-instrumentation riche afin de définir les grandes lignes d'une modélisation reposant sur des bases physiques, (ii) la formulation du modèle matériau, consistant à proposer les équations permettant de traduire mathématiquement les observations expérimentales et pouvant être résolues numériquement de manière simple, et (iii) la mise en œuvre du modèle matériau au sein d'un bureau d'études. Ce dernier point consiste d'une part en la proposition d'un protocole d'identification claire du modèle matériau et d'autre part à son implantation dans un code Eléments Finis (EF), afin de permettre la réalisation de calculs sur structures industrielles avec des temps de calculs compatibles avec les standards d'un bureau d'études. Dans le cadre de ce manuscrit, je vais donc illustrer les différentes contributions que j'ai pu apporter sur les parties expérimentales, la modélisation et les aspects numériques associés.

Pour proposer un modèle d'endommagement et de rupture phénoménologique, *i.e.* apte à reproduire les phénomènes physiques observés expérimentalement, il a été nécessaire, comme illustré dans la section II, d'établir précisément les scénarii d'endommagement et de rupture du matériau composite considéré. Les mécanismes d'endommagement et de rupture intervenant au sein d'une structure composite sont en lien étroit avec (i) l'architecture du matériau, comme illustré en Figure 2, mais également (ii) avec les propriétés des constituants élémentaires du matériau.

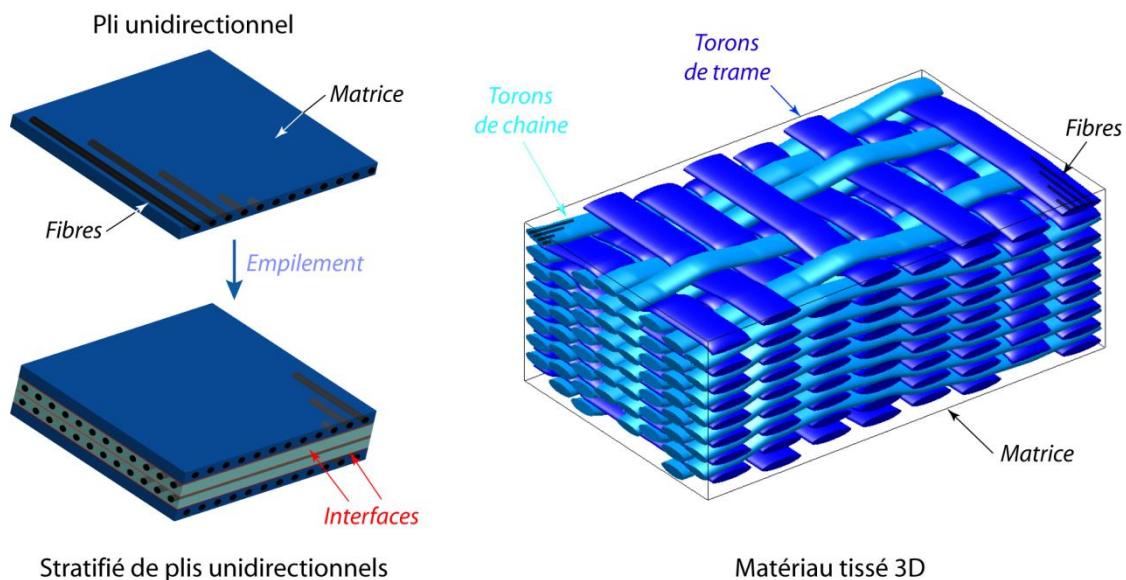


Figure 2 : Présentation des différents matériaux composites utilisés dans le secteur de l'aéronautique : (a) les stratifiés de plis unidirectionnels et (b) les matériaux tissés 3D.

De par le développement récent des matériaux tissés 3D à matrice organique pour les applications froides (jusqu'à environ 150°C) et à matrice céramique pour les applications chaudes (au-delà de 1000°C), il existe encore un fort besoin de compréhension des mécanismes d'endommagement et de rupture sous sollicitations statique et dynamique. Ce point a été abordé dans le cadre du PRC

Composites¹. L'établissement des scénarii d'endommagement et de rupture en traction, compression, et en flexion, est présenté pour les matériaux tissés 3D CMC dans la section II. 1 et pour les CMO dans la section II. 2. L'ensemble des essais a été richement instrumenté afin (i) d'étudier finement les endommagements intervenant au sein du matériau à l'aide de différents moyens de mesures complémentaires (corrélation d'images numériques (CIN), analyse de micrographies sous charge pour un suivi surfacique de la fissuration, émission acoustique (EA) et micro-tomographie pour un suivi volumique de l'endommagement) et (ii) de recroiser les informations afin d'augmenter la confiance dans les mesures.

Les stratifiés de plis unidirectionnels sont étudiés depuis de nombreuses années, et les mécanismes d'endommagement (essentiellement la fissuration transverse [19,80,93]) et de rupture (rupture des fibres en traction [13,64] ou en compression par kinking [83,85]) ont été établis à partir d'essais sur éprouvettes élémentaires sous chargements dans le plan. Etant donné leur faible performance résiduelle après impact, de nombreux travaux ont été menés sur la propagation des délaminages [31,47], mais très peu d'études ont été effectuées sur l'amorçage du délaminage, pourtant essentiel pour la prévision de la tenue de structures composites sous chargements tridimensionnels. De plus, les interactions entre les différents mécanismes d'endommagement (telles que la fissuration transverse et le délaminage) n'ont encore été que peu abordées dans la littérature car ces couplages ne peuvent être appréhendés qu'au travers d'essais sur structures spécifiques et non sur éprouvettes élémentaires. L'amélioration de la compréhension des mécanismes de ruine hors-plan et leurs interactions avec la fissuration matricielle, menée en collaboration avec Airbus, fera l'objet de la section II. 3. A nouveau, l'apport de la multi-instrumentation (émission acoustique, corrélation d'images numériques, ...) dans la compréhension des mécanismes est essentiel pour effectuer une analyse pertinente des essais sur structures composites.

Une fois les scénarii d'endommagement et de rupture établis, il est alors possible de proposer des modèles d'endommagement et de rupture reposant sur des constats phénoménologiques et aptes à prévoir la ruine de matériaux composites dans de nombreux cas de chargements multiaxiaux, comme détaillé dans la section III. Les modèles développés reposent sur la mécanique de l'endommagement continu (bien adaptée pour une implantation dans un code de calcul par éléments finis) et sont thermodynamiquement admissibles (afin d'éviter des réponses mécaniques aberrantes dans le cas de chargements multiaxiaux rencontrés au sein de structures industrielles). Suivant l'architecture du matériau considéré (plis UD ou tissé 3D), le choix de l'entité élémentaire de modélisation est différent. Ces modèles ayant pour objectifs d'être utilisés pour du calcul sur structures industrielles, le choix de l'échelle de modélisation a été effectué en considérant le rapport complexité de modélisation, difficulté d'identification et de mise en œuvre dans un code EF, et capacités prédictives. Le modèle avancé développé à l'Onera pour prévoir les endommagements et la ruine de structures composites stratifiées de plis UD est présenté dans la section III. 1. Les modèles ODM (Onera Damage Model) initialement développés pour les matériaux tissés 2D CMC ont été adaptés aux spécificités des matériaux tissés 3D CMC (appelé modèle ODM-CMC), mais également aux matériaux tissés 3D CMO (appelé modèle

¹ Le *Projet de Recherche Concerté PRC Composites* est un projet d'une durée de 5 ans (2010-2015), financé par la DGAC pour un montant de 15M€, et impliquant le Groupe SAFRAN, l'ONERA et le CNRS. Le principal objectif de ce projet réside dans la proposition de modèles pour la simulation des procédés de fabrication, du comportement mécanique et de la durabilité des pièces composites tissées CMC et CMO. J'ai assuré la coordination de ce projet dans le cadre des activités menées à l'Onera ou en sous-traitance Onera (9 thèses menées dans des laboratoires partenaires).

ODM-CMO) et sont présentés respectivement dans les sections III. 2 et III. 3. Pour chaque modèle proposé, les grandes lignes de modélisation issues des observations expérimentales sont tout d'abord présentées. Par la suite, seules les spécificités de ces modèles en regard des approches matériaux déjà disponibles dans la littérature seront exposées. Lors du développement de ces modèles, une attention particulière a été portée le plus souvent possible sur la proposition de formulations (i) avec une signification physique claire des coefficients afin de faciliter leur identification, (ii) qui puissent être résolues numériquement de manière robuste (indépendance du nombre d'incrément de chargement par exemple), et (iii) implantables de manière efficace dans un code de calcul par éléments finis.

Ces modèles avancés, reposant sur des bases physiques, ont été confrontés avec succès à des résultats d'essais issus de la littérature [57,94] ou réalisés dans le cadre de différents programmes de recherche auxquels a participé l'Onera [48], démontrant ainsi leurs capacités prédictives. L'objectif de ces travaux est de permettre l'utilisation de modèles matériau avancés en bureaux d'études pour la prévision de la tenue de structures industrielles. Suite aux différents échanges que j'ai pu avoir avec les industriels de l'aéronautique (Airbus, Safran, Dassault ...), il s'avère que l'on peut classer les besoins en termes de modélisation pour les matériaux composites en trois catégories distinctes, chacune nécessitant la proposition de stratégies de calcul particulières, détaillées dans la section IV. Ce point constitue une spécificité majeure des travaux de recherche que j'ai menés ces dernières années.

L'usage d'un modèle avancé d'endommagement et de rupture en bureaux d'études au sein d'un grand groupe de l'aéronautique est tout à fait envisageable pour la prévision de la ruine d'une structure industrielle (se situant aux niveaux intermédiaires de la pyramide de certification) pour un cas de chargement donné. Par exemple, afin de préparer un essai de certification sur structure, la mise au point du montage d'essai par simulation reposant sur des modèles avancés constitue une aide précieuse pour anticiper le scénario de ruine, aider à l'instrumentation de l'essai et faire en sorte que la ruine de la pièce intervienne pour le niveau d'effort voulu. Même si le temps de calcul est important, ce dernier sera toujours inférieur au temps de mise au point d'un essai structural, à la fabrication de la pièce et à l'analyse de l'essai par plusieurs ingénieurs. Le dimensionnement de pièces de taille intermédiaire soumises à un nombre limité de cas de charges peut être également envisagé. Cette stratégie de transfert « direct » a été mise en place en collaboration avec le groupe Safran pour les modèles Onera développés pour les matériaux tissés 3D (CMO et CMC) et a été appliquée sur des structures représentatives des problématiques industrielles de Safran, comme sur l'essai de traction sur pied d'aube basse pression CMC. Ce type de stratégie de transfert ne peut être mise en place qu'avec un partenaire industriel dont la collaboration est étroite et pérenne dans le temps.

Dans le cas de structures de grandes dimensions et soumises à de nombreux cas de charges (cas usuellement traités par Airbus Group-Avion, comme par exemple pour le caisson central de l'A380 présentant plus de 450 cas de charges dimensionnant), il n'est actuellement pas envisageable de réaliser le dimensionnement de ces pièces avec des modèles avancés pour plusieurs raisons. La première raison évidente concerne le temps de calcul avec des modèles non linéaires sur des structures de grande taille (plusieurs dizaines de millions de degrés de liberté). La seconde raison concerne le temps ingénieurs que nécessite la mise en place de tels modèles (assurer la convergence des calculs non linéaires sur un grand nombre de configurations) et leur analyse qui aujourd'hui n'est économiquement pas accessible. Enfin, la dernière raison concerne la formation des ingénieurs à ces méthodes avancées et aux problèmes numériques associés. Aujourd'hui, le dimensionnement des pièces composites est effectué en bureaux d'études avec des méthodes semi-empiriques massivement recalées sur des essais, mais présentant de

faibles coûts de calcul (et donc aptes à être utilisées sur de larges structures) et dont le domaine de validité est limité aux configurations testées. Par conséquent, une seconde stratégie de transfert, dite de « virtual testing », a été proposée et est détaillée dans la section IV. 2. L'idée principale consiste à utiliser un modèle avancé, tel que présenté précédemment, pour générer une base d'essais « virtuels » complémentaires des essais mécaniques déjà réalisés. Par la suite, les modèles semi-empiriques sont identifiés sur la base d'essais numériques et expérimentaux, augmentant ainsi la confiance dans le dimensionnement. De plus, la génération des essais « virtuels » nécessite de former seulement quelques ingénieurs « experts » (et peut même être sous-traitée directement dans un laboratoire de recherche partenaire de l'industriel). Cette stratégie de calcul par « Virtual Testing » a été appliquée sur un cas structural complexe fourni par Airbus Group – Innovation.

Enfin, dans le cas où de grandes bases d'essais sur éprouvettes élémentaires (correspondant aux bas étages de la pyramide de certification, telles que les plaques lisses, trouées, cornières...) sont disponibles et doivent être analysées par des ingénieurs de bureaux d'études ou par des sous-traitants, l'usage de modèles, présentant de faibles coûts de calcul et une complexité modérée, devient une nécessité. De plus, pour les besoins en optimisation de structures composites, il est également nécessaire de disposer d'outils de calcul rapides, mais reposant sur des bases physiques. Aujourd'hui, les modèles semi-empiriques, utilisés en bureaux d'études pour les matériaux stratifiés d'UDs présentant de faibles coûts de calcul, ne reposent, par définition, pas sur des constats expérimentaux et peuvent prévoir des réponses mécaniques aberrantes hors de leur domaine de validité. Lors de mon détachement à Airbus-Toulouse dans le projet ADO², j'ai pu analyser les avantages et les inconvénients des méthodes de calcul utilisées à l'époque en bureaux d'études. Le dernier axe de travail a donc consisté à adapter la complexité des modèles avancés, intégrant la physique des différents mécanismes d'endommagement et de rupture, sur des cas industriels récurrents, comme ceux présentés dans la section IV. 3, pour à terme remplacer les modèles semi-empiriques actuellement utilisés en bureaux d'études. L'idée majeure consiste, après une étude d'influence, à considérer, dans le modèle « adapté », uniquement les sources d'endommagement et de rupture intervenant au premier ordre dans le cas structural considéré. Le modèle ainsi simplifié, conserve une description des mécanismes d'endommagement et de rupture primordiaux mais son domaine de validité est plus limité, réduit uniquement aux configurations proches du cas structural traité. Les simplifications effectuées permettent de réduire la complexité du modèle (et d'améliorer sa robustesse numérique), les coûts de calcul mais aussi de limiter le nombre de coefficients à identifier. Des modèles adaptés ont donc été proposés pour la prévision de la ruine de plaques lisses, de plaques trouées et de cornières et ont été transférés au bureau des méthodes d'Airbus Group-Avion. Ce travail d'adaptation des modèles a été effectué en collaboration étroite avec Airbus Group-Avion durant plusieurs années et s'est accompagné de la fourniture de différents outils de calcul.

La proposition de modèles d'endommagement et de rupture, tels que ceux proposés dans la section III et validés au travers de comparaisons avec des résultats d'essais sur structures sous sollicitations statiques, devrait donc permettre, à terme, de réduire en partie les marges de dimensionnement utilisées précédemment pour couvrir l'empirisme des modèles utilisés. Toutefois, le dimensionnement de

² Dans le cadre du projet ADO AIRBUS /DLR/ONERA (2006-2009), j'ai été détaché à Airbus Toulouse, au sein du bureau des méthodes de calculs composites durant 7 mois pour évaluer les avantages et les limitations des méthodes de dimensionnement de structures composites utilisées en bureaux d'études et proposer des méthodes alternatives, décrites partiellement dans ce manuscrit.

structures aéronautiques, produites en série, ne s'effectue pas en considérant une géométrie idéale de la structure et uniquement dans le cas de chargements statiques à rupture. L'objectif de la section V est de montrer l'apport de modèles matériaux avancés permettant de prévoir la tenue ou la durée de vie de pièces, en prenant en compte la réalité de la structure et des chargements qui lui sont imposés. Il convient, dans un premier temps, de se rapprocher de la réalité de la structure en prenant en compte les effets des défauts initiaux, récurrents lors des phases de fabrication, ou des défauts induits, notamment suite à une chute d'outils intervenant lors des phases de maintenance. Aujourd'hui, ces aspects sont pris en compte dans l'industrie en utilisant des abattements successifs des propriétés matériaux (résistance et rigidité) construits à partir de nombreux essais. Concernant les défauts initiaux, la nocivité des défauts initiaux de type ondulation des plis sur la tenue de cornières composites stratifiées soumises à des efforts de dépliage a été estimée expérimentalement et numériquement (en modélisant la géométrie réelle de l'éprouvette), comme montré dans la section V. 1. La détermination de l'influence de défauts induits par un petit choc, type chute d'outils, au sein d'un matériau tissé 3D CMO est également abordée dans la section V. 2, aussi bien d'un point de vue expérimental que numérique.

Enfin, dans le cas de structures tournantes, telles que l'aube Fan ou les pales d'éoliennes, la prévision de la durée de vie sous chargement de fatigue mécanique est un point clé du dimensionnement. Par conséquent, un modèle de fatigue a été développé à partir d'observations expérimentales comme une combinaison du modèle statique Onera Damage Model pour les composites à matrice organique (ODM-CMO) avec une loi d'endommagement cumulé et est présentée dans la section V. 3. En parallèle, l'extension du modèle ODM-CMC au cas d'un chargement de fatigue a également été effectuée. Toutefois, il est nécessaire, pour ces matériaux évoluant dans des environnements hostiles (hautes températures...), de prendre en compte les aspects physico-chimiques. La prise en compte des aspects multi-physiques en lien étroit avec les chargements mécaniques dans la modélisation des matériaux composites nécessite encore de nombreuses études et constitue clairement des perspectives à ces travaux, comme présenté dans la section VI.

II. Compréhension des différents mécanismes d'endommagement et de rupture intervenant au sein de structures composites

II. 1. COMPREHENSION DES MECANISMES D'ENDOMMAGEMENT ET DE RUPTURE DES TISSÉS 3D CMC

Une nouvelle génération de matériaux tissés 3D a été développée par Herakles pour les applications hautes températures des moteurs ($>1000^{\circ}\text{C}$). Le matériau étudié ici est un composite à matrice céramique de type $\text{SiC}_f/\text{SiBC}_m$. Pour ce type de matériau, chaque toron est constitué d'environ 500 fibres Nicalon, chacune enrobée de pyrocarbone. La matrice de ce composite est une matrice multiséquencée dite autocicatrisante. Elle résulte du dépôt par infiltration en phase vapeur de différentes couches successives de carbure de silicium et d'une couche dite ternaire de Si-B-C(s). L'architecture du tissage 3D est de type multi-satin et permet d'augmenter les propriétés hors-plan du matériau.

Afin de valider les différentes hypothèses de modélisation de l'endommagement et de la rupture pour ces matériaux particuliers, des essais de compréhension multi-instrumentés sur CMC ont été réalisés, au sein du projet PRC Composites, à l'UTC Compiègne dans le cadre de la thèse de Nicolas Tableau [98] et à l'Onera dans celui de la thèse d'Elen Hémon³. Les essais sur matériaux CMC ont été réalisés à l'Onera par Anne Mavel. Pour proposer un modèle d'endommagement, il convient, dans un premier temps, de déterminer si l'orientation de la fissuration matricielle est pilotée par le chargement, comme pour les matériaux tissés 2D CMC de générations précédentes [5,17,62,71], ou pilotée par la microstructure comme usuellement constaté pour les matériaux composites à matrice organique où les constituants (fibre de Carbone et matrice Epoxy) présentent un fort contraste de propriétés mécaniques. Pour répondre à cette question, des essais de traction à 45° ont été effectués en parallèle à l'UTC Compiègne et à l'Onera. Ces essais ont été richement instrumentés avec (i) de l'émission acoustique pour réaliser un suivi volumique de la fissuration au cours du chargement, (ii) de la corrélation d'images numériques pour mesurer les déformations du matériau (à l'échelle mésoscopique, mais également macroscopique, en utilisant des jauges virtuelles de dimensions importantes) et (iii) des images au Microscope Electronique à Balayage (MEB) pour analyser finement les mécanismes d'endommagement et proposer des scénarii de rupture pour ces matériaux. Grâce à la forte résolution des images MEB (la Figure 3a est constituée de 1000 images MEB), il a été possible d'observer l'évolution, en surface du matériau, des fissures normales à la direction du chargement appliqué.

³ La thèse d'Elen Hémon, intitulée « Modèles multi-niveaux de prévision des durées de vie en fatigue des structures composites à matrice céramique pour usage en turbomachines aéronautiques », financée par une bourse CIFRE Snecma a été soutenue le 15 Novembre 2013, a eu pour directeur de thèse Eric Martin du LCTS et a été encadrée à l'Onera par Myriam Kaminski et Jean-François Maire. J'ai participé à l'encadrement de la thèse d'Elen Hémon, en particulier, sur l'analyse des essais mécaniques multi-instrumentés réalisés à l'Onera, sur la formulation du modèle ODM-CMC et sa mise en œuvre numérique.

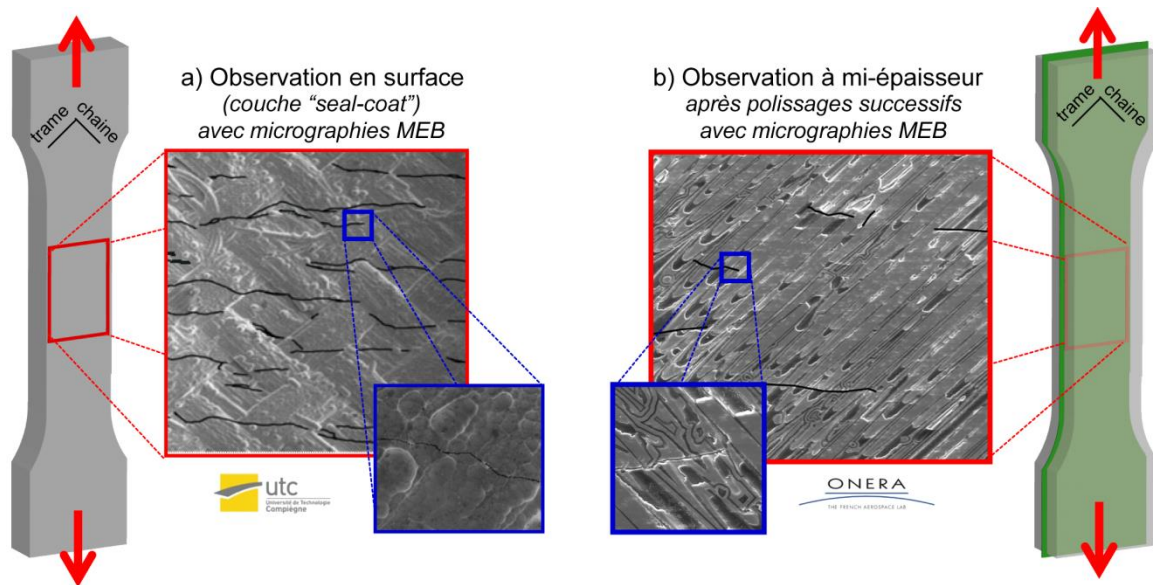


Figure 3 : Observations MEB en surface (a) et à cœur (b) de la fissuration matricielle d'un matériau tissé 3D CMC sous sollicitation de traction hors-axe à 45°.

Toutefois, ces fissures interviennent dans une couche surfacique (dites « seal-coat ») et ne sont donc pas nécessairement représentatives de celles intervenant au cœur du matériau. Par conséquent, lors d'un essai interrompu de traction hors-axe à 45° réalisé à l'Onera, la zone utile d'une éprouvette a été polie dans son épaisseur puis observée au MEB afin de s'assurer que la fissuration matricielle était également présente à cœur et orientée par le chargement comme illustré sur la Figure 3b. De plus, le chant de l'éprouvette à 45° a également été observé au MEB durant l'essai réalisé à l'UTC et des décohésions inter-torons ont été observées lors du chargement de traction. Ces décohésions inter-torons sont, par définition, guidées par la microstructure des torons.

Il est relativement délicat de détecter les fissures lors d'analyses de micrographies après décharge de l'éprouvette, les fissures ayant tendance à se refermer. Aussi, des observations optiques sous charge *in/situ* ont été réalisées à l'Onera avec un fort grossissement pour suivre la fissuration. De par la forte hétérogénéité naturelle en niveaux de gris du « seal coat » en surface (voir Figure 4), il est possible d'effectuer de la corrélation d'images numériques sans mouchetis préalable sur la surface de l'éprouvette. La corrélation d'images est effectuée à l'aide du logiciel Vic2D[®]. La Figure 4 présente la détection des fissures à l'aide de l'observation des discontinuités du champ de déplacement U_x dans le cas d'un essai de traction incrémentale sens trame mené jusqu'à rupture. La détection de fissures sous charge optiquement reste délicate étant donné la taille des fissures même avec une bonne résolution, comme montré sur la micrographie en Figure 4. La corrélation d'images numériques sans mouchetis constitue donc une aide précieuse pour la détection rapide de fissures en surface de matériau CMC. De plus, il a été possible de mesurer l'évolution de l'ouverture des fissures (notée COD : Crack Opening Distance dans la Figure 4) durant l'essai, quantité essentielle pour l'identification de modèles micromécaniques tels que proposés par [99]. Le taux d'ouverture de fissures, reporté sur chaque image de la Figure 4, correspond à la moyenne de la discontinuité du déplacement U_x mesurée par 10 extensomètres virtuels disposés le long de la fissure. L'évolution du taux d'ouverture de fissures est non linéaire en fonction du chargement. En effet, l'ouverture des fissures augmente, tout d'abord rapidement, puis tend à ralentir et à se stabiliser peu de temps avant la rupture. Ce travail a été effectué sur différentes fissures et les conclusions semblent pouvoir être généralisées pour ce type de matériau.

Un point intéressant réside dans le suivi des fissures lors des passages en compression. Dans la Figure 4, on constate que la fissure observée après un chargement à 88% de la charge à rupture et présentant un taux d'ouverture important, s'est totalement refermée lors du passage en compression, le champ de déplacement ne présentant plus de discontinuité et la rigidité initiale dans l'axe du chargement étant quasiment intégralement restaurée. Ce point montre bien la nécessité de prendre en compte l'aspect unilatéral du dommage dans la modélisation de l'endommagement pour ce type de matériau.

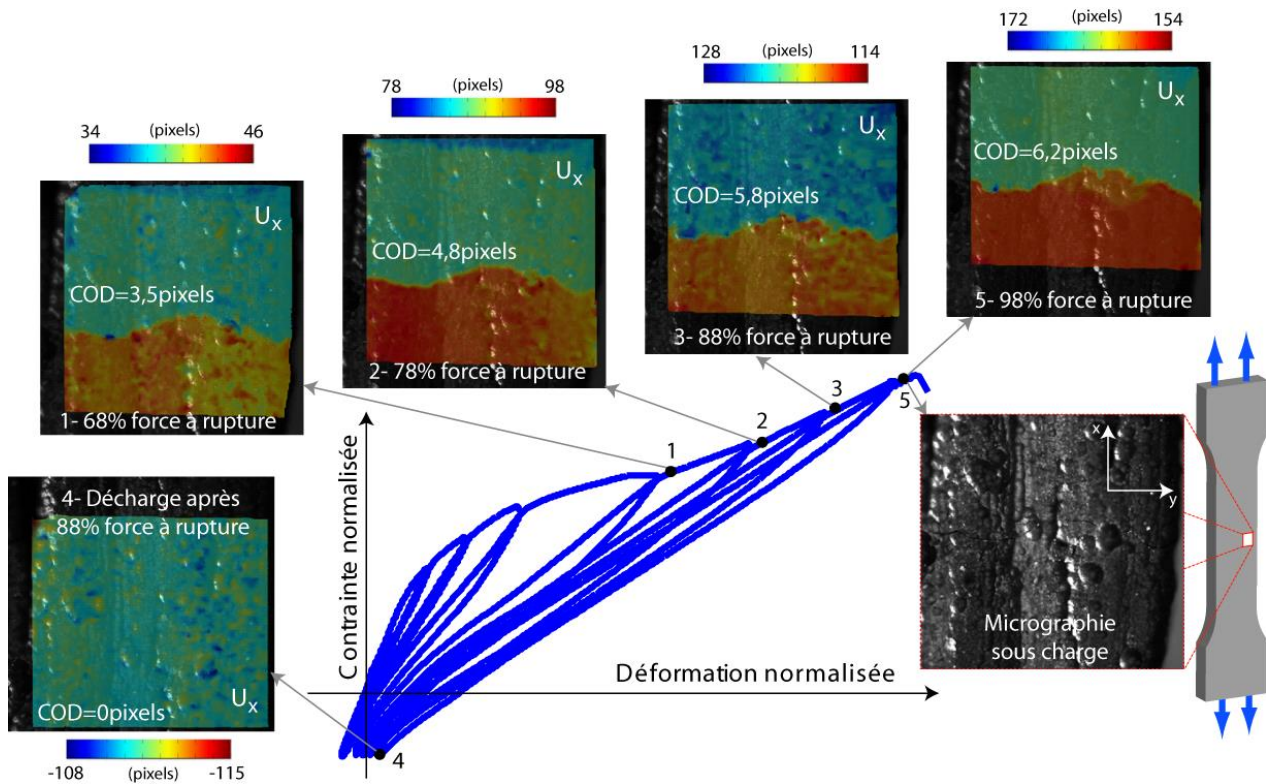


Figure 4 : Détection de fissures surfaciques par corrélation d'images sans mouchetis et mesure de l'ouverture de fissures (en pixels) au cours du chargement de traction incrémentale avec passage en compression sens trame.

Concernant la prise en compte dans la modélisation de l'aspect unilatéral du dommage, il convient également de savoir si les composantes de cisaillement du tenseur de rigidité, affectées par l'endommagement lors du chargement de traction, sont intégralement restaurées lors des passages en compression (correspondant à une hypothèse de friction infinie aux lèvres de la fissure) ou si elles restent actives (correspondant à une hypothèse de friction nulle sur les lèvres de la fissure). Pour cela, des essais de traction incrémentale à 45° avec passage en compression ont été réalisés à l'Onera. La Figure 5a présente un essai de traction incrémentale à 45° avec passage en compression et la simulation de cet essai avec le modèle ODM-CMC, présenté dans la section III. 2, avec les hypothèses de friction nulle ou de friction infinie aux lèvres de fissures. Il est clair que l'hypothèse de friction infinie semble la plus proche de la réalité, en raison de la morphologie relativement torturée des fissures observées au cœur du matériau (après polissage) au MEB, comme montré sur la Figure 5b. A titre d'indication, la longueur des fissures observées sur la Figure 5b est de l'ordre de quelques dizaines de micromètres, rendant l'observation de ces fissures délicate en suivi optique simple durant l'essai ou lors d'essais interrompus avec les micro-tomographes X actuellement disponibles en laboratoires. Aussi, une fois la fissure fermée, de par son faciès accidenté, toutes les composantes du tenseur des rigidités sont restaurées à leur valeur initiale. Ce point est particulièrement important pour la proposition d'un modèle d'endommagement devant être appliqué à du calcul sur structures industrielles soumises à des

chargements complexes multiaxiaux et éventuellement non proportionnels. De plus, des décohésions inter-torons sont observées sur le chant des éprouvettes lors des chargements de traction, bien que la déformation normale hors-plan soit négative par effet Poisson. Ces décohésions inter-torons observées en traction dans le plan sont essentiellement dues au réarrangement des torons à l'échelle mésoscopique, induisant des cisaillements inter-laminaires potentiellement endommageant entre les torons.

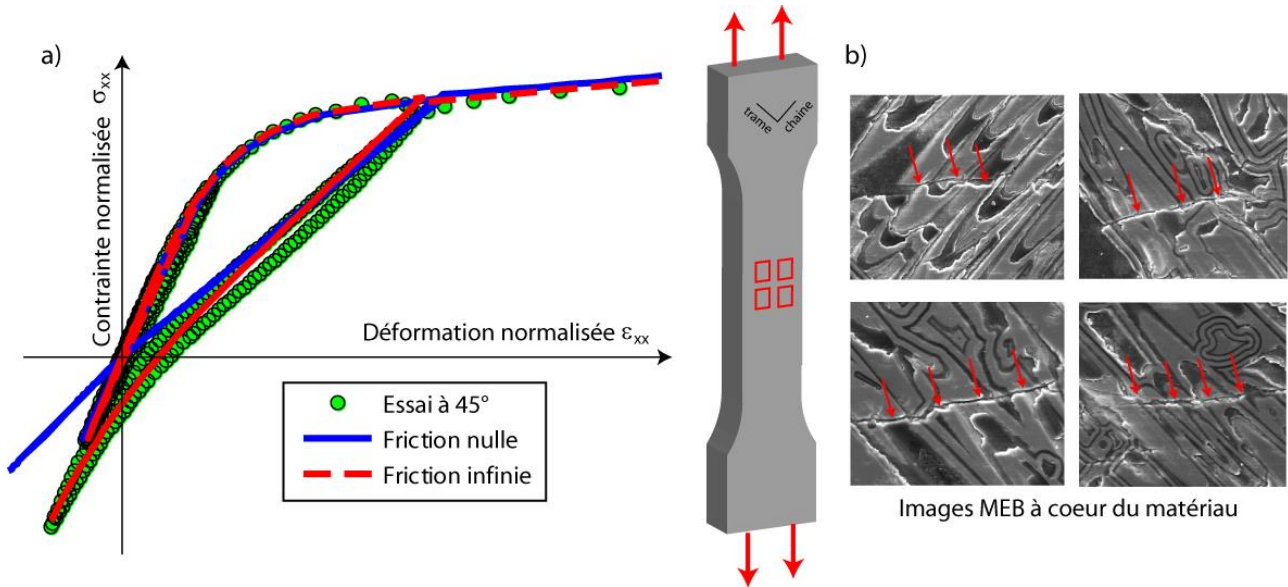


Figure 5 : a) Influence des hypothèses de friction aux lèvres de fissures lors de la simulation d'un essai de traction incrémental à 45° avec passage en compression et b) analyse des morphologies de fissures générées durant cet essai

Un suivi plus volumique de l'évolution de l'endommagement au cours du chargement peut également être effectué à l'aide de l'émission acoustique. L'ensemble des essais, effectués à l'Onera et à l'UTC, a été instrumenté avec des capteurs d'émission acoustique. L'analyse de la courbe d'énergie cumulée acoustique est un indicateur intéressant de l'endommagement, comme illustré sur la Figure 6a. Tout d'abord, elle permet d'identifier plus aisément le seuil d'endommagement que sur la courbe de comportement σ/ϵ . La détermination du seuil d'endommagement peut être normalisée au travers de la proposition d'un seuil en énergie cumulée. De plus, on constate une saturation de l'énergie acoustique dissipée peu avant la rupture de l'éprouvette, ce qui est cohérent avec les observations sur la courbe de comportement macroscopique. Enfin, la forme de l'évolution de l'énergie acoustique cumulée constitue une information intéressante dans la construction de la loi d'évolution d'un modèle d'endommagement. L'usage de la courbe d'énergie acoustique cumulée pour identifier les lois d'évolution d'un modèle d'endommagement (par la comparaison avec l'énergie mécanique dissipée par l'endommagement), combinée à la courbe de comportement constitue un piste intéressante, encore peu exploitée aujourd'hui.

De plus, il est possible de classer les différents types d'évènements acoustiques en fonction de leurs signatures et d'essayer de les relier à un type d'endommagement. Cette clustérisation des évènements acoustiques a fait l'objet de nombreux travaux sur les CMC [76,87] mais reste encore aujourd'hui délicate. Dans le cadre de ce travail, une méthode de classement non supervisée est utilisée afin de distinguer (i) les évènements acoustiques en lien avec les bruits machines et les frottements des fissures et (ii) les évènements en lien avec l'endommagement matriciel. Parmi les nombreux paramètres mesurés sur une onde acoustique, seuls les paramètres faiblement corrélés entre eux ont été conservés. Dans le

cadre de cette étude, seuls les trois paramètres : temps de montée, durée et amplitude sont considérés. Une méthode de classification, de type k-means à deux familles, a été appliquée sur les essais de traction incrémentaux à 0°, 45° et 90° sur la base des 3 paramètres acoustiques mentionnés précédemment (exprimés dans un espace normalisé). La Figure 6b présente la classification des événements acoustiques lors d'un essai de traction incrémental sens chaîne. Les événements supposés en lien avec l'endommagement interviennent essentiellement durant les phases de chargement et l'effet Kaiser semble vérifié pour les différents essais réalisés. Les autres événements acoustiques interviennent essentiellement durant les phases de décharges et sont probablement en lien avec les frottements intervenant lors de la phase de fermeture des fissures. L'exploitation de l'émission acoustique fournit des informations intéressantes sur la progressivité de la fermeture des fissures et peut s'avérer très utile lors des phases d'identification. Enfin, quelques événements acoustiques, en lien avec l'endommagement, sont enregistrés pour les plus hauts niveaux de compression, probablement en lien avec la propagation des décohésions inter-torons dues aux déformations de traction hors-plan générées par effet Poisson.

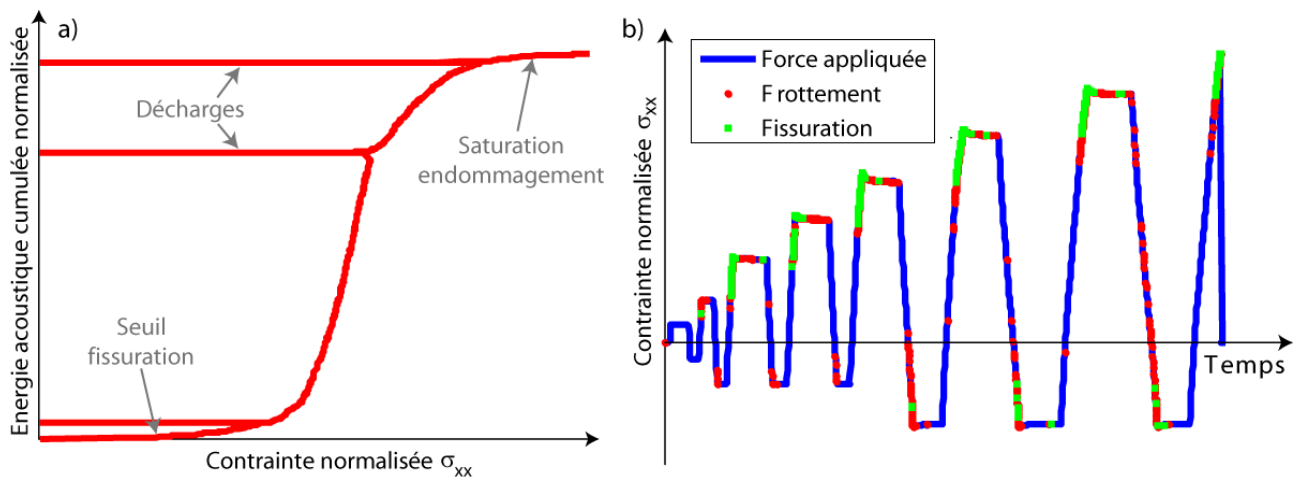


Figure 6 : a) Courbe d'énergie acoustique cumulée durant un essai de traction avec décharge sens chaîne et b) classification des événements acoustiques lors d'un essai de traction incrémental sens chaîne avec passage en compression

Enfin, tous les essais, réalisés à l'Onera, ont été menés jusqu'à rupture. La Figure 7 présente les faciès de rupture respectivement après un essai sens chaîne et à 45°. Les mécanismes de ruine sont clairement pilotés par la microstructure, la rupture des éprouvettes en traction étant due à la rupture des torons de fibres. Ce point est important pour la construction d'un modèle de rupture. On notera que pour ces matériaux particuliers, l'orientation de l'endommagement est pilotée par la direction du chargement, alors que l'orientation de la rupture est imposée par la microstructure, impliquant ainsi la proposition de modèles d'endommagement et de rupture relativement complexes afin de décrire l'ensemble des mécanismes physiques observés.

En conclusion, des essais de traction incrémentaux ont été menés à l'Onera et à l'UTC afin de bien appréhender les mécanismes d'endommagement et de rupture intervenant dans les nouvelles générations de matériaux CMC tissés 3D. Ces essais ont été multi-instrumentés afin de valider les différentes hypothèses de modélisation effectuées dans le modèle ODM-CMC qui sera présenté dans la section III. 2. L'usage de la corrélation d'images numériques, de l'émission acoustique et de l'analyse d'images MEB a été essentiel pour expliquer les phénomènes mis en jeu et les couplages entre les différents mécanismes d'endommagement.

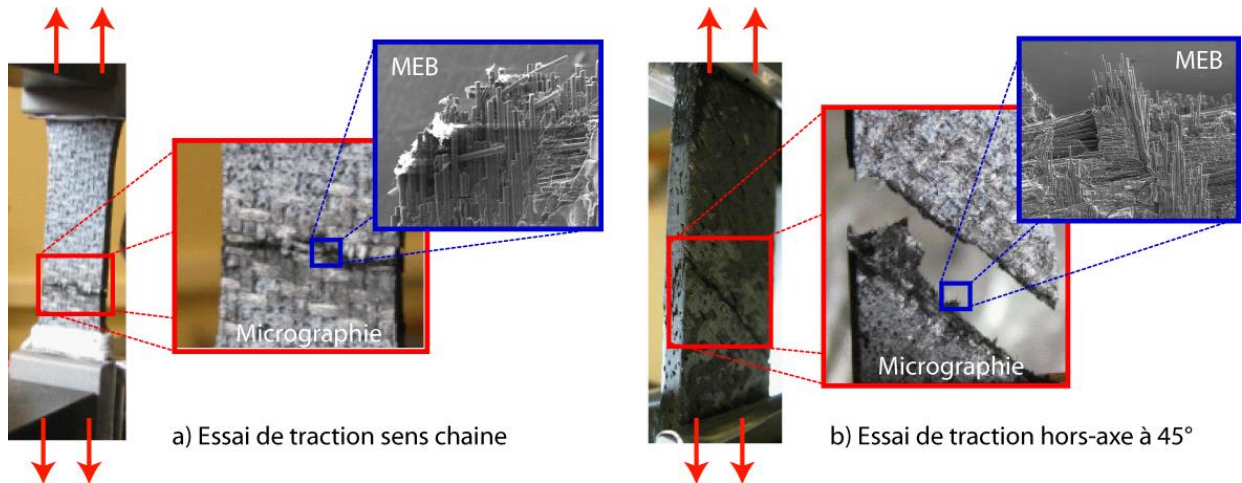


Figure 7 : a) Faciès de rupture en traction sens chaîne et b) en traction hors-axe à 45°

Des essais de cisaillement interlaminaire (essai d'ILSS) ou de torsion sur barreaux permettant d'avoir accès aux mécanismes d'endommagement hors-plan ont également été menés à l'UTC Compiègne dans le cadre de la thèse de N. Tableau [98]. Toutefois, l'analyse fine de ces essais ne peut être effectuée qu'à l'aide de simulations par éléments finis non linéaires utilisant un modèle matériau avancé, ce qui est une absolue nécessité pour appréhender les causes des différents phénomènes observés. Ces essais sur structures seront présentés dans la section IV. 1. 3.

II. 2. COMPREHENSION DES MECANISMES D'ENDOMMAGEMENT ET DE RUPTURE DES TISSÉS 3D CMO

Afin de proposer des structures composites compétitives mais particulièrement exposées à des impacts divers (oiseaux, débris, ...), telles que les aubes Fan ou les contre-fiches de train d'atterrissage, une nouvelle génération de matériau tissé 3D a été développée par le groupe Safran, et notamment Snecma et Messier-Bugatti-Dowty (MBD). Ce matériau est un composite constitué de torons de fibres de carbone enrobés dans une matrice organique (de type époxy). L'architecture du tissage est de type tissé 3D afin d'obtenir des propriétés résiduelles après impact intéressantes ainsi que des propriétés hors-plan nettement supérieures à celles des matériaux stratifiés d'unidirectionnels usuels. Un exemple d'architecture de tissage 3D a été présenté en Figure 2. Le matériau tissé 3D considéré est déséquilibré, c'est-à-dire que le taux volumique de torons de chaîne est différent de celui des torons de trame. Le matériau étudié présente également une épaisseur moyenne relativement importante, de l'ordre de 10mm. De plus, une spécificité de ces matériaux réside dans les dimensions importantes (de l'ordre du centimètre) de leur Volume Élémentaire Représentatif, ce qui implique une réflexion sur les dimensions des éprouvettes testées et sur la pertinence des différents moyens de mesure mis en place.

Dans le cadre du projet PRC Composites, la thèse d'Antoine Hurmane⁴, a porté sur l'étude des mécanismes d'endommagement et de rupture en traction, mais surtout en compression, chargement potentiellement dimensionnant pour des applications train d'atterrissage proposées par MBD. L'ensemble des essais a été réalisé, à l'Onera par Pascal Paulmier, pour établir les scénarii de ruine et permettre l'identification d'un modèle matériau défini à l'échelle macroscopique.

Les essais de traction à 0°, 45° et 90° ont été réalisés à l'Onera pour établir le scénario de rupture en traction, synthétisé sur la Figure 8 pour un essai de traction sens trame à rupture. Le comportement en traction du matériau peut être décomposé en trois phases :

- **Phase I :** Pour les faibles niveaux de charges, le comportement est faiblement non-linéaire, phénomène dû à la viscosité de la matrice organique, aucun événement acoustique notable n'étant enregistré durant cette phase. Cette non linéarité matériau est plus visible lors d'essais de traction hors-axe à 45° où le comportement du matériau est essentiellement piloté par la matrice, comme illustré en Figure 9. De plus, des essais de fluage en traction (à différents niveaux de contrainte) ont été réalisés dans les différentes directions matériau sous les seuils de méso-endommagement et ont montré que les déformations évoluent durant les paliers (particulièrement dans la direction à 45°), illustrant ainsi la viscosité de la matrice epoxy. Un point intéressant réside dans l'évolution non linéaire des déformations mesurées en fin de fluage en fonction du niveau de contrainte appliquée. Une analyse des chants des éprouvettes au MEB a permis d'observer des décohésions fibre/matrice au sein des torons de fibres, normales au chargement de traction comme montré sur la Figure 8. La non linéarité visqueuse observée lors d'essais de fluage en traction ; *i.e.* le fait que la déformation ε obtenue en fin d'un palier de fluage à σ ne soit pas égale (mais supérieure) à $2.\varepsilon$ pour un palier de fluage à $2.\sigma$; est probablement dû à ces micro-dommages qui induisent localement des sur-

⁴ La thèse d'Antoine Hurmane, intitulée « Analyse par un dialogue essais/calculs de la tenue en compression de structures composites tissées 3D », financée par une bourse CIFRE MBD dans le cadre du PRC Composites, a été soutenue 19 Juin 2015 et a eu pour directeur de thèse Zobeir Aboura à l'UTC Compiègne. J'ai co-encadré cette thèse à l'Onera avec François-Xavier Irisarri et avec Sylvain Leclercq pour MBD.

déformations. L'effet des micro-dommages est important sur la viscosité car les micro-endommagements sont présents dans la matrice qui pilote essentiellement le comportement visqueux du matériau. Au contraire, le comportement élastique, étant essentiellement dû aux torons de fibres, est nettement moins influencé par ces micro-endommagements.

- **Phase II :** Pour des niveaux de charges plus élevés, le comportement devient notablement non linéaire en raison de la présence de fissuration matricielle mésoscopique observée dans les poches de résine inter-toron. Ces fissures présentent une forme caractéristique en trapèzes, comme illustré en Figure 8 à l'aide d'un suivi optique sous charge. Le dispositif optique disponible à l'Onera consiste à associer une caméra à un microscope monté sur une table 3 axes permettant de prendre un nombre important de clichés sur le chant de l'éprouvette pendant le chargement. Contrairement aux matériaux tissés 2D où la fissuration observée est essentiellement intra-toron [32], les fissures observées au sein des matériaux tissés 3D étudiés sont essentiellement localisées dans les poches de résine et très peu dans les torons de fibres. Le nombre de fissures matricielles augmente de manière progressive avec le chargement. Dans la direction trame, où le taux de toron est relativement faible, il semble que la saturation de l'endommagement soit même atteinte avant la rupture, signifiant que quasiment toutes les poches de résine ont été fissurées. Enfin, des essais de fluage ont été réalisés à des niveaux de contraintes au-delà des seuils d'endommagement et il a été constaté une forte influence des fissures mésoscopiques sur la déformation de fluage, et ce, même dans la direction des renforts. On notera également que ces fissures matricielles en forme de trapèze s'accompagnent de décohésions inter-toron, comme montré sur la Figure 8. De plus, la réorientation des torons au sein du matériau (par exemple les torons de chaîne se tendent durant le chargement de traction et repoussent les torons de trame dans l'épaisseur), phénomène intervenant donc à l'échelle mésoscopique, génère également des décohésions inter-torons. Ces décohésions inter-toron ont tendance à se propager avec l'augmentation de la charge appliquée sans pour autant dégénérer en larges délaminages. Une conclusion importante de cette étude réside dans la démonstration de l'aspect diffus des endommagements observés au sein de ce type de matériau, y compris pour les mécanismes hors-plan, ce qui constitue une différence majeure avec les stratifiés d'unidirectionnels. Ce point est très important pour la proposition de modèles d'endommagement qui seront présentés dans la section III. 3.
- **Phase III :** Enfin, la rupture des éprouvettes lisses testées à 0° , 45° et 90° est due à la rupture des torons de fibres en traction, résultant d'un emballement des ruptures de fibres. Les faciès de rupture ont été analysés par suivi optique et au MEB pour analyser la morphologie des torons rompus ; ces faciès sont assez classiques en regard de ceux observés pour les matériaux tissés 2D. Ces mécanismes de ruine sont très énergétiques et conduisent instantanément à la rupture des plaques lisses.

Afin de construire un modèle d'endommagement et de rupture, on peut classer les différents endommagements en fonction de leurs effets sur le comportement matériau. Par la suite, pour les matériaux tissés 3D à matrice organique, on appellera *micro-dommages*, les décohésions fibres/matrice au sein des torons ou les micro-fissures matricielles qui ont un effet négligeable sur les propriétés élastiques du matériau, mais notable sur le comportement visqueux de la matrice. On désignera par *méso-dommages*, les fissurations matricielles observées dans les poches de résine qui ont un effet notable sur l'élasticité et la viscosité du matériau. Enfin, le terme *macro-dommages* désigne les ruptures de torons de fibres et les décohésions inter-toron, phénomènes très dissipatifs, qui ont un fort effet sur la réponse du matériau et entraîne un comportement adoucissant (*i.e.* chute brutale de la contrainte) dans la direction de l'effort appliqué.

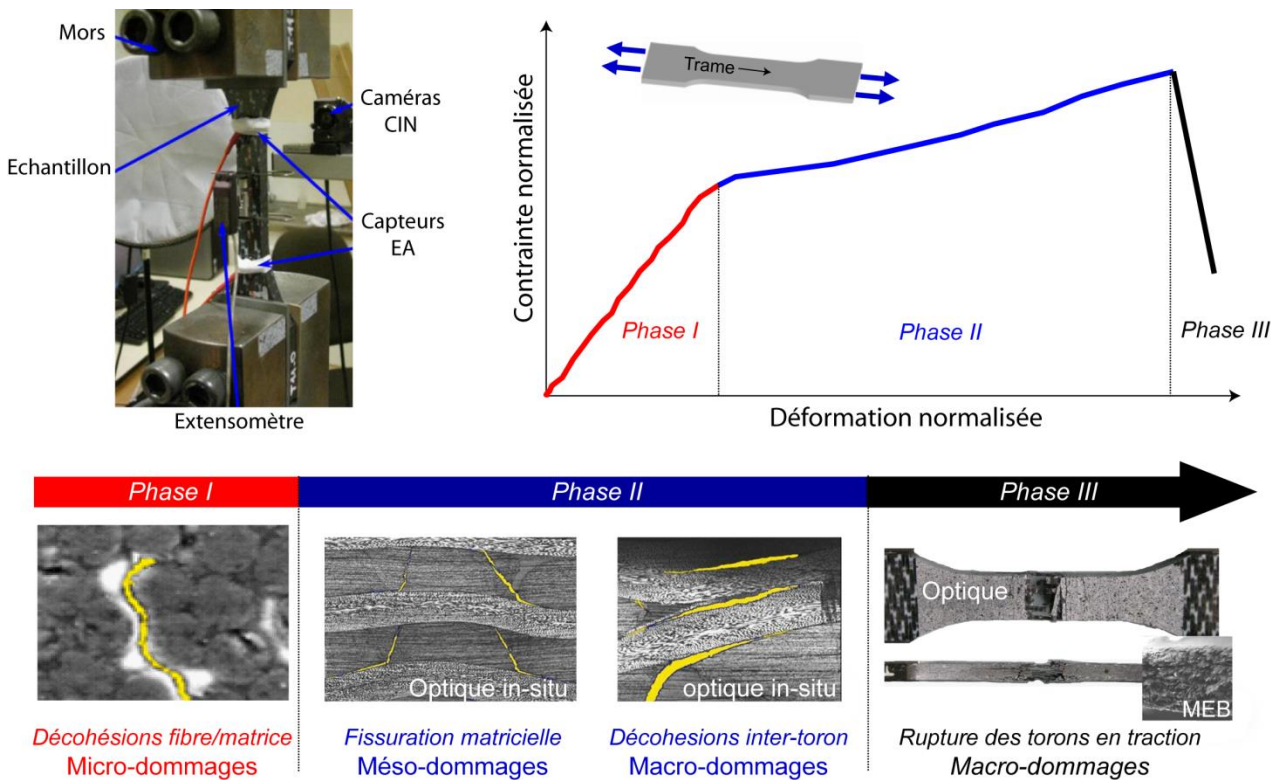


Figure 8 : Scénario de rupture d'un matériau tissé 3D établi lors d'essais de traction multi-instrumentés sens trame.

Les conclusions de cette étude expérimentale sont en accord avec celles établies préalablement dans les travaux de thèse de J. Schneider [92] menés à l'UTC en collaboration avec Snecma sur une autre nuance de matériau tissé 3D. Lors de ces travaux, les trois phases du comportement matériau avaient également pu être mises en avant. Une originalité de ce travail réside dans l'étude de l'influence de la viscosité sur le comportement matériau et de l'influence des différents types d'endommagement sur cette viscosité.

Par conséquent, les essais de traction à 45° ont fait l'objet d'une attention particulière et ont été multi-instrumentés avec (i) un extensomètre de longueur 25mm pour mesurer la réponse du matériau, (ii) de la stéréo-corrélation d'images avec le logiciel Vic3D® pour mesurer le comportement du matériau mais aussi suivre la fissuration du matériau en surface, (iii) de l'émission acoustique pour un suivi plus volumique de l'endommagement et (iv) de la μ -tomographie⁵ pour étudier de manière fine les différents endommagement lors d'essais interrompus. Durant cette thèse, j'ai activement participé aux développements des outils sous Matlab® permettant de suivre l'endommagement, notamment avec la corrélation d'images numériques en utilisant la méthode de l'écart à la linéarité [28] ou pour le traitement des images obtenues par μ -tomographie X. L'émission acoustique a permis de détecter le seuil des méso-endommagements, qui intervient à plus de 50% de la charge à rupture. Comme mentionné précédemment, la non linéarité observée préalablement est due à la viscosité de la matrice qui est non négligeable. Puis, l'endommagement surfacique a pu être suivi à l'aide de la corrélation

⁵ Les micro-tomographies réalisées dans le cadre de cette étude ont été effectuées par Safran-Composites. Le générateur de rayon X de ce micro-tomographe est un tube à micro-foyer, émettant un faisceau divergent polychromatique orienté dans un volume de forme conique. Le détecteur est quant à lui de type plan et comporte 2048×2048 pixels. Les configurations des différentes acquisitions ont permis, pour les échantillons traités, d'obtenir des résolutions spatiales de l'ordre de 30 μ m.

d'images et on constate que la fissuration matricielle est clairement orientée par la microstructure. De plus, un essai interrompu à 95% de l'effort à rupture a été analysé au μ -tomographe. Les fissures matricielles en forme de trapèze ou les décohésions inter-torons sont de l'ordre du millimètre et sont donc aisément détectables avec les résolutions des micro-tomographes disponibles aujourd'hui en laboratoire. A nouveau, les fissurations matricielles sont orientées par la microstructure et s'accompagnent de décohésions inter-torons. Ces endommagements, bien que nombreux, restent diffus au sein de l'éprouvette testée. Enfin, la rupture de l'éprouvette est due à la rupture des torons sens trame, et induit une chute de l'effort appliqué.

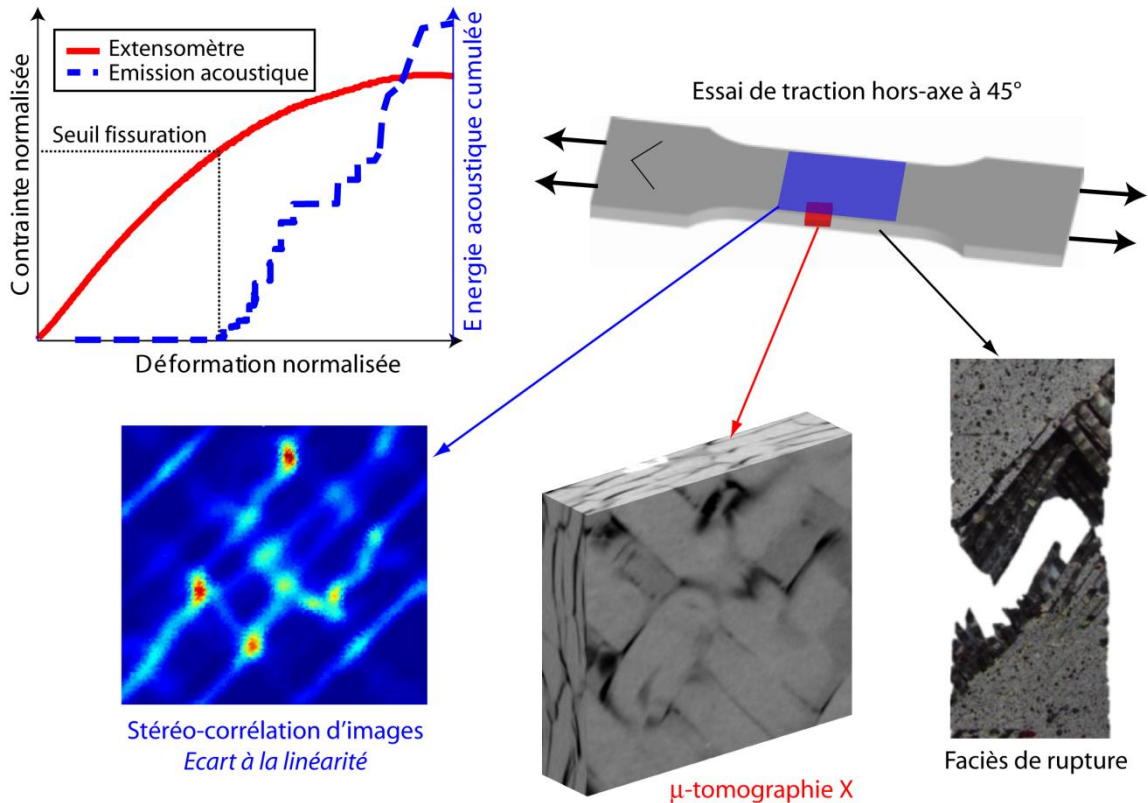


Figure 9 : Etude des sources de non linéarités intervenant lors d'un essai de traction hors-axe à 45° mené à rupture.

L'originalité principale de ce travail réside dans l'étude du comportement, de l'endommagement et de la rupture de matériaux tissés 3D sous chargement de compression. Aussi, des essais de compression à 0°, 45° et 90° ont été réalisés à l'Onera pour établir le scénario de rupture en compression, synthétisé sur la Figure 10 lors d'un essai de compression sens trame à rupture. Le comportement en compression du matériau peut être décomposé en deux phases :

- **Phase I :** A nouveau, pour les faibles niveaux de charges (jusqu'à 50% de la charge à rupture), le comportement est faiblement non-linéaire, et peut être attribué à la viscosité de la matrice, aucun événement acoustique notable n'étant enregistré durant cette phase. De plus, des essais de fluage en compression (à différents niveaux de contrainte) ont été réalisés dans les différentes directions matériau et les déformations mesurées évoluent également durant les paliers (particulièrement dans la direction à 45°). Toutefois, en compression, la déformation de fin de fluage évolue linéairement avec le chargement de fluage appliqué. Une analyse MEB des chants des éprouvettes révèle la présence de micro-dommages mais, cette fois, parallèles aux chargements appliqués de

compression, engendrés par les déformations hors-plan dues aux effets Poisson. Ces décohésions fibre/matrice n'ont pas d'effet direct dans la direction du chargement (ou transverse dans le plan) et sont donc en accord avec l'évolution linéaire des déformations de fluage en fonction du niveau de chargement. En revanche, les déformations dans la direction hors-plan doivent certainement évoluer de manière non linéaire mais n'ont pu être mesurées dans cette étude. En conclusion, l'hypothèse d'influence des micro-dommages (décohésions fibre/matrice) sur la viscosité semble pertinente et permet d'expliquer les différences observées de comportement en traction et en compression. Il convient toutefois de noter que, probablement, d'autres sources de non linéarités sont présentes (telles que de la viscoplasticité en bords des micro-dommages) mais sont probablement du second ordre et ne seront pas considérées dans la modélisation proposée.

- Phase III :** Il a été observé, lors de cette phase, l'apparition de décohésions inter-torons, dues aux déformations de traction hors-plan induites par effet Poisson et par l'augmentation de l'ondulation des torons en raison du chargement de compression. Puis, la rupture des éprouvettes lisses testées à 0° , 90° est due à la rupture des torons de fibres (respectivement sens chaîne ou trame) en compression, résultant du kinking des fibres à l'échelle microscopique. Cette rupture s'amorce dans les zones où les décohésions inter-torons ont été observées préalablement. La rupture des torons est extrêmement énergétique et entraîne la ruine de l'éprouvette. L'analyse des faciès de rupture par suivi optique montre un angle de rupture hors-plan particulier, différent dans la direction chaîne et la direction trame. Ce constat a également été effectué sur un matériau présentant une nuance de tissage différent. Il semble que l'angle de rupture soit en lien avec l'angle d'embuvage maximal présent dans le tissage.

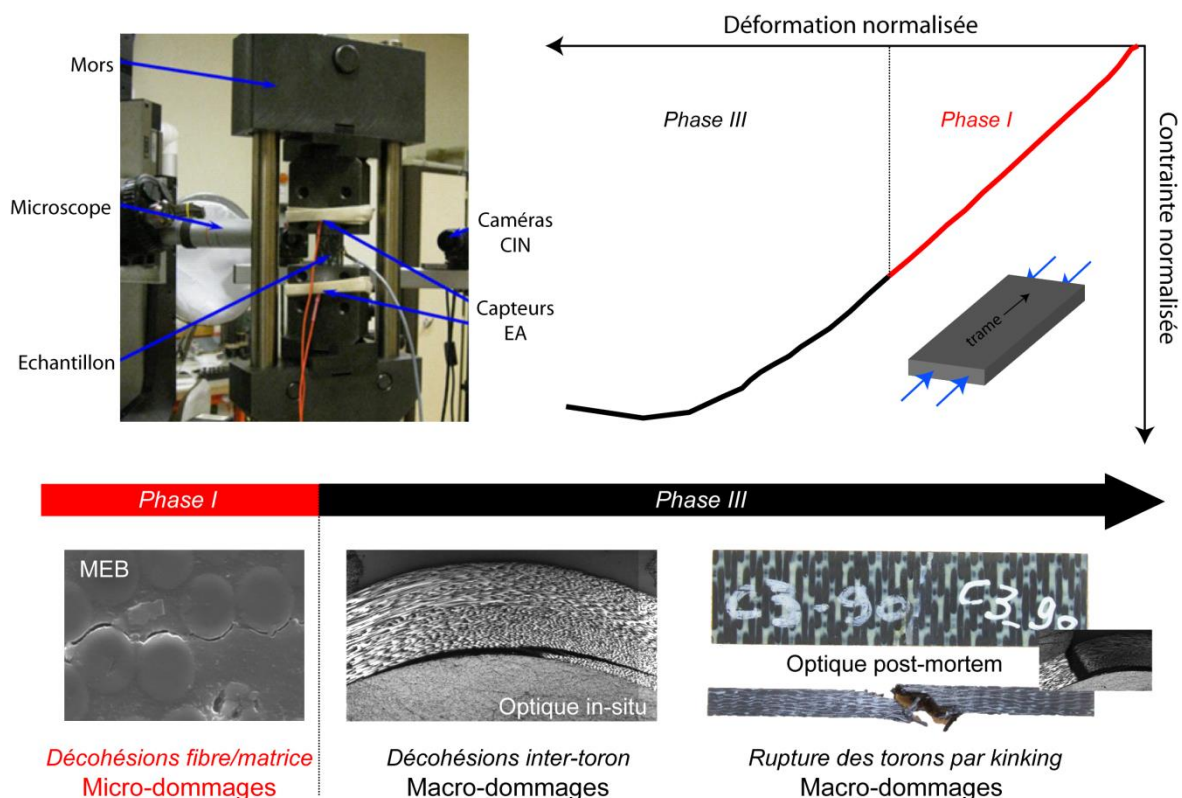


Figure 10 : Scénario de rupture d'un matériau tissé 3D établi lors d'essais de compression multi-instrumentés sens chaîne.

Pour aller plus loin dans l'analyse des mécanismes de ruine en compression, des essais de compression sens chaîne et trame ont été effectués avec un suivi optique sous charge régulier pour observer l'évolution des différents mécanismes d'endommagement et de rupture intervenant dans la phase III.

La Figure 11 présente l'évolution des différents types d'endommagement jusqu'à rupture. On observe vers 60% de la charge à rupture une décohésion qui intervient à l'interface entre le toron de chaîne et de trame où l'angle d'embuvage du toron de chaîne est maximal dans le matériau. Puis une deuxième décohésion est observée sur le même toron de chaîne. Le toron, ainsi libérée, rompt par kinking des fibres où l'ondulation du toron est maximale, comme illustré sur l'image MEB reportée en Figure 11. Ces observations sont en accord avec les différentes théories proposées [36,55,84] pour prévoir la rupture des fibres par kinking au sein de plis unidirectionnels. Ces théories supposent un mésalignement initial des fibres qui est une inconnue du problème pour les UD, dépendant des conditions d'élaboration et identifiée par méthode inverse. Dans le cas présent, le « mésalignement » des torons avec la direction de chargement est connue et est relativement reproductif. Les essais de compression ont été triplés et la dispersion expérimentale sur la force à rupture est nettement inférieure à celle constatée pour les matériaux unidirectionnels. Cette analyse avait déjà été effectuée sur les matériaux tissés 2D [23], mais à ce jour, cette étude n'avait pas été réalisée pour des matériaux tissés 3D présentant de forts angles d'embuvage.

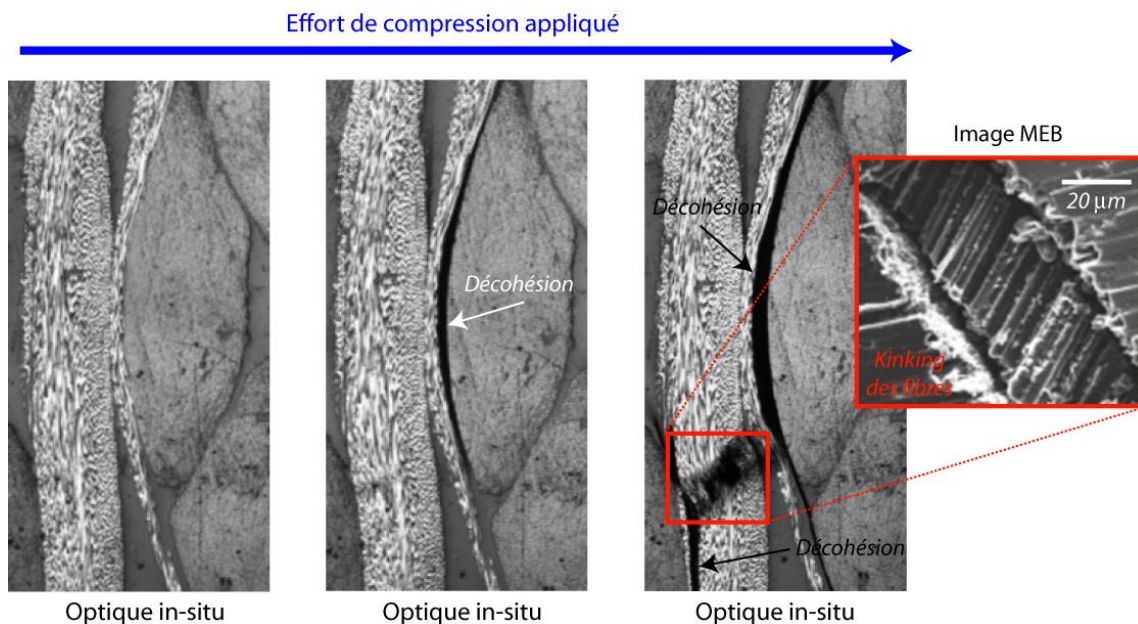


Figure 11 : Analyse fine de la ruine des torons en compression par kinking des fibres.

Les mécanismes d'endommagement et de rupture intervenant dans les matériaux tissés 3D du groupe Safran ont été étudiés à l'aide d'essais de traction et de compression sur éprouvettes lisses richement instrumentés et sont aujourd'hui bien établis. Pour valider les conclusions de ce travail expérimental, des essais complémentaires de flexion sur matériaux tissés 3D ont été effectués. Ce type de sollicitation est particulièrement intéressant puisqu'une face est soumise à un chargement de traction pour valider les mécanismes d'endommagement matriciel et l'autre face est soumise à un chargement de compression pour valider le scénario de rupture. Un dispositif de compression à mors rotulés, alternatif à l'essai de flexion 4 points, a été proposé dont le principe est détaillé sur la Figure 12. En décalant la ligne d'application de l'effort de la demi-épaisseur du matériau, ce montage de compression avec mors rotulés permet d'appliquer un chargement de flexion quasi-pure à l'éprouvette, sans pour autant induire de rupture prématurée sous les rouleaux d'appui, comme usuellement observé pour le montage de flexion 4 points. De plus, il est possible d'observer les deux faces de l'éprouvette par stéréo-corrélation d'images ainsi qu'une observation optique du chant de l'éprouvette pour effectuer un suivi fin des

mécanismes d'endommagement. La Figure 12 présente le suivi des endommagements jusqu'à la rupture d'une éprouvette sens trame sous sollicitation de compression avec mors rotulés, pilotée en déplacement. On observe, à 80% de la charge à rupture, des décohésions inter-torons sur la face en compression, puis de la fissuration matricielle en forme de trapèze sur la face en traction peu avant la rupture et, enfin, des ruptures de torons en compression par kinking des fibres. En revanche, on constate une rupture progressive des torons en compression entraînant une diminution de l'effort appliqué à l'éprouvette. Dans ces essais de compression à mors rotulés, on retrouve donc l'intégralité des mécanismes d'endommagement et de rupture observés lors des essais de traction et de compression sur éprouvettes lisses, confortant ainsi les constats établis dans ce travail.

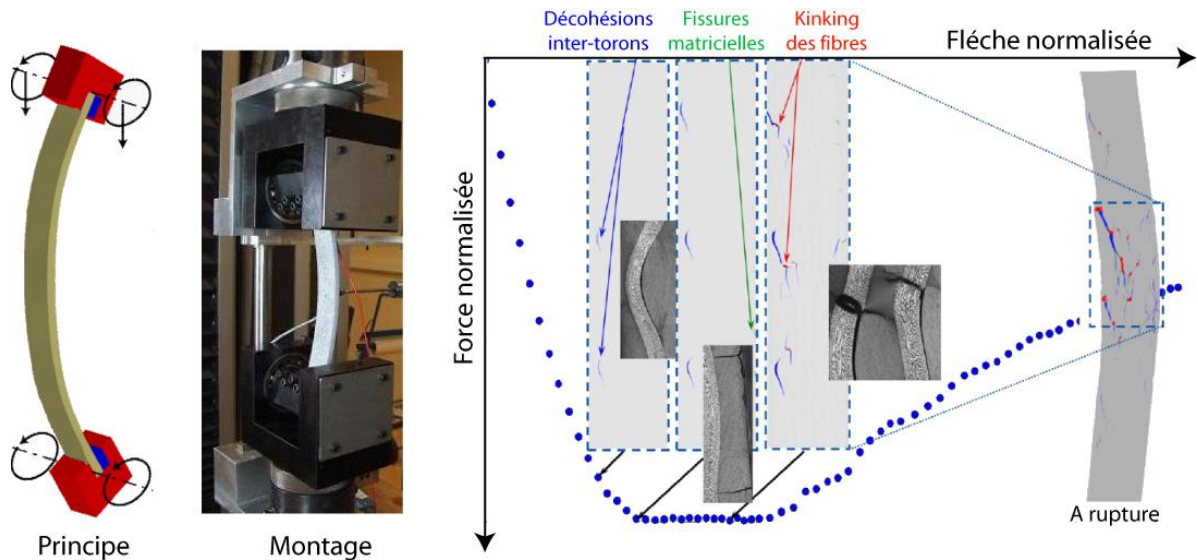


Figure 12 : Présentation du montage de compression à mors rotulés et suivi des endommagements intervenant lors de cet essai sur matériau tissé 3D sens trame.

En conclusion, les mécanismes d'endommagement et de rupture des matériaux tissés 3D à matrice organique, récemment développés par le groupe Safran ont été étudiés dans le cadre du PRC Composites, particulièrement par l'UTC Compiègne et l'Onera. Les scénarii d'endommagement et de rupture sur éprouvettes lisses sous chargement statique de traction, de compression et de flexion ont pu être établis à l'aide d'essais richement instrumentés avec de la corrélation d'images numériques, de l'émission acoustique et de la μ -tomographie X. Ce dernier moyen de mesure est particulièrement intéressant pour les matériaux tissés 3D à matrice organique où les observations en surface ne sont pas représentatives des phénomènes intervenant au cœur du matériau et où les fissures ne sont pas planes mais présentent des formes tridimensionnelles. De plus, les tailles de fissures à l'échelle mésoscopique, de l'ordre du millimètre, présentant des effets notables sur le comportement, sont compatibles avec les résolutions des micro-tomographes actuellement disponibles en laboratoire. Aujourd'hui, la détection de larges défauts (type macroporosité) est relativement aisée avec ce moyen de mesure mais la détection robuste de fissures reste encore délicate et fait actuellement l'objet de différents travaux [34], notamment en utilisant la corrélation d'images volumiques [69,90]. En collaboration avec les laboratoires spécialistes de ce moyen de mesure ; tels que le LMT Cachan, LAMCOS, MATEIS ou Pprime ; il serait intéressant d'exploiter les images de μ -tomographies (en particulier sous charge) de manière quantitative (mesure de l'évolution de la densité de fissures à l'échelle mésoscopique par exemple) pour valider de manière fine les modèles d'endommagements développés pour ces matériaux spécifiques.

Le groupe Safran a développé initialement les composites tissés 3D pour des pièces particulièrement exposées aux impacts comme l'aube Fan du moteur Leap. Dans le cadre du projet PRC Composites, les aspects dynamiques rapides ont été abordés dans le cadre des thèses de Jean-Charles Guldner [35] et plus récemment dans la thèse de Nicolas Tran⁶.

La problématique de la nocivité des défauts induits par impact basse vitesse / basse énergie, représentatifs des problématiques de chutes d'outils lors des phases de fabrication et de maintenance, a été traitée dans le cadre de la thèse de d'Adrien Elias⁷. Cette thèse a traité la problématique de l'influence des défauts d'impacts sur les propriétés mécaniques résiduelles aussi bien d'un point de vue expérimental que numérique (ce point sera détaillé dans la section V. 2). L'étude des endommagements générés lors d'essais d'impact basse vitesse / basse énergie sur des matériaux tissés 3D est présentée dans cette section. La machine disponible à l'Onera, présentée sur la Figure 13, est une tour de chute Dynatup 8250 avec un système anti-rebond.

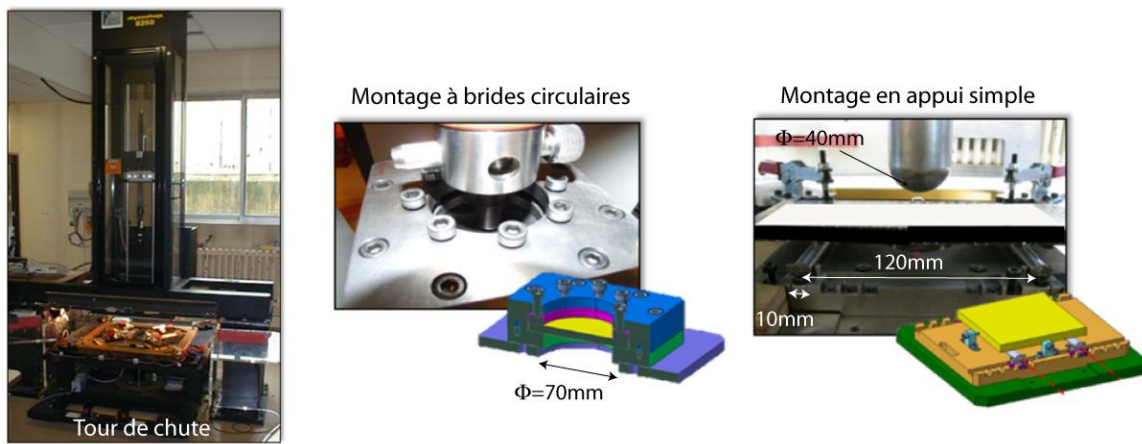


Figure 13 : Présentation de la tour de chute pour réaliser des impacts basse vitesse / basse énergie sur éprouvettes tissées 3D et des deux montages disponibles à l'Onera avec bride circulaire ou en appui simple sur rouleaux.

Un impacteur hémisphérique en acier de diamètre 40mm (large diamètre pour éviter d'impacter uniquement un toron ou la matrice inter-toron) et d'une masse de 15kg a été utilisé. Différents niveaux d'énergies (de 60J à 210J) ont été considérés en changeant la vitesse de l'impacteur (en ajustant la hauteur de chute de l'impacteur). Les essais d'impact ont été réalisés avec deux montages différents afin d'étudier l'influence des conditions aux limites sur la réponse à l'impact. Un premier montage à brides circulaires a été utilisé pour réaliser l'analyse approfondie des mécanismes d'endommagement à l'impact et un second montage avec appuis sur rouleaux, plus adapté aux sollicitations post-impact, a servi à l'étude des performances résiduelles. Chaque essai a été répété deux à trois fois pour avoir une

⁶ Thèse de doctorat de l'Ecole Centrale de Lille de N. Tran, financée par une bourse CIFRE Snecma, intitulée « Caractérisation du comportement mécanique (visco)-élastique des matériaux composites tissés 3D sous sollicitations dynamiques », 2013-2016, dont le directeur de thèse est Mathias Brieu et l'encadrement à l'Onera est assurée par Julien Berthe et Gérald Portemont.

⁷ La thèse d'Adrien Elias, intitulée « Nocivité des défauts induits par impact pour les structures composites tissées 3D à matrice organique », financée dans le cadre du PRC Composites, a été soutenue le 26 Juin 2015 et a eu pour directeur de thèse Laurent Gornet à l'ECN. J'ai co-encadré cette thèse à l'Onera avec Myriam Kaminski et avec Julien Schneider pour Snecma.

estimation de la dispersion expérimentale, qui est relativement faible en comparaison de celle des stratifiés d'unidirectionnels.

Après impact sur le montage à brides circulaires, quelques éprouvettes ont été découpées dans les directions du matériau (0° , 45° et 90°) afin d'observer avec une résolution importante les différents endommagements engendrés lors de l'impact. Les coupes micrographiques ont été observées au microscope optique après polissage. Ces observations ont été complétées par l'analyse d'éprouvettes par μ -tomographie X pour étudier de manière volumique la répartition spatiale de la fissuration. La Figure 14a présente le faciès d'endommagement observé sur une coupe micrographique à 90° après un impact à 100J avec le montage de bride circulaire. Les principaux modes d'endommagements sont de la fissuration matricielle dans les poches de résine inter-toron et surtout des décohésions inter-torons. Ce dernier mécanisme représente l'essentiel de l'énergie dissipée lors des essais d'impact, justifiant ainsi son classement dans les macro-dommages intervenant au sein du matériau. La répartition spatiale des endommagements présente une forme conique dans l'épaisseur. Des décohésions inter-toron et des fissures matricielles typiques de cisaillement hors-plan (en forme de S) sont observées et leur répartition semble en cohérence avec le gradient de cisaillement hors-plan dans l'épaisseur obtenu par calculs éléments finis. On observe également des fissures matricielles planes sur la face opposée à l'impact, ce qui est dû au chargement local de traction induit par la flexion de l'éprouvette. Un point intéressant réside dans l'absence d'endommagement dans la zone localisée directement sous l'impacteur pourtant soumise à de forts niveaux de contrainte de compression. Sous l'impacteur, un calcul par éléments finis permet de constater que la multi-axialité des contraintes est proche d'un état de compression hydrostatique pure. L'influence bénéfique de la pression hydrostatique qui limite la fissuration matricielle a déjà été démontrée dans de nombreux travaux [41,43] pour les matériaux stratifiés d'unidirectionnels et pourrait expliquer l'absence d'endommagement sous l'impacteur.

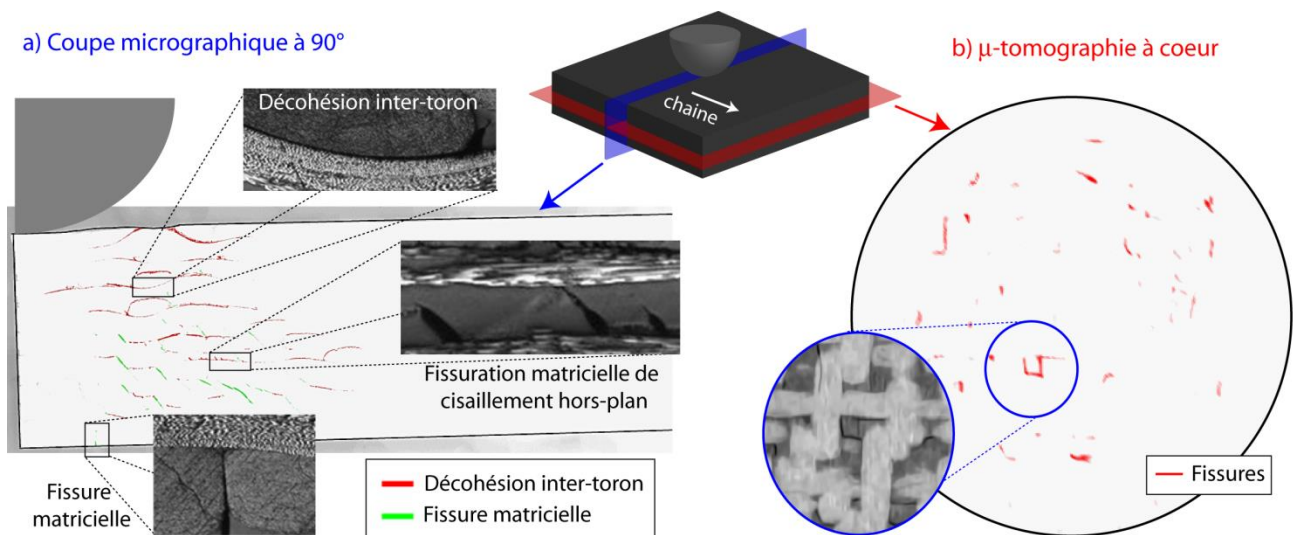


Figure 14 : Analyse des endommagements présents au sein d'un matériau tissé 3D après impact à 100J au moyen de coupes micrographiques et de micro-tomographie X.

La Figure 14b présente également la répartition des endommagements au sein d'une coupe à mi-épaisseur du matériau où les endommagements générés par cisaillement interlaminaire sont les plus importants. On constate que les endommagements observés sont diffus, contrairement aux stratifiés d'unidirectionnels au sein desquels de larges délaminages auraient été observés. Ce point est particulièrement important car il montre que les modèles pertinents pour représenter les mécanismes

d'endommagement au sein de matériaux stratifiés d'unidirectionnels, tels que les modèles de zone cohésive bien adaptés pour la description du délaminage, ne seront pas adaptés aux matériaux tissés 3D.

Enfin, un essai d'indentation sur éprouvette tissée 3D a été réalisé avec une force maximale correspondant à la force maximale mesurée durant l'essai d'impact à 80J. Les mécanismes d'endommagement sont similaires à ceux observés lors des essais d'impact (mêmes types d'endommagements et répartition spatiale similaire), comme observé sur la coupe micrographique de la Figure 14. La différence majeure entre les essais d'impacts et d'indentation réside dans l'empreinte résiduelle qui est plus importante pour l'essai d'indentation en raison du temps de contact entre l'impacteur et l'éprouvette qui est plus important. On notera que la similarité des endommagements générés lors d'un chargement statique (indentation) ou dynamique (impact basse vitesse) fait toujours débat au sein de la communauté même pour les composites stratifiés.

En conclusion, les mécanismes d'endommagement et de rupture présents au sein de matériaux tissés 3D à matrice organique intervenant lors de sollicitations statiques de traction, compression et flexion ou de sollicitations dynamiques de type impact basse vitesse / basse énergie, représentatifs de chute d'outils, ont été étudiés dans le cadre du PRC Composites. Les différents phénomènes ont été classés en fonction de leurs effets sur le comportement macroscopique du matériau et sont divisés en trois catégories : (i) les micro-dommages représentant les décohésions fibre/matrice ou la microfissuration matricielle, (ii) les méso-dommages représentant les fissurations matricielles en forme de trapèze et (iii) les macro-dommages constitués des ruptures de torons en traction ou compression et des décohésions inter-torons. Les scénarii d'endommagement et de rupture sont bien établis pour les essais élémentaires sous chargement statique ou d'impact. Enfin, les protocoles d'identification pour les propriétés dans le plan sont également disponibles et exploitent la multi-instrumentation des essais, comme détaillé dans la section IV. 1. 1.

Toutefois, la compréhension des mécanismes d'endommagement hors-plan, essentiellement les décohésions inter-torons, intervenant sous chargement tridimensionnel et leurs interactions avec les autres types d'endommagement reste encore mal maîtrisée. De nombreux travaux sont actuellement en cours, dans le cadre du PRC Composites, pour identifier les seuils d'endommagement hors-plan et générer une base d'essais exploitables, notamment à partir d'essais de dépliage/pliage sur cornières tissées 3D à matrice organique, pour proposer un critère de rupture hors-plan valable sous chargement multiaxial tridimensionnel. Ces essais ont été initialement développés pour les matériaux stratifiés d'UDs et les protocoles d'identification des résistances hors-plan ont été mis en place lors d'études que j'ai menées avec Airbus et qui sont détaillées dans la section suivante.

II. 3. ETUDE DE L'AMORÇAGE DU DELAMINAGE DANS LES STRUCTURES STRATIFIEES DE PLIS UD

Contrairement aux matériaux tissés 3D récemment développés, les scénarii d'endommagement et de rupture intervenant au sein de matériaux stratifiés d'unidirectionnels sous sollicitations multiaxiales dans le plan sont aujourd'hui bien établis [57,96]. Concernant la nocivité des impacts basse vitesse / basse énergie pour les matériaux stratifiés d'unidirectionnels, le délaminage est le mécanisme de ruine prépondérant [22] et de nombreuses études se sont déjà attelées à la compréhension de la propagation de ces larges délaminages et à la mesure des ténacités associées [7], y compris pour des modes de propagation mixtes. Aussi, ces matériaux sont maintenant utilisés pour la fabrication de structures primaires (caisson central de voilure, ailerons, fuselage, ...) qui assurent l'intégrité structurale de l'avion. La plupart de ces structures sont soumises à des sollicitations hors-plan complexes essentiellement reprises par des cornières composites qui assurent la jonction entre les différents panneaux composites perpendiculaires les constituant. Ces cornières composites reprennent une partie du chargement plan imposé aux panneaux mais sont surtout soumises à des moments induisant des contraintes hors-plan importantes, comme illustré sur la Figure 15. Les cornières composites sont utilisées dans différentes parties de l'avion, telles que le caisson central ou les dérives horizontales ou verticales, soumises à des chargements de multi-axialité très différentes et d'intensité également très variables. Aussi, les cornières stratifiées d'unidirectionnels peuvent présenter des épaisseurs très variables (de 12 plis à plus de 200 plis) et des empilements très différents (d'un empilement orienté contenant une forte proportion de plis à 0° à un empilement quasi-isotrope).

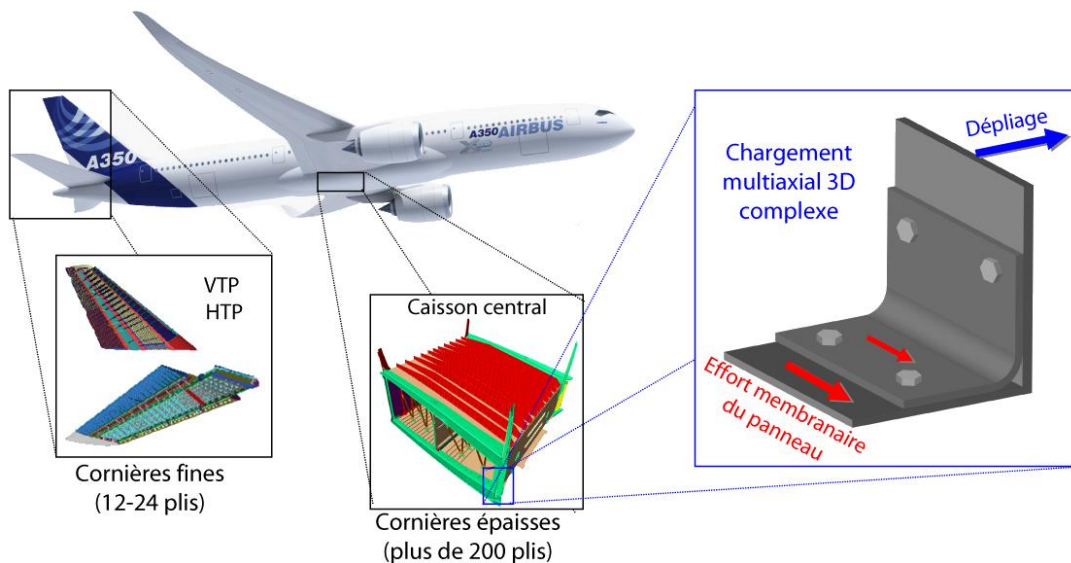


Figure 15 : Usage de cornières composites stratifiées d'unidirectionnels au sein d'un avion civil de la gamme Airbus.

La ruine des cornières composites stratifiées est essentiellement due au délaminage intervenant dans leur rayon. On notera que, pour les cornières stratifiées, la propagation du délaminage, amorcé dans le rayon à l'interface la plus chargée radialement, est instable et induit la ruine de l'éprouvette. Le dimensionnement de ces pièces peut donc être effectué au travers d'un critère de rupture hors-plan. Toutefois, l'identification des résistances hors-plan du matériau reste actuellement délicate à effectuer et a fait l'objet des travaux présentés dans cette section.

De plus, les chargements de dépliage imposés aux cornières génèrent localement un chargement de traction dans le plan pouvant induire, pour des empilements désorientés, de la fissuration transverse avant le délaminage. Il a été montré expérimentalement, dans le cas de stratifiés croisés soumis à une sollicitation de traction uniaxiale, que la présence de fissures transverses dans un pli induisait également l'apparition de micro-délaminages en pointe de fissures [48]. Dans le cas de cornières composites soumises à des sollicitations hors-plan, la présence de ces micro-délaminages, dus à la fissuration transverse, entraîne une fragilisation de l'interface et donc une diminution de la tenue de la structure (rupture précoce par délaminage de l'interface pré-endommagée). Afin de prévoir la ruine de ce type de structure, il est donc essentiel de prendre en compte, dans la modélisation, le couplage entre la fissuration transverse et le délaminage. Ce couplage entre les endommagements intralaminaires et interlaminaires est déjà présent dans certains modèles d'endommagement avancés [1,48,66]. Toutefois, l'identification des paramètres du couplage entre l'endommagement inter/intra à partir d'essais sur structures reste actuellement un challenge scientifique, tant au niveau de la mise au point de ces essais sur structures, de leur réalisation que de leur analyse à l'aide de simulations par éléments finis.

Dans le cadre des projets STAF et STRENGTH⁸, l'identification des résistances hors-plan d'un matériau unidirectionnel et de leur couplage avec la fissuration transverse a été abordée dans le cadre de la thèse de Jean-Sébastien Charrier⁹. De nombreux essais sur cornières stratifiées ont été réalisés à l'Onera par Anne Mavel, à savoir: (i) des essais de flexion quatre points afin d'identifier la résistance de traction hors-plan et son couplage avec l'endommagement intralaminaire et (ii) des essais de pliage et dépliage pour valider le critère de rupture hors-plan pour des états multiaxiaux de contraintes hors-plan (ce dernier point, nécessitant l'usage d'un modèle avancé de rupture, sera présenté dans la section IV. 3. 3). Le matériau unidirectionnel utilisé dans ce projet est le T700GC/M21 avec un grammage de 268g/m². Les cornières ont été fabriquées par le CRITT Toulouse et sont conformes aux tolérances géométriques fixées dans le cahier des charges. Les éprouvettes non-conformes, présentant des ondulations initiales notables, seront traitées dans la section V. 1 dédiée aux défauts initiaux.

L'essai de flexion quatre points sur cornières composites stratifiées permet de déterminer la résistance de traction hors-plan. Le dimensionnement de cet essai reste délicat, malgré l'existence d'une norme ASTM D6415/D6415M [4], car le domaine d'application de cette dernière est très réduit. En effet, il n'est valable que pour une seule épaisseur de cornière et pour un empilement unidirectionnel à 0°, ce qui ne correspond pas au besoin industriel présenté en début de section. Par conséquent, des simulations par éléments finis (EF) préliminaires ont été réalisées afin de déterminer les règles de dimensionnement d'un tel essai. Les distances entre les rouleaux d'effort et les rouleaux d'appui ont pu être optimisées afin de (i) minimiser les cisaillements hors-plan dans les bras de la cornière, (ii) minimiser les cisaillements hors-plan dans le rayon afin d'obtenir un état de contrainte hors-plan quasi-pure, (iii) de minimiser le chargement local de traction dans le rayon interne de la cornière pour éviter la présence d'endommagement intralaminaire avant le délaminage pour identifier simplement la résistance

⁸ Les programmes STAF et STRENGTH, d'une durée totale de 4 ans, ont été financés par la DGAC et pilotés par Airbus-Group Avion.

⁹ La thèse de Jean-Sébastien Charrier, intitulée « Développement de méthodologies dédiées à l'analyse robuste de la tenue de structures composites sous chargements complexes tridimensionnels », financée par une bourse CIFRE Airbus, a été soutenue le 23 Mai 2013 et a eu pour directeur de thèse Thierry Bretheau à l'ENSAM Paris. J'ai co-encadré cette thèse à l'Onera avec Nicolas Carrère et avec Stéphane Mabdi pour Airbus Group Avion.

de traction hors-plan, et (iv) d'éviter une flèche à rupture trop importante pour simplifier l'analyse des essais par calculs par éléments finis.

Sur la base de ces simulations préliminaires EF, une méthode de dimensionnement simple de l'essai de flexion 4 points, valable pour des cornières de différentes épaisseurs, a été proposée. Comme illustré en Figure 16a, en conservant la distance entre les rouleaux d'effort (notée X_1 sur la Figure 16a) et celle entre les rouleaux d'appui (notée X_2) pour des cornières de différentes épaisseurs, il n'est pas possible de réaliser des essais de flexion 4 points pertinents pour toutes les configurations d'essais. En effet, les rouleaux d'appui sont, soit trop près du rayon pour les éprouvettes épaisses (induisant des cisaillements hors-plan parasites dans le rayon), soit trop loin du rayon pour les éprouvettes fines (induisant une flèche à rupture importante). Aussi, des paramètres géométriques additionnels ont été proposés, à savoir : (i) la distance entre le début du rayon et le point de contact entre le rouleau d'effort et la cornière (notée Y_1 sur la Figure 16b) et (ii) la distance entre les points de contact entre l'éprouvette et les rouleaux d'appui et d'effort (notée Y_2). Comme illustré sur la Figure 16b, en considérant constants ces deux paramètres (Y_1 , Y_2), les distances entre les rouleaux d'effort et d'appui (X_1 , X_2) sont automatiquement adaptées en fonction de l'épaisseur de la cornière. Par la suite, à partir des résultats des calculs par éléments finis préliminaires, ces deux paramètres géométriques ont été considérés constants et égaux à $Y_1=5,5\text{mm}$ et $Y_2=44,5\text{mm}$. On notera que cette méthode de dimensionnement simple, basée sur des considérations géométriques, a été également appliquée avec succès sur des cornières en matériaux tissés 2D à matrice therm durcissable ou thermoplastique, et plus récemment sur des cornières en matériaux tissés 3D.

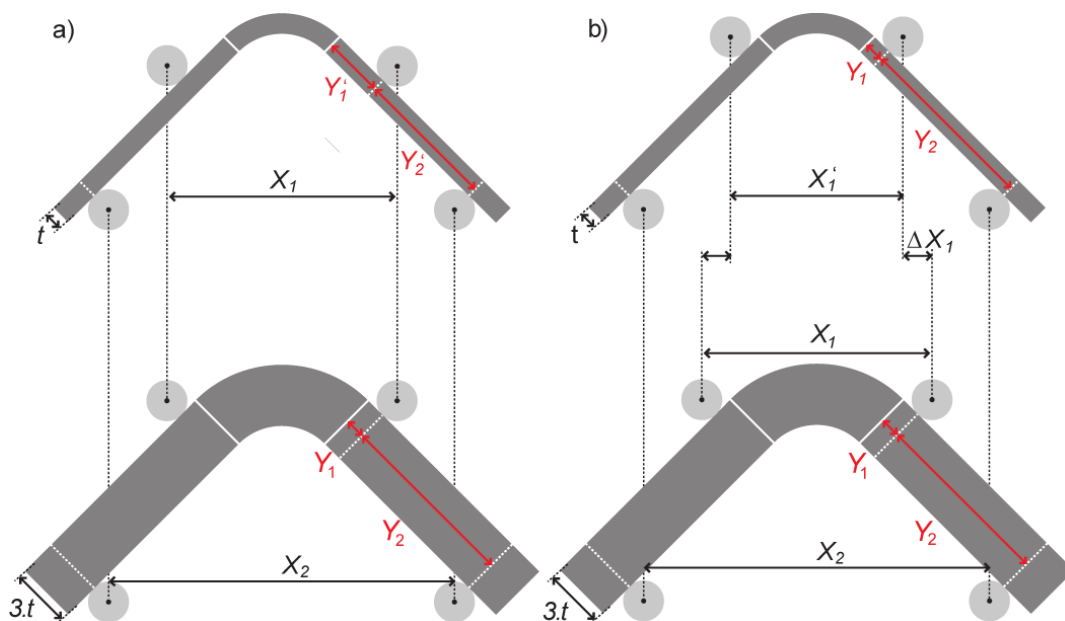


Figure 16 : Méthode de dimensionnement de l'essai de flexion 4 points pour des cornières présentant différentes épaisseurs : a) distance constante entre rouleaux d'appui et b) distance variable entre rouleaux d'appui.

La Figure 17a présente le montage de flexion quatre points sur cornières composites développé à l'Onera. On notera que des roulements à billes ont été introduits autour des rouleaux pour minimiser la friction, afin de faciliter l'analyse de cet essai par calculs par éléments finis. Ces essais ont été richement instrumentés avec (i) un capteur LVDT pour mesurer la flèche, (ii) de l'émission acoustique pour suivre l'évolution dans le volume de l'endommagement, (iii) de l'analyse d'images du chant de l'éprouvette pour mesurer la densité de fissuration transverse et (iv) de la stéréo-corrélation d'images numériques

avec le logiciel Vic3D[®] pour mesurer les déplacements, les déformations et également l'évolution de la densité de fissures transverses.

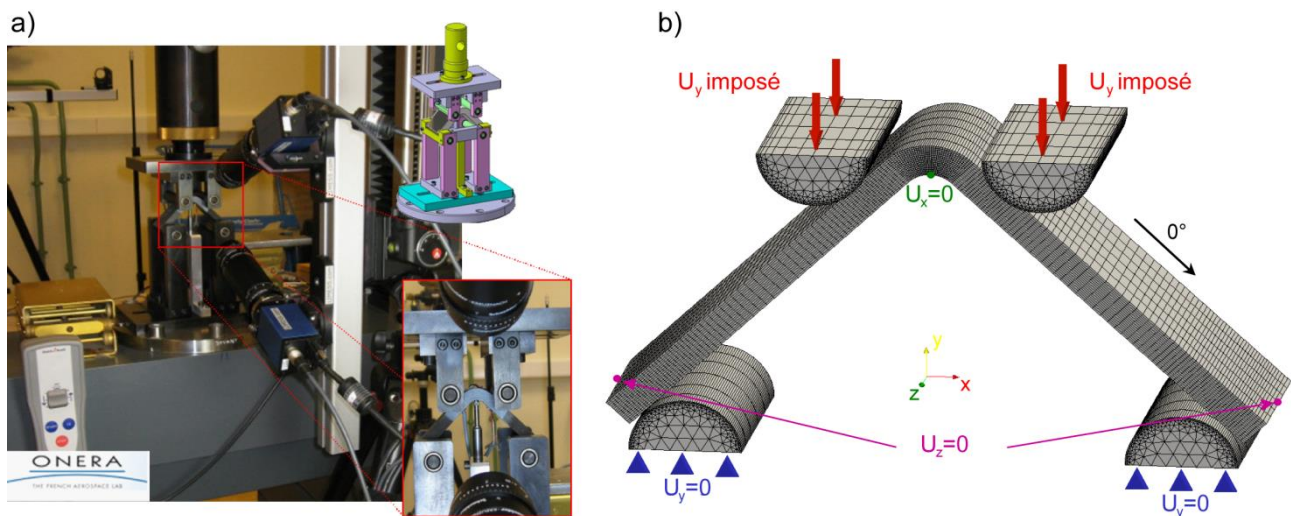


Figure 17 : a) Présentation du montage expérimental de flexion 4 points sur cornière développé à l'Onera b) maillage et conditions aux limites de l'essai de flexion 4 points sur cornières stratifiées d'unidirectionnels.

Quatre séquences d'empilement ont été considérées : (i) un empilement unidirectionnel $[0_8^{\circ}]_{ns}$ noté $100/0/0^{10}$, (ii) un empilement quasi-isotrope $[(45^{\circ}/90^{\circ}/135^{\circ}/90^{\circ})_2]_{ns}$ noté $25/50/25$, (iii) un empilement orienté $[0_3^{\circ}/45^{\circ}/90_2^{\circ}/135^{\circ}/0^{\circ}]_{ns}$ noté $50/25/25$ et (iv) un empilement désorienté $[45_2^{\circ}/0^{\circ}/135_3^{\circ}/90^{\circ}/45^{\circ}]_{ns}$ noté $12.5/75/12.5$ avec n le nombre de répétitions de chaque séquence d'empilement. Pour chaque empilement, trois épaisseurs ont été considérées, à savoir une faible épaisseur de 4,2mm (soit $n=1$), une épaisseur intermédiaire de 8,4mm ($n=2$) et une forte épaisseur 12,58mm ($n=3$). Chaque essai est répété trois fois pour avoir une estimation de la dispersion expérimentale. En utilisant la méthode de dimensionnement détaillée précédemment, les distances inter-rouleaux sont pour les cornières fines ($X_1=30\text{mm}$ et $X_2=66\text{mm}$), pour les intermédiaires ($X_1=42\text{mm}$ et $X_2=74\text{mm}$) et pour les épaisses ($X_1=53\text{mm}$ et $X_2=79\text{mm}$). On notera qu'aucun évènement acoustique n'a été enregistré avant la ruine des éprouvettes par délaminage, montrant ainsi l'absence de fissuration transverse avant rupture. Le délaminage est intervenu à l'interface la plus chargée comme montré en Figure 18 et s'est propagée de manière instable et instantanée. La flèche mesurée pour chaque essai reste inférieure à 5mm, validant ainsi le dimensionnement des cornières avec la méthode proposée.

Les essais de flexion 4 points sur cornières ont été analysés à l'aide de calculs par éléments finis. Les hypothèses des calculs par éléments finis sont reportées en Figure 17b. Un maillage volumique de la cornière est réalisé où chaque pli est maillé explicitement. Le comportement des plis est supposé linéaire élastique isotrope transverse. Cette hypothèse est valable, dans le cas présent, car aucun endommagement matriciel n'est observé avant la ruine de l'éprouvette et les niveaux de contraintes planes atteints dans la cornière restent faibles même à rupture. Les rouleaux en acier sont supposés avec un comportement linéaire élastique. Le contact entre l'éprouvette et les rouleaux est pris en

¹⁰ Les empilements aéronautiques sont notés de manière concise $X/Y/Z$ avec $X\%$ de plis à 0° , $Y\%$ de plis à $\pm 45^{\circ}$ et $Z\%$ de plis à 90° .

compte et la friction est supposée nulle, des roulements à billes autour des rouleaux ayant été introduits dans le montage. Les conditions aux limites de l'essai sont également reportées en Figure 17b.

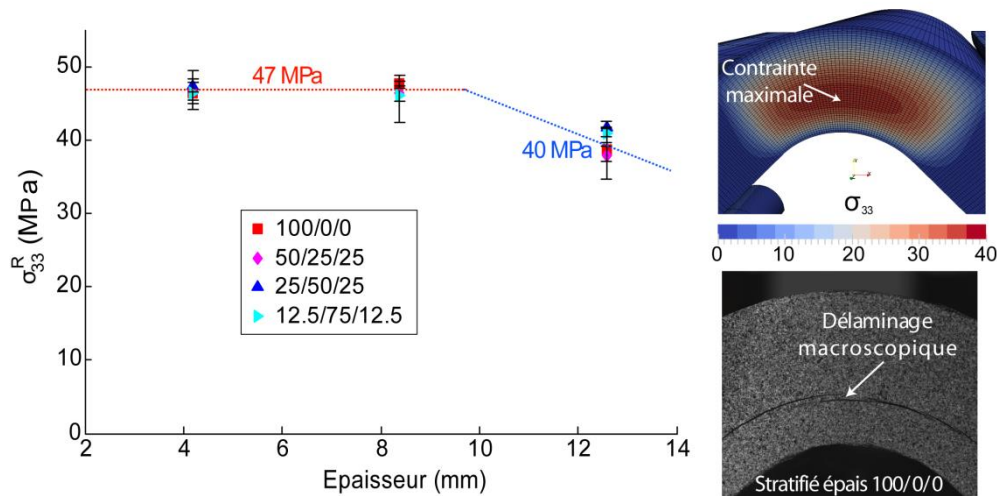


Figure 18 : Identification de la résistance de traction hors-plan sur cornières stratifiées d'unidirectionnels présentant différentes stratifications et différentes épaisseurs totales.

La résistance de traction hors-plan est définie comme la contrainte maximale de traction hors-plan (à mi-largeur de la cornière $z=0$ sur la Figure 17b, loin des bords) prévue par le modèle par éléments finis à la force à rupture expérimentale. La Figure 18 présente les contraintes de traction hors-plan à rupture identifiées pour chaque empilement et pour chaque épaisseur totale de cornière. Pour chacune des trois épaisseurs de cornière, la résistance de traction hors-plan semble indépendante de la séquence d'empilement. Pour les épaisseurs faible ou intermédiaire, on constate que la résistance de traction hors-plan peut être identifiée à $Z_t=47\text{MPa}$ et semble indépendante de l'épaisseur et de l'empilement. En revanche, la contrainte de traction hors-plan à rupture identifiée sur les cornières de fortes épaisseurs est plus faible, de l'ordre de 40MPa . La décroissance apparente de la résistance de traction hors-plan est probablement due au procédé de fabrication. En effet, l'épaisseur réelle moyenne des éprouvettes épaisses évolue entre 12.45mm et 12.75mm . Le cycle de cuisson recommandé par Hexcel est valable pour des plaques composites en T700GC/M21 d'épaisseur pouvant atteindre 15mm . Etant proche de l'épaisseur limite préconisée par Hexcel et la géométrie d'une cornière étant plus complexe que celle d'une plaque, il se pourrait qu'une évolution de l'état physico-chimique du composite au travers de l'épaisseur (gradient de réticulation de la résine dans l'épaisseur) induise une évolution des propriétés mécaniques locales et particulièrement de celles en lien avec les propriétés de la matrice, comme la résistance de traction hors-plan. La mesure de la température de transition vitreuse, indicateur pertinent de l'état physico-chimique du matériau, en différents points de l'épaisseur de la cornière par Differential Scanning Calorimeter (DSC) (voire par Dynamical Mechanic Analysis (DMA)) aurait pu permettre de valider les hypothèses effectuées. De manière plus générale, le lien entre les procédés de fabrication et les propriétés mécaniques (et en particulier les résistances hors-plan) est une thématique complexe qui n'a pu être approfondie dans cette étude par manque de temps.

De plus, cet essai de flexion 4 points sur cornières présente un certain nombre d'autres avantages. Tout d'abord, il a été montré que la résistance de traction hors-plan identifiée par simulations par éléments finis était quasi-indépendante des différentes propriétés élastiques isotropes transverses des plis constituant la cornière. Cet essai est donc isostatique et permet de déterminer la résistance de traction hors-plan uniquement à partir de la connaissance de la géométrie de l'éprouvette et de l'effort à rupture

mesuré sans pour autant nécessiter une identification fine du comportement matériau, ce qui constitue un avantage majeur en regard d'autres solutions [79]. Il a également été montré, en se basant sur la mécanique linéaire de la rupture [61], que la propagation du délaminage dans le rayon de la cornière était nécessairement instable. Aussi, dès que le délaminage s'amorce, sa propagation est instantanée et entraîne la ruine de l'éprouvette. Il est donc aisé d'identifier le seuil d'amorçage du délaminage avec ce type d'essai. Enfin, concernant l'influence des effets de bords, des simulations par éléments finis ont été réalisées en maillant de manière très fine les bords de la cornière (taille de maille de l'ordre du micromètre), et il a été montré que même si un micro-délaminage pouvait s'amorcer sur une très faible distance depuis le bord (quelques micromètres), il ne pouvait se propager, faute d'énergie, avant la ruine de l'éprouvette due au délaminage intervenant dans la zone centrale du rayon de la cornière. De plus, la résistance de traction hors-plan étant indépendante de la séquence d'empilement, l'influence des effets de bords doit donc être négligeable pour les empilements testés, qui respectent les règles de drapage en vigueur dans l'aéronautique. Toutefois, pour d'autres empilements non conventionnels, l'étude de l'influence des effets de bords devra être menée à nouveau.

Dans un second temps, les distances entre les rouleaux d'appui ont été modifiées pour obtenir de la fissuration transverse avant le délaminage. L'usage d'un critère de rupture avancé présenté dans la section III. 1. 3, pour prévoir le seuil de fissuration (prenant en compte les contraintes résiduelles de cuisson et l'influence de l'épaisseur du pli sur le seuil de fissuration matricielle), a été nécessaire pour l'optimisation des distances inter-rouleaux afin d'obtenir de la fissuration transverse avant le délaminage. De plus, le choix d'empilements désorientés a également facilité l'apparition de fissuration transverse. Deux empilements ont été considérés, à savoir : (i) un empilement désorienté contenant un nombre important de plis à 90° noté $10/40/50$ présentant deux épaisseurs constituées de 20 plis et 12 plis respectivement $[90^\circ/45^\circ/90_2^\circ/-45^\circ/0^\circ/45^\circ/90_2^\circ/-45^\circ]_s$ et $[90^\circ/45^\circ/90_2^\circ/-45^\circ/0^\circ]_s$ et (ii) un empilement désorienté contenant un nombre important de plis à $\pm 45^\circ$ noté $20/60/20$ avec deux épaisseurs d'empilement $[45_2^\circ/90^\circ/-45_2^\circ/0^\circ/45^\circ/90^\circ/-45^\circ/0^\circ]_s$ et $[45_2^\circ/90^\circ/-45_2^\circ/0^\circ]_s$. Pour les empilements désorientés de 20 plis, deux configurations d'essais de flexion quatre points ont été étudiées avec pour la configuration 1 ($X_1=33\text{mm}$ et $X_2=67\text{mm}$) et pour la configuration 2 ($X_1=48\text{mm}$ et $X_2=82\text{mm}$). Pour les empilements de 12 plis, une seule configuration d'essai a été retenue et la distance entre les rouleaux ($X_1=48\text{mm}$ et $X_2=78\text{mm}$) a été définie pour éviter une flèche à rupture trop importante. Chaque configuration d'essai est répétée trois fois pour obtenir une estimation de la dispersion matériau.

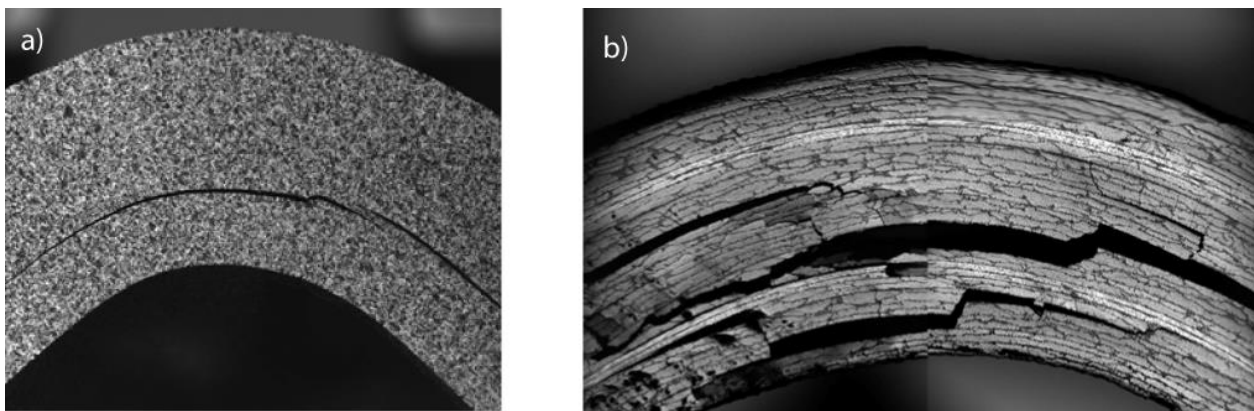


Figure 19 : Comparaison des faciès de rupture pour des cornières a) sans présence de fissuration transverse avant le délaminage et b) avec fissures transverses observées avant délaminage.

Dans le cas des cornières désorientées 10/40/50 (voir Figure 19b), le faciès de rupture observé est très différent des faciès de rupture observés précédemment (voir Figure 19a pour un empilement quasi-isotrope 25/50/25). En effet, le délaminage intervient toujours à l'interface la plus chargée mais également dans les interfaces proches du rayon intérieur où des fissures transverses sont observées. On constate une interaction claire entre les fissures transverses et le délaminage dans ces essais. Ainsi, la seule observation du faciès de rupture permet de définir si de la fissuration transverse est intervenue avant le délaminage.

L'apparition et l'évolution de la densité de fissures transverses dans les cornières désorientées durant les essais a fait l'objet d'une attention particulière dans cette étude pour effectuer des mesures quantitatives et a nécessité l'usage de différents moyens de mesures. L'émission acoustique permet de déterminer le seuil d'endommagement et l'évolution des dommages dans la structure. Toutefois, cette méthode ne permet pas discriminer les différents mécanismes d'endommagement (fissuration transverse ou délaminage) ou de déterminer leurs localisations au sein du rayon de la cornière. En complément de l'émission acoustique, une analyse d'images du chant de l'éprouvette est effectuée durant l'essai pour différents niveaux de chargement. En pratique, une caméra CCD associée à un microscope monté sur une table 3 axes, permet de prendre plusieurs images du chant de l'éprouvette alors que le déplacement imposé est maintenu. Cette technique permet d'observer finement l'endommagement dans les différents plis avant la rupture finale. Les mesures de densité de fissures effectuées ont été également comparées avec les résultats d'émission acoustique, comme rapporté en Figure 20 et ont permis de montrer que les discontinuités de la courbe d'énergie acoustique cumulée pouvaient être associées à l'apparition de fissures transverses (ce qui ne peut être généralisée à d'autres cas structuraux sans de nombreuses précautions). On notera également que la prise de photos a été optimisée en utilisant les mesures obtenues par émission acoustique. Toutefois, l'analyse d'images est une méthode précise mais lourde à mettre en œuvre tant d'un point de vue expérimental que de l'analyse (la détection des fissures restant à ce jour manuelle, mais faisant l'objet de travaux, actuellement, à l'Onera). Ce moyen de mesure est donc actuellement difficilement transférable à un partenaire industriel.

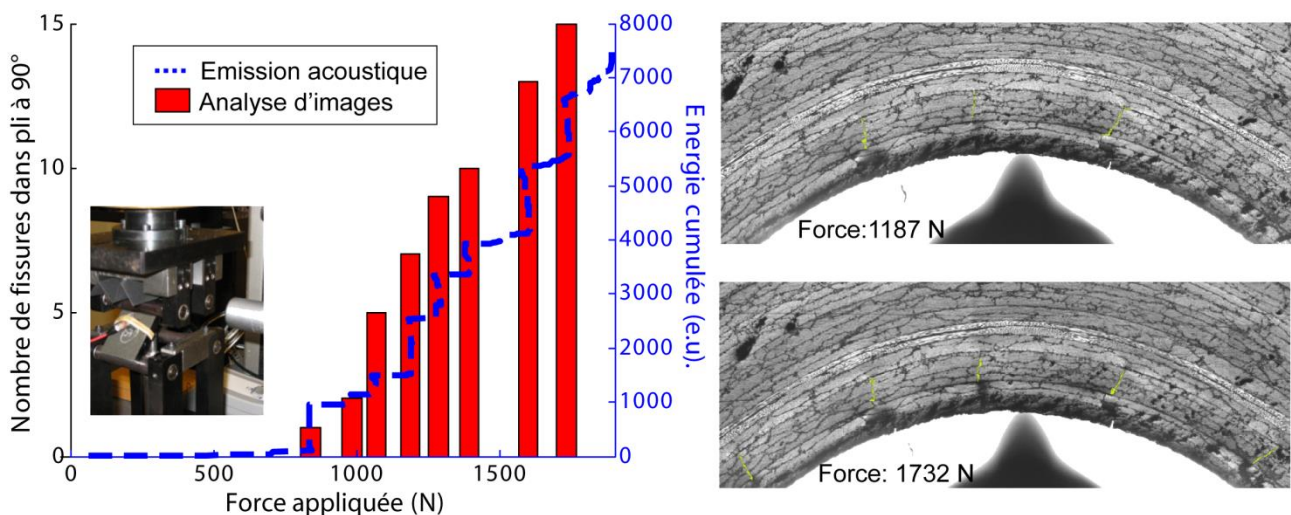


Figure 20 : Comparaison de l'évolution des densités de fissures dans une cornière désorientée 10/40/50 en configuration 1 mesurées par analyse d'images avec l'évolution de l'énergie acoustique cumulée mesurée par émission acoustique.

Par conséquent, le suivi de la fissuration transverse a également été effectué par corrélation d'images numériques (CIN). La détection des fissures est effectuée en considérant les discontinuités au sein du

champ de déplacement. Dans le cas des cornières, cette méthode permet un comptage automatique des fissures, jusqu'à rupture. On notera que pour d'autres structures où la densité de fissures transverses avant rupture peut être plus importante, l'usage de techniques plus avancées s'avère nécessaire [69]. Comme précédemment, les résultats obtenus par corrélation d'images ont été comparés avec succès aux mesures par émission acoustique, comme montré en Figure 21, mais également aux mesures par analyse d'images. Le croisement des différents moyens de mesure a permis d'augmenter la confiance dans les mesures de densité de fissures. Il a donc été possible de mesurer de manière quantitative la densité de fissures transverses au sein des plis proches du rayon interne et d'étudier son influence sur le seuil de délaminage intervenant aux interfaces rompues adjacentes aux plis endommagés. Ces informations expérimentales seront exploitées dans la section IV. 3. 3 car elle nécessite une modélisation fine de l'endommagement introduisant l'influence de la fissuration transverse sur le seuil de délaminage.

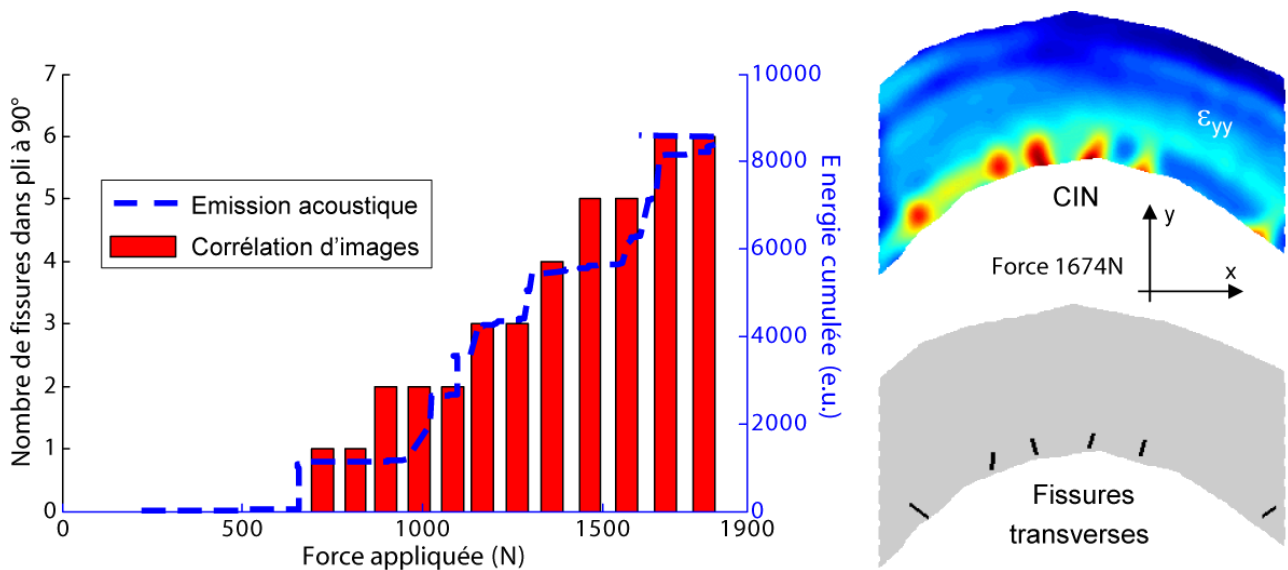


Figure 21 : Comparaison de l'évolution des densités de fissures dans une cornière désorientée 10/40/50 en configuration 2 mesurées par corrélation d'images avec l'évolution de l'énergie acoustique cumulée mesurée par émission acoustique.

En conclusion, un protocole simple de dimensionnement de l'essai de flexion 4 points sur cornières stratifiées de plis unidirectionnels a été proposé pour identifier la résistance de traction hors-plan du matériau et reste valable pour différentes épaisseurs et différents empilements. Les essais ont été analysés à l'aide de simulations par éléments finis et il a été montré que la résistance de traction hors-plan est une donnée intrinsèque du matériau et semble indépendante de l'empilement et de l'épaisseur (sauf pour l'épaisseur la plus épaisse, effet que l'on peut probablement attribuer au procédé de fabrication).

De plus, ce protocole a été modifié afin d'obtenir de la fissuration transverse avant le délaminage pour pouvoir étudier le couplage entre ces deux mécanismes d'endommagement. L'analyse des faciès de rupture montre clairement une interaction entre la fissuration transverse et le délaminage. En effet, en pointe de fissure, des micro-délaminages apparaissent, fragilisant l'interface et induisant une rupture prématurée de l'éprouvette par délaminage. Une attention particulière a été portée sur la mesure de la densité de fissures matricielles à l'aide d'émission acoustique, d'analyse d'images ou de corrélation d'images numériques.

Enfin, pour déterminer de manière quantitative l'influence de la densité des fissures transverses sur la résistance de traction hors-plan, il est nécessaire de réaliser des calculs par éléments finis non linéaires utilisant des modèles de comportement, d'endommagement et de rupture reposant sur des bases physiques. La proposition de modèles avancés et leur mise en œuvre au sein de code de calcul par éléments finis seront détaillées dans les sections III et IV afin de permettre l'analyse de ces essais sur cornières stratifiées (section IV. 3. 3).

III. Modèles avancés pour prévoir l'endommagement et la rupture des structures composites

III. 1. MODELE AVANCE D'ENDOMMAGEMENT ET DE RUPTURE POUR LES MATERIAUX COMPOSITES STRATIFIES

Les composites stratifiés sont largement utilisés dans l'industrie aéronautique et ce y compris pour la réalisation de structures primaires assurant l'intégrité de l'aéronef. Néanmoins, de par la nature de ces matériaux et la complexité des mécanismes de ruine en jeu, le manque de confiance dans les outils existants d'analyse de la tenue de structures composites a conduit à l'utilisation de marges de sécurité importantes induisant un manque de compétitivité des solutions composites. Les successifs World Wide Failure Exercises (WWFE) ont eu pour objectif d'effectuer un état de l'art sur les capacités prédictives des modèles existants pour prévoir (i) la rupture de matériaux composites sous sollicitations planes multiaxiales (WWFE-I [93]), (ii) la rupture de matériaux composites sous sollicitations tridimensionnelles multiaxiales (WWFE-II [58]) et (iii), plus récemment, de prévoir finement l'endommagement (évolution de la densité de fissuration transverse) jusqu'à la rupture de structures composites (WWFE-III [59]). Dans le cadre de ces exercices, j'ai participé, avec Nicolas Carrère, Cédric Huchette et Jean-François Maire, à la proposition d'une approche hybride multiéchelle de l'endommagement et de la rupture [18,66] permettant de prévoir finement l'endommagement et la rupture de structures composites sous sollicitations 3D complexes. Ce modèle constitue la synthèse des travaux de thèse de C. Huchette [48] portant sur une modélisation fine de l'endommagement dans les stratifiés d'UDs et des travaux de ma thèse [65] portant sur la prévision de la rupture de ces matériaux.

III. 1. 1. Principes généraux du modèle

Ce type d'approche permet de prévoir l'endommagement et la ruine d'un stratifié à partir de la connaissance des propriétés thermomécaniques des plis unidirectionnels le constituant et prend également en compte, finement, l'effet des plis endommagés sur le comportement macroscopique et sur la prévision de la ruine finale.

Une des idées majeures de l'approche hybride multiéchelle de l'endommagement et de la rupture consiste à introduire à l'échelle mésoscopique les effets des ruptures intervenant à l'échelle microscopique (décohésion fibre/matrice, fissuration au sein de la matrice) sur le comportement non-linéaire et les résistances du pli UD. En effet, lors d'un chargement de cisaillement plan sur un pli unidirectionnel, des décohésions fibre/matrice sont observées dans un premier temps, puis ces microfissures percolent et conduisent à la fissuration mésoscopique du pli. L'ajout d'un chargement de compression transverse, tend à refermer les micro-dommages générés par le chargement de cisaillement et un renforcement de la résistance mésoscopique apparente est alors observé [86]. Ce type de couplage est traduit naturellement dans l'approche hybride de la rupture par l'introduction de ces micro-dommages. Ainsi, la forme des enveloppes de rupture n'est pas fixée *a priori* mais est héritée des couplages entre les micro-dommages et les résistances mésoscopiques du pli UD. Ce couplage permet également de traduire l'influence bénéfique de la pression hydrostatique sur la tenue du matériau sans ajout de coefficient, ce chargement tendant à refermer les micro-dommages.

Enfin, ces micro-dommages interagissent également avec la partie viscoélastique du modèle et permettent également d'expliquer les différences de non linéarités du comportement pour des chargements combinés de traction/cisaillement et de compression/cisaillement.

L'approche hybride multiéchelle de l'endommagement et de la rupture proposée peut être décomposée en cinq étapes principales, à savoir : (i) une méthode de passage méso/macro permettant de déterminer, à partir du chargement 3D appliqué au stratifié, le chargement imposé aux plis élémentaires, (ii) la détermination des micro-dommages et de leurs effets sur le comportement et les résistances du pli UD, (iii) la loi de comportement mésoscopique pour déterminer les champs de contraintes et de déformations, (iv) un multi-critère de rupture mésoscopique permettant de prévoir la fissuration ou la ruine des plis et (v) le modèle d'endommagement permettant de prévoir l'évolution des densités de fissuration et des micro-délaminaages associés au sein du stratifié jusqu'à la rupture finale.

III. 1. 2. Micro-dommages et comportement non linéaire mésoscopique

Afin de modéliser les micro-dommages matriciels (δ_2, δ_3) observés au sein des plis, la loi d'endommagement scalaire proposée dépend de la déformation élastique de la matrice, obtenue par une méthode simple de localisation [77], et suppose que l'orientation des fissures est fixée par l'architecture du matériau. La force thermodynamique associée à cet endommagement ne dépend que de la partie positive de la déformation élastique de la matrice, induisant une augmentation du seuil apparent des micro-dommages pour des chargements combinés de cisaillement et de compression (ou de pression hydrostatique). La loi d'endommagement proposée, thermodynamiquement admissible, prend en compte l'aspect unilatéral du dommage et distingue les effets des micro-fissures ouvertes ou fermées. Les micro-dommages (δ_i) sont dus à des ruptures prématurées de fibres liées à la distribution statistique de la résistance des fibres et induisent des décohésions fibre/matrice facilitant ainsi l'apparition des premières méso-fissures dans le pli UD.

Afin de prévoir la rupture des différents plis au sein du stratifié, il est essentiel de décrire de façon satisfaisante le comportement non-linéaire des plis. La loi de comportement non-linéaire thermo-viscoélastique utilisée à l'échelle du pli est reportée dans l'Eq. III-1.

$$\underline{\underline{\sigma}} = \underline{\underline{\tilde{C}}} : (\underline{\underline{\varepsilon}} - \underline{\underline{\varepsilon}}^{th} - \underline{\underline{\varepsilon}}^{ve} - \underline{\underline{\varepsilon}}^p) \quad \text{avec} \quad \underline{\underline{\tilde{C}}} = \underline{\underline{\tilde{S}}}^{-1} \quad \text{et} \quad \underline{\underline{\tilde{S}}} = \underline{\underline{S}}^0 + \sum_i \Delta \underline{\underline{\tilde{S}}}(d_i^\pm) + \Delta \underline{\underline{\tilde{S}}}(\bar{\rho}, \bar{\mu}) \quad \text{(III-1)}$$

où $\underline{\underline{\tilde{C}}}$ représente le tenseur de rigidité efficace dépendant des endommagements au sein du pli, $\underline{\underline{\sigma}}$ le tenseur des contraintes, $\underline{\underline{\varepsilon}}$ la déformation totale, $\underline{\underline{\varepsilon}}^{th}$ la déformation thermique, $\underline{\underline{\varepsilon}}^{ve}$ la déformation visqueuse et $\underline{\underline{\varepsilon}}^p$ la déformation permanente. La prise en compte des contraintes résiduelles de cuisson est absolument nécessaire pour prévoir de manière satisfaisante l'apparition de la première fissure transverse au sein du stratifié. L'introduction de la viscosité de la matrice dans le modèle [18,66] permet de prévoir de façon satisfaisante la non-linéarité du pli UD sous sollicitation de cisaillement (plan ou hors-plan). Deux sources de non-linéarité ont été introduites dans le modèle viscoélastique : (i) une non-linéarité inhérente à la viscosité de la matrice, décrite par une fonction non-linéaire dépendant d'une contrainte équivalente distinguant une partie déviatorique et une partie hydrostatique (afin de rendre compte des effets de la pression hydrostatique sur le comportement du pli UD) et (ii) une autre source de non-linéarité due aux effets des micro-dommages (δ_2, δ_3) sur la souplesse visqueuse.

De plus, une déformation permanente, décrivant la déformation résiduelle après décharge, a été introduite [66] afin d'améliorer la description des chargements cycliques. Cette déformation permanente est fonction de l'évolution des micro-dommages au sein du pli UD.

III. 1. 3. Modélisation de la fissuration transverse

L'amélioration majeure de l'approche présentée dans le WWFE-III [66] en regard du modèle proposé dans le cadre du WWFE-II [18] réside dans une description fine de l'évolution de la fissuration transverse et des micro-dé laminages apparaissant en pointe de fissure aux interfaces entre les plis. Ce micro-dé laminage a une forte influence sur la saturation de la fissuration matricielle au sein des plis.

Deux variables d'endommagement ont donc été introduites dans le modèle : (i) la densité de fissures normalisée notée $\bar{\rho}$ (densité de fissures multipliée par l'épaisseur du pli considéré) et (ii) le taux de micro-dé laminages noté $\bar{\mu}$ (longueur de la zone dé laminée normée par la longueur totale de l'interface).

Afin de développer une loi d'endommagement, il est d'abord nécessaire de définir les effets de la fissuration sur la souplesse du pli endommagé. L'identification des effets de l'endommagement (fissuration transverse et micro-dé laminage associé) peut être réalisée par calculs par éléments finis sur une cellule élémentaire [63,48]. Les effets de l'endommagement sur le comportement du pli fissuré sont définis dans le modèle comme montré dans l'Eq. III-2.

$$\Delta \underline{\underline{S}}(\bar{\rho}, \bar{\mu}) = \bar{\rho} \cdot \underline{\underline{H}}^a + \frac{\bar{\mu}}{1-\bar{\mu}} \cdot \underline{\underline{H}}^b + \bar{\rho}^2 \cdot \underline{\underline{H}}^c + \bar{\rho} \cdot \frac{\bar{\mu}}{1-\bar{\mu}} \cdot \underline{\underline{H}}^d + \frac{\bar{\mu}}{(1+\bar{\rho}-\bar{\mu})^2} \cdot \underline{\underline{H}}^e \quad (\text{III-2})$$

où les tenseurs des effets ($\underline{\underline{H}}^a, \underline{\underline{H}}^b, \underline{\underline{H}}^c, \underline{\underline{H}}^d$ et $\underline{\underline{H}}^e$) identifiés par calculs par éléments finis sont diagonaux et définis positifs.

Les lois d'évolution de la fissuration transverse au sein des différents plis sont données par l'Eq. III-3.

$$\begin{cases} \bar{\rho} = h(1-\bar{\mu}) \left[\alpha_I \langle y_I - y_I^0 \rangle_+^n + \alpha_{II} \langle y_{II} - y_{II}^0 \rangle_+^n + \alpha_{III} \langle y_{III} - y_{III}^0 \rangle_+^n \right] \\ \bar{\mu} = \langle a_h \bar{\rho}^2 + h b_h \bar{\rho} \rangle_+ \end{cases} \quad (\text{III-3})$$

avec h l'épaisseur du pli, (y_I, y_{II}, y_{III}) les forces thermodynamiques dépendant de la souplesse effective $\underline{\underline{S}}(\bar{\rho}, \bar{\mu})$ et de la contrainte, $(y_I^0, y_{II}^0, y_{III}^0)$ les seuils d'endommagement, $(\alpha_I, \alpha_{II}, \alpha_{III}, n)$ et (a_h, b_h) les coefficients matériaux à identifier et $\langle \rangle_+$ les crochets de Macaulay. L'évolution du taux de micro-dé laminages est une fonction explicite de la densité de fissuration normalisée. De plus, le micro-dé laminage tend à ralentir la cinétique de fissuration transverse jusqu'à saturation, conformément aux résultats expérimentaux disponibles, notamment pour les matériaux Verre/Epoxy. On notera enfin que les cinétiques de fissuration transverse et des micro-dé laminages associés dépendent également de l'épaisseur du pli considéré.

Il a été démontré expérimentalement [19,80] que les seuils d'endommagement du pli UD au sein du stratifié dépendent de l'épaisseur du pli. Afin de prévoir correctement les seuils de fissuration, un critère mixte basé sur [75], issu de la compétition entre un critère « énergétique » et un critère en « contrainte », a été proposé dans l'Eq. III-4.

$$y_I^o = \max \left[\frac{y_I^{oE}}{h}, y_I^{o\sigma} \right], \quad y_{II}^o = \max \left[\frac{y_{II}^{oE}}{h}, y_{II}^{o\sigma} \right] \quad \text{et} \quad y_{III}^o = \max \left[\frac{y_{III}^{oE}}{h}, y_{III}^{o\sigma} \right] \quad (\text{III-4})$$

où $(y_I^{oE}, y_{II}^{oE}, y_{III}^{oE})$ sont les seuils de fissuration liés au critère énergétique et sont des paramètres matériau à identifier (en lien avec les ténacités du matériau). Les variables $(y_I^{o\sigma}, y_{II}^{o\sigma}, y_{III}^{o\sigma})$ correspondent aux valeurs des forces thermodynamiques (y_I, y_{II}, y_{III}) , reportées dans l'Eq. III-5 et utilisées dans la loi d'évolution de la fissuration transverse exprimée dans l'Eq. III-3, lorsque le critère de rupture plan interfibre du pli (noté f_2^+ , détaillé dans l'Eq. III-6) est atteint pour la première fois.

$$\begin{cases} y_I = y_I^e + y_I^{ve} & \text{avec } y_I^e = \sigma_{22}^+ \tilde{S}_{22} \sigma_{22} \text{ et } y_I^{ve} = \sigma_{22}^+ \varepsilon_{22}^{ve} \\ y_{II} = y_{II}^e + y_{II}^{ve} & \text{avec } y_{II}^e = \tau_{12}^+ \tilde{S}_{66} \tau_{12} \text{ et } y_{II}^{ve} = \tau_{12}^+ \gamma_{12}^{ve} \\ y_{III} = y_{III}^e + y_{III}^{ve} & \text{avec } y_{III}^e = \tau_{23}^+ \tilde{S}_{44} \tau_{23} \text{ et } y_{III}^{ve} = \tau_{23}^+ \gamma_{23}^{ve} \end{cases} \quad (\text{III-5})$$

$$f_2^+ = \frac{Y_{2+}^{eq}}{\tilde{Y}_{2+}^0} = 1 \quad \text{avec} \quad \begin{cases} Y_{2+}^{eq} = \underline{\underline{\sigma}} : \underline{\underline{F}}^{2+} : \underline{\underline{\sigma}} \\ \tilde{Y}_{2+}^0 = Y_{2+}^0 (1 - \delta_f) \end{cases} \quad \text{et} \quad \underline{\underline{F}}^{2+} = \begin{bmatrix} 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 \\ & \frac{\eta_2}{\tilde{Y}_t^* (\delta_2)^2} & 0 & 0 & 0 & 0 \\ & & 0 & 0 & 0 & 0 \\ & & & 1 & 0 & 0 \\ & & & & \tilde{S}_{23}^* (\delta_2)^2 & 0 \\ & & & & & 0 \\ & & & & & & 0 & 0 \\ & & & & & & & 1 \\ & & & & & & & & \tilde{S}_{12}^* (\delta_2)^2 \end{bmatrix} \quad (\text{III-6})$$

$$\begin{cases} \tilde{Y}_t^* = Y_t^* / (1 + h_{2t} \delta_2) \\ \tilde{S}_{23}^* = S_{23}^* / (1 + h_{23t} \delta_2) \\ \tilde{S}_{12}^* = S_{12}^* / (1 + h_{12t} \delta_2) \end{cases} \quad \text{avec} \quad \eta_2 = \begin{cases} 1 & \text{si } \sigma_{22} \geq 0 \\ 0 & \text{si } \sigma_{22} < 0 \end{cases} \quad (\text{III-7})$$

où $\underline{\underline{F}}^{2+}$ est le tenseur de rupture associé (Eq. III-6) et dépend des résistances effectives en traction plan (\tilde{Y}_t^*), cisaillement plan (\tilde{S}_{12}^*) et hors-plan (\tilde{S}_{23}^*), eux-mêmes affectés par la présence des microdommages (δ_2) au sein de la matrice (Eq. III-7). Le seuil du critère de rupture interfibre noté \tilde{Y}_{2+}^0 dépend également des ruptures prématurées de fibres (δ_f). L'indice d'activation η_2 permet de prévoir de la fissuration transverse uniquement si l'endommagement a une influence sur le comportement (cas des fissures ouvertes).

Le modèle d'endommagement a été confronté avec succès à différents résultats issus de la littérature (sur des matériaux Carbone/Epoxy ou Verre/Epoxy) ou à des essais réalisés à l'Onera. La Figure 22 présente la prévision de l'évolution de la densité de fissuration normalisée en fonction de la charge appliquée et de la longueur des micro-délaminages associés en fonction de la densité de fissures pour différents stratifiés $[0_2^\circ/90_n^\circ/0_2^\circ]$ avec $n=(1,2,4,6)$ en T700GC/M21 sous sollicitation de traction uniaxiale. Les résultats d'essais réalisés à l'Onera [48], reportés en Figure 22, sont en bon accord avec les prévisions du modèle. Pour cela, il est nécessaire de prendre en compte les contraintes résiduelles de cuisson, l'influence de l'épaisseur du pli sur le seuil de fissuration transverse et sur la cinétique d'endommagement.

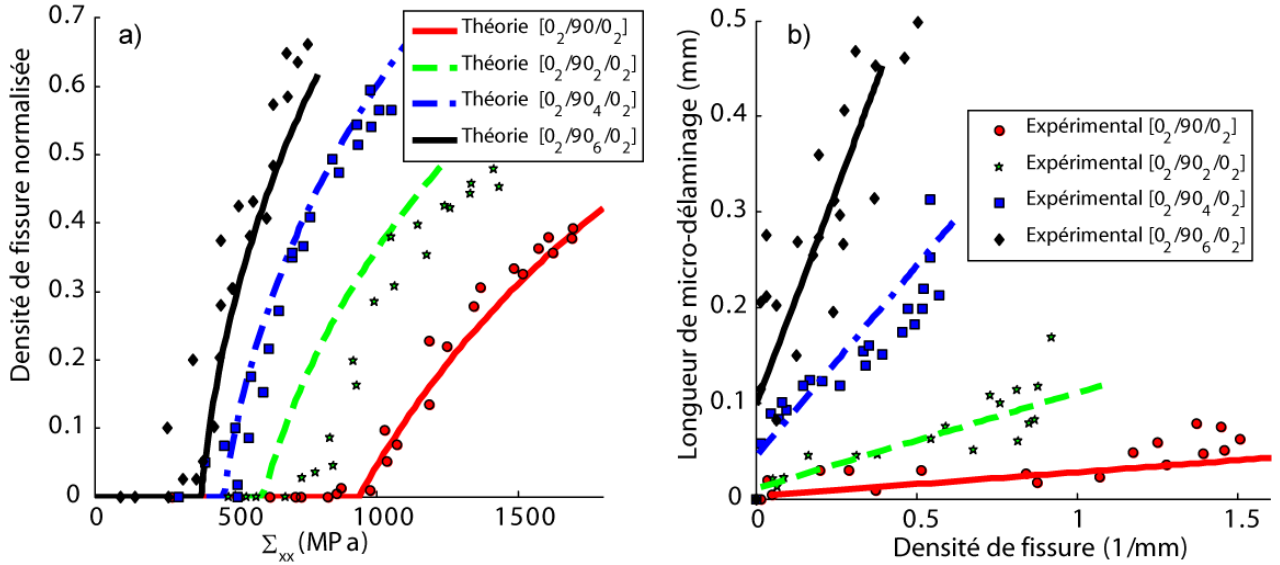


Figure 22 : a) Mesures et prévisions de l'évolution de la densité de fissures normalisée en fonction de la contrainte macroscopique appliquée et b) mesures [48] et prévisions de la longueur de micro-délaminage en fonction de la densité de fissures pour des stratifiés $[0_2^0/90_n^0/0_2^0]$ avec $n=(1,2,4,6)$ en T700GC/M21 sous sollicitation de traction uniaxiale.

III. 1. 4. Modélisation des modes de ruine catastrophiques

Le mode de ruine catastrophique principal intervenant dans les composites stratifiés d'unidirectionnels correspond à la rupture des plis en mode fibre. Pour ce mode, il est indispensable de distinguer les mécanismes de ruine en traction et en compression qui sont physiquement très différents.

Le critère de rupture des fibres en traction (f_1^+) est un critère en déformation maximale modifié (Eq. III-8), dépendant de la déformation apparente longitudinale à rupture du pli UD (\tilde{X}_{st}), qui est fonction des micro-dommages au sein de la matrice (δ_2, δ_3). En effet, il a été démontré expérimentalement et numériquement [13,14] que la déformation à rupture effective en traction longitudinale est dépendante de l'état de dégradation de la matrice. Ce couplage permet d'obtenir une prévision conservatrice de la rupture finale, notamment pour les matériaux Verre/Epoxy.

$$f_1^+ = \eta_1 \frac{\varepsilon_{11}}{\tilde{X}_{st}(\delta_2, \delta_3)} = 1 \quad \text{avec} \quad \eta_1 = \begin{cases} 1 & \text{si } \sigma_{11} \geq 0 \\ 0 & \text{si } \sigma_{11} < 0 \end{cases} \quad \text{(III-8)}$$

La rupture en compression longitudinale d'un pli UD est due au phénomène de kinking des fibres [36]. Le critère de rupture en mode fibre en compression (f_1^-) est un critère formulé en énergie (Eq. III-9), exprimé dans les plans de rupture (1,2) et (1,3). \tilde{Y}_-^0 est le seuil du critère fibre en compression (initialement égal à 1) et dépend des micro-dommages au sein du pli ($\delta_j, \delta_2, \delta_3$). Ce critère consiste en fait en une compétition entre la rupture par kinking des fibres pouvant intervenir dans le plan (1,2) ou dans le plan (1,3). De par la formulation du critère, dans le cas de pression hydrostatique, les deux critères de rupture sont renforcés, ce qui permet de traduire l'effet bénéfique de la pression hydrostatique, tout en traduisant la baisse de la résistance apparente en bi-compression.

$$f_1^- = \frac{\text{Max}_{i=\{2,3\}} \left(\sqrt{g_n^{1-} (\sigma_{11} - \sigma_{ii})^2 + g_t^{1-} \tau_{ii}^2} \right) \langle \varepsilon_{11} \rangle_-}{\tilde{Y}_{1-}^0(\delta_f, \delta_2, \delta_3)} = 1 \quad (\text{III-9})$$

où les paramètres (g_n^{1-} , g_t^{1-}) sont des coefficients matériaux à identifier. Il est important de noter que les couplages entre les différents mécanismes de ruine résultent essentiellement de l'influence des micro-dommages sur les différentes résistances des critères de rupture fibre. A nouveau, l'état de dégradation de la matrice a une forte influence sur la résistance apparente en compression sens fibre du pli unidirectionnel.

Un autre mode de ruine catastrophique dans les matériaux stratifiés correspond à la rupture en compression transverse ou hors-plan des plis UD, induisant l'éjection de matière et entraînant de larges délaminages. Les critères de rupture interfibre en compression plan (f_2^-) et hors-plan (f_3^-) sont des critères en énergie exprimés respectivement dans les plans de rupture (3,2) et (2,3) suivant un angle $\pm\alpha$ par rapport à l'axe 2 ou 3 et sont présentés respectivement dans les Eq. III-10 et III-11.

$$f_2^- = \frac{\text{Max}_{\theta=\{-\alpha, +\alpha\}} \left(g_n^{2-} |\tau_n^{(3,2)\theta} \gamma_n^{(3,2)\theta}| + g_t^{2-} |\tau_t^{(3,2)\theta} \gamma_t^{(3,2)\theta}| \right)}{\tilde{Y}_{2-}(\delta_f, \delta_2, \delta_3)} = 1 \quad \text{si } \sigma_2 < 0 \quad (\text{III-10})$$

$$f_3^- = \frac{\text{Max}_{\theta=\{-\alpha, +\alpha\}} \left(g_n^{3-} |\tau_n^{(2,3)\theta} \gamma_n^{(2,3)\theta}| + g_t^{3-} |\tau_t^{(2,3)\theta} \gamma_t^{(2,3)\theta}| \right)}{\tilde{Y}_{3-}(\delta_f, \delta_2, \delta_3)} = 1 \quad \text{si } \sigma_3 < 0 \quad (\text{III-11})$$

où ($\tau_n^{(2,3)\theta}$, $\tau_t^{(2,3)\theta}$, $\gamma_n^{(2,3)\theta}$, $\gamma_t^{(2,3)\theta}$) et ($\tau_n^{(3,2)\theta}$, $\tau_t^{(3,2)\theta}$, $\gamma_n^{(3,2)\theta}$, $\gamma_t^{(3,2)\theta}$) sont, respectivement, les contraintes et déformations de cisaillement normales et tangentielles exprimées dans les plans (2,3) et (3,2) suivant un angle $\pm\alpha$ par rapport à l'axe 2 ou l'axe 3. Les seuils des critères interfibre en compression (\tilde{Y}_{2-} , \tilde{Y}_{3-}) dépendent des différents micro-dommages (δ_f , δ_2 , δ_3) dans le pli. Les coefficients (g_n^{2-} , g_t^{2-} , g_n^{3-} , g_t^{3-}) sont des paramètres matériau à identifier. Les angles des plans de rupture interfibre en compression, plan et hors-plan, sont supposés égaux et valent $\alpha=45^\circ$ par commodité.

Enfin, le dernier mode catastrophique correspond au délaminage. Entre les différents plis, des éléments de zones cohésives ont été introduits aux interfaces pour décrire le délaminage entre plis. Ces modèles, basés sur [101], sont définis par deux critères : une résistance (σ_{\max}) et une ténacité (G_c). Le critère de rupture formulé en contrainte peut être obtenu à partir du critère f_2^+ par permutation des indices 2 par 3. Une originalité du modèle réside dans l'introduction du couplage entre le seuil d'endommagement $\tilde{\sigma}_{\max}$ de la loi de zone cohésive et le taux de micro-délaminages $\bar{\mu}$ intervenant en pointe de fissuration transverse dans les plis adjacents.

L'approche hybride multi-échelle de la rupture proposée nécessite la détermination d'un grand nombre de paramètres. Toutefois, le nombre de paramètres à identifier est drastiquement réduit par des considérations mécaniques. Une procédure d'identification des paramètres de l'approche hybride de l'endommagement et de la rupture, utilisant des essais simples à mettre en œuvre aux différentes échelles du problème, a donc été établie: (i) à l'échelle de la matrice, un essai de traction et un essai de compression doivent être effectués pour identifier les paramètres du comportement viscoélastique de la matrice, (ii) à l'échelle du pli UD, il est possible d'identifier les paramètres de la cinétique des micro-dommages ainsi que leurs effets sur le comportement et les résistances uniaxiales mésoscopiques

uniquement à partir des 5 essais classiques de caractérisation réalisés aujourd'hui dans l'industrie et enfin (iii) à l'échelle du stratifié, un essai additionnel de traction uniaxiale sur stratifié $[0^\circ/90^\circ]_s$ doit être effectué afin d'identifier la cinétique de fissuration transverse et du micro-délaminage associé. Il convient de noter que la procédure d'identification a pu être appliquée sur les matériaux testés dans le cadre du WWFE ou à l'Onera. Toutefois, cette procédure nécessite une bonne connaissance du modèle, rendant le transfert de ce type d'approche vers l'industrie délicat sans l'associer à des stratégies de calcul particulières.

Le premier exercice WWFE-I [94] était dédié à la prévision de la ruine de plis unidirectionnels ou de stratifiés d'UD sous sollicitations multiaxiales dans le plan. La Figure 23a présente la comparaison entre la prévision de l'enveloppe de rupture d'un pli UD en Eglass/MY750 dans le plan $(\sigma_{11}, \sigma_{22})$ et les résultats d'essais issus de la littérature [95]. Les couplages entre les différents modes de ruine plan, permettant de décrire de façon satisfaisante les essais, sont essentiellement dus aux effets des micro-dommages sur les résistances du pli UD.

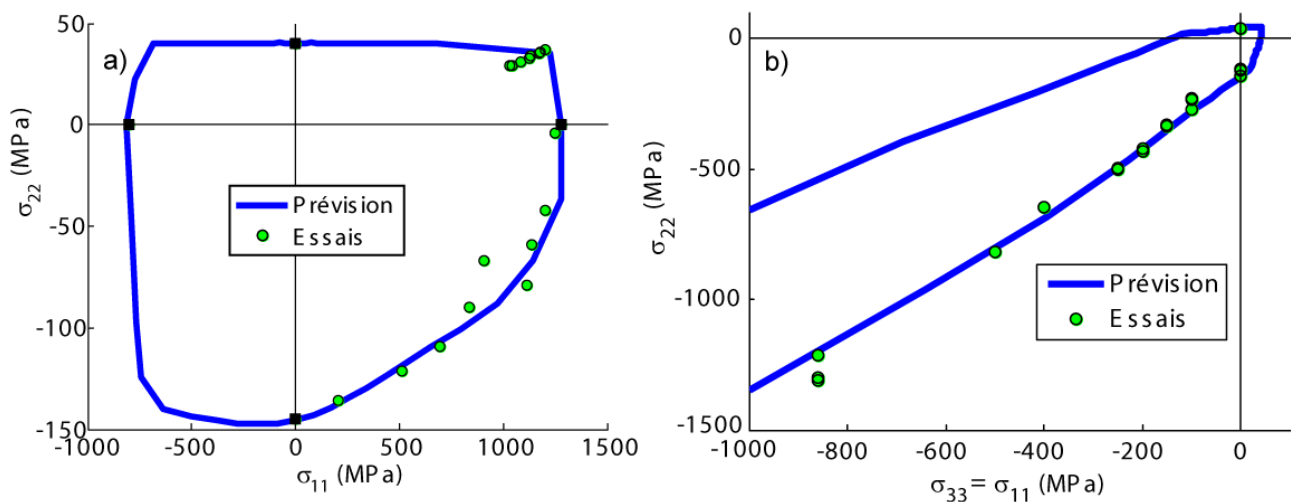


Figure 23 : a) Enveloppe de rupture d'un pli UD en Eglass/MY750 dans le plan des contraintes $(\sigma_{11}, \sigma_{22})$, b) variation de la résistance de compression transverse σ_{22} en fonction des autres contraintes normales appliquées $(\sigma_{11} = \sigma_{33})$ pour un pli UD en Eglass/MY750.

Le second exercice WWFE-II [57] était dédié à la prévision de la ruine de plis unidirectionnels ou de stratifiés d'UD sous chargements plans combinés à de la pression hydrostatique et sous chargements 3D multiaxiaux. La Figure 23b présente la prévision de la résistance transverse d'un pli UD en Eglass/MY750 en fonction des autres contraintes normales $(\sigma_{11} = \sigma_{33})$ et les résultats d'essais [42]. Le renforcement de la résistance transverse de compression pour des chargements de compression triaxiale est dû à la diminution des micro-dommages dans le matériau et tend vers une résistance infinie pour les chargements de pression hydrostatique pure.

III. 1. 5. Application du modèle à la prévision de la tenue de structures stratifiées

Le modèle hybride d'endommagement et de rupture a été implanté (i) dans le code Matlab[®] pour la prévision de la ruine d'un élément de volume sous chargement tridimensionnel, et (ii) dans le code par éléments finis Zset, utilisant un solveur implicite, pour la prévision de la tenue de structures composites stratifiées. Une attention particulière a été portée sur le calcul de la matrice tangente cohérente pour

améliorer la convergence et réduire les temps de calcul. Cette matrice tangente cohérente n'est absolument pas triviale à calculer, de par la complexité du modèle. Aussi, j'ai mis en place une procédure de calcul numérique, par perturbation, de la matrice tangente cohérente afin de disposer d'une solution de référence. Ce travail de contrôle de la qualité de la matrice tangente cohérente, très chronophage et délicat, est toutefois nécessaire pour obtenir la convergence des calculs avec des lois complexes, des temps de calcul acceptables et envisager de transférer ces modèles à un partenaire industriel. Cette procédure, que j'ai mis en place à l'Onera, est aujourd'hui régulièrement utilisée pour l'implantation de lois de comportement et a permis de réduire le temps de développement de lois avancées. La procédure est détaillée dans la section IV. 1. 2.

Dans le cas de calcul de structures, la rupture d'une structure ne peut être réduite à la première rupture de pli en mode fibre intervenant dans la structure. Il est nécessaire de décrire les effets progressifs mais violents d'une rupture de pli en mode fibre sur le comportement mésoscopique à l'aide d'une loi adoucissante. La loi d'évolution associée au mode de ruine catastrophique (à l'exception du délaminage qui est modélisé par les éléments de zone cohésive) est donnée dans l'Eq. III-12. Les paramètres (α_i^\pm, n_i^\pm) sont des paramètres matériaux à identifier.

$$d_i^\pm = \alpha_i^\pm \left(\sqrt{f_i^\pm(\underline{\sigma}^{eff})} - 1 \right)^{n_i^\pm} \quad \text{avec} \quad \Delta \underline{\underline{S}}(d_i^\pm) = \sum_i d_i^\pm \underline{\underline{H}}_i^{eff} \quad \text{et} \quad i = \{1,2,3\} \quad \text{(III-12)}$$

Les effets des dégradations des propriétés mécaniques dus aux ruptures catastrophiques sont modélisés, comme pour la fissuration transverse, à l'aide de tenseurs des effets $\underline{\underline{H}}_i^{eff}$ qui augmentent la souplesse élastique initiale. Les tenseurs de rupture en traction et en compression sont similaires pour des raisons de simplicité.

Toutefois, l'usage de ce type de loi adoucissante induit également un problème numérique de dépendance au maillage. En effet, la réponse globale de la structure (et en particulier le pic d'effort, correspondant à la force à rupture) devient dépendante du maillage utilisé (type, taille et orientation des éléments). De plus, le faciès des endommagements/rupture est intimement lié au maillage. En effet, les fissures observées présentent une largeur d'exactly un élément. En raffinant le maillage, la largeur de la fissure prévue diminue mais reste égale à la largeur d'un élément. Ces phénomènes de localisation induisent une perte de confiance dans le résultat des simulations effectuées et ce manque de robustesse empêche le transfert de ce type de loi vers l'industrie. Le terme robustesse est ici employé pour illustrer le fait que deux ingénieurs en bureaux d'études effectuant le même calcul avec un maillage légèrement différent doivent trouver un résultat comparable. Pour résoudre ce problème, parmi l'ensemble des méthodes numériques disponibles dans la littérature, deux méthodes ont été retenues : (i) l'introduction d'un effet retard dans l'endommagement (méthode à taux limité ou effet retard) et (ii) la réécriture du modèle dans un formalisme non local.

Le principe de la méthode par *effet retard* consiste à introduire un temps caractéristique τ_i pour retarder l'endommagement en un point de Gauss, afin de permettre aux points de Gauss voisins de s'endommager également et éviter ainsi la localisation du dommage dans un seul élément. Cette méthode de régularisation a été initialement proposée pour les problèmes dynamiques où le temps caractéristique correspond à la vitesse maximale d'évolution de l'endommagement, permettant ainsi de traduire le fait que la vitesse de propagation d'une fissure dans le matériau est bornée. On parle alors de méthode de régularisation à taux limité [2,97], détaillée dans l'Eq. III-13, où d^l correspond à l'endommagement local exprimé dans l'Eq. III-12.

$$\dot{d} = \frac{1}{\tau_c} \left(1 - e^{-a \langle d^I - d \rangle_+} \right) \quad \text{et} \quad \dot{d} \geq 0 \quad (\text{III-13})$$

Toutefois, dans le cas d'un chargement statique, les valeurs du temps caractéristique nécessaire pour régulariser le problème ne correspondent plus à la vitesse maximale de la fissuration. De plus, la résolution de l'équation différentielle III-13 n'est pas explicite, et nécessite la résolution d'un schéma implicite (avec une méthode de Newton-Raphson, allongeant ainsi les temps de calcul). Aussi, pour des chargements statiques, il est possible d'utiliser un développement à l'ordre 1 de l'Eq. III-13 permettant toujours de ralentir l'endommagement, mais sans introduire dorénavant une saturation de la vitesse d'évolution du dommage [24], comme illustré sur l'Eq. III-14. On parlera alors de méthode de régularisation à effet retard.

$$\dot{d} = \frac{1}{\tau_c} (d^I - d) \quad \text{et} \quad \dot{d} \geq 0 \quad (\text{III-14})$$

Cette équation peut être résolue avec un simple schéma d'Euler implicite. Cette solution est très simple à mettre en œuvre dans un code par éléments finis et présente, pour des chargements statiques, un rapport complexité / efficacité de la régularisation / convergence très intéressant, expliquant son usage dans de nombreux modèles actuels [8]. Toutefois, une limitation majeure de ces deux approches réside dans la dépendance de la réponse à la vitesse de sollicitation locale, qui évolue fortement lors de la propagation de l'endommagement dans la structure alors que la vitesse de l'effort appliqué à la structure reste constante. Cette dépendance explique en partie les difficultés de calibration des différents coefficients du modèle en fonction du type de structure considérée, nécessitant une certaine expertise pour chaque calcul effectué. De plus, il convient de s'interroger sur la signification physique de ce temps caractéristique, lorsque cette méthode est utilisée pour des sollicitations statiques.

Une alternative aux méthodes précédentes consiste à remettre en cause le principe de l'état local, on parlera de *méthode non-locale*. Le principe de cette méthode de régularisation consiste à calculer une variable non locale (dans notre cas, le critère de rupture non local noté \bar{f}_i^\pm) en un point comme étant une « moyenne pondérée » des variables locales associées (soit le critère de rupture local f_i^\pm) dans un certain volume c . Ainsi, l'état d'un point dans la structure est dépendant de son voisinage. Parmi les différentes techniques de « moyenne pondérée » disponibles, la méthode non locale à gradient implicite a été retenue et est reportée sur l'Eq. III-15. On notera que l'introduction d'une nouvelle équation différentielle, nécessite l'ajout d'une condition de bord supplémentaire. La condition de flux nul au bord, reportée sur l'Eq. III-15, est généralement retenue.

$$\begin{cases} \bar{f}_1^\pm - c \nabla^2 \bar{f}_1^\pm = f_1^\pm & \text{dans } \Omega \\ \nabla \bar{f}_1^\pm \cdot \bar{n} = 0 & \text{sur } \partial\Omega \end{cases} \quad \text{avec} \quad d_i^\pm = \alpha_i^\pm \left(\sqrt{\bar{f}_i^\pm(\underline{\sigma}^{eff})} - 1 \right)^{n_i^\pm} \quad \text{et} \quad \dot{d}_i^\pm \geq 0 \quad (\text{III-15})$$

Il a donc été nécessaire d'adapter les approches non locales à gradient implicite, initialement développées pour les matériaux métalliques ou les bétons [29,81,82], aux spécificités des matériaux composites [30]. Des éléments non locaux, enrichis en degré de liberté avec les variables non locales et les variables locales associées, ont donc été introduits dans le code Zset [30]. Cette méthode de régularisation est donc intrusive au code par éléments finis utilisé. Toutefois, on notera que cette méthode de régularisation non locale est aujourd'hui disponible en natif dans le code commercial par éléments finis Samcef et la faisabilité de son implantation dans le code commercial Abaqus/standard a

déjà été établie à l'Onera. La méthode non locale permet de rendre la solution obtenue indépendante du maillage et ne dépend pas de la vitesse de sollicitation locale. Toutefois, la convergence des calculs avec la méthode non locale est plus délicate et l'enrichissement des éléments non locaux augmente notablement le temps de calcul. De plus, la question de la signification physique de la longueur interne (notée l définissant le volume c) introduite dans le modèle non local reste entière, et le protocole d'identification de ce paramètre de régularisation n'a pas encore été clairement établi.

Dans le cadre de cette étude sur les matériaux stratifiés, une approche de régularisation mixte, utilisant les méthodes non locales et à effet retard comme proposé dans [73], a été utilisée. L'idée consiste à utiliser (i) une méthode non locale pour éviter la localisation de l'endommagement et (ii) de l'associer à une méthode par effet retard, utilisée ici pour éviter les problèmes de « snap-back » facilitant ainsi la convergence des calculs. La combinaison des deux méthodes nous paraît justifiée, car cela signifie qu'une fissure ne peut se créer instantanément sans générer des endommagements autour. La difficulté dans cette approche mixte réside dans l'identification des paramètres de régularisation, étant donné le nombre de coefficients à calibrer.

Une fois, le modèle hybride de l'endommagement et de la rupture associé à une méthode mixte de régularisation et implanté dans le code de calcul Zset, il était alors possible de réaliser des calculs sur structures présentant des singularités géométriques induisant des gradients de contrainte locaux. La prévision de l'endommagement et de la ruine de plaques trouées quasi-isotropes $[45_4^\circ/90_4^\circ/45_4^\circ/0_4^\circ]_s$ en IM7/8552 présentant différents diamètres de perforation a également été étudiée dans le cadre du WWFE-III. La Figure 24 présente les endommagements plans (fissuration transverse) prévus dans les plis ainsi que le délaminage aux interfaces juste avant la ruine d'une plaque trouée contenant une perforation de 3,15mm de diamètre sous sollicitation de traction uniaxiale.

Les faciès d'endommagement obtenus sont tout à fait satisfaisants. En effet, la fissuration transverse est clairement guidée par l'orientation des différents plis au sein de la structure et l'introduction du couplage entre la fissuration transverse et le délaminage permet de prévoir un faciès de délaminage (triangles joignant les fissures des plis adjacents) couramment observé dans la littérature [37]. L'indépendance de l'orientation de la fissuration au maillage montre ici que la stratégie de régularisation mise en place, permettant d'éviter les problèmes de localisation du dommage, est efficace sur le cas structural considéré. Enfin, concernant la prévision de la tenue des structures composites, le modèle permet de reproduire les tendances expérimentales disponibles dans la littérature [103]. En effet, cette approche permet de décrire la compétition entre les différents modes de ruine intervenant au sein d'une plaque trouée (rupture de plis en mode fibre ou délaminage) suivant l'épaisseur des plis constituant l'éprouvette. De plus, la valeur des forces à rupture prévues est en accord raisonnable avec les résultats d'essais, l'erreur évoluant entre 10% et 15%.

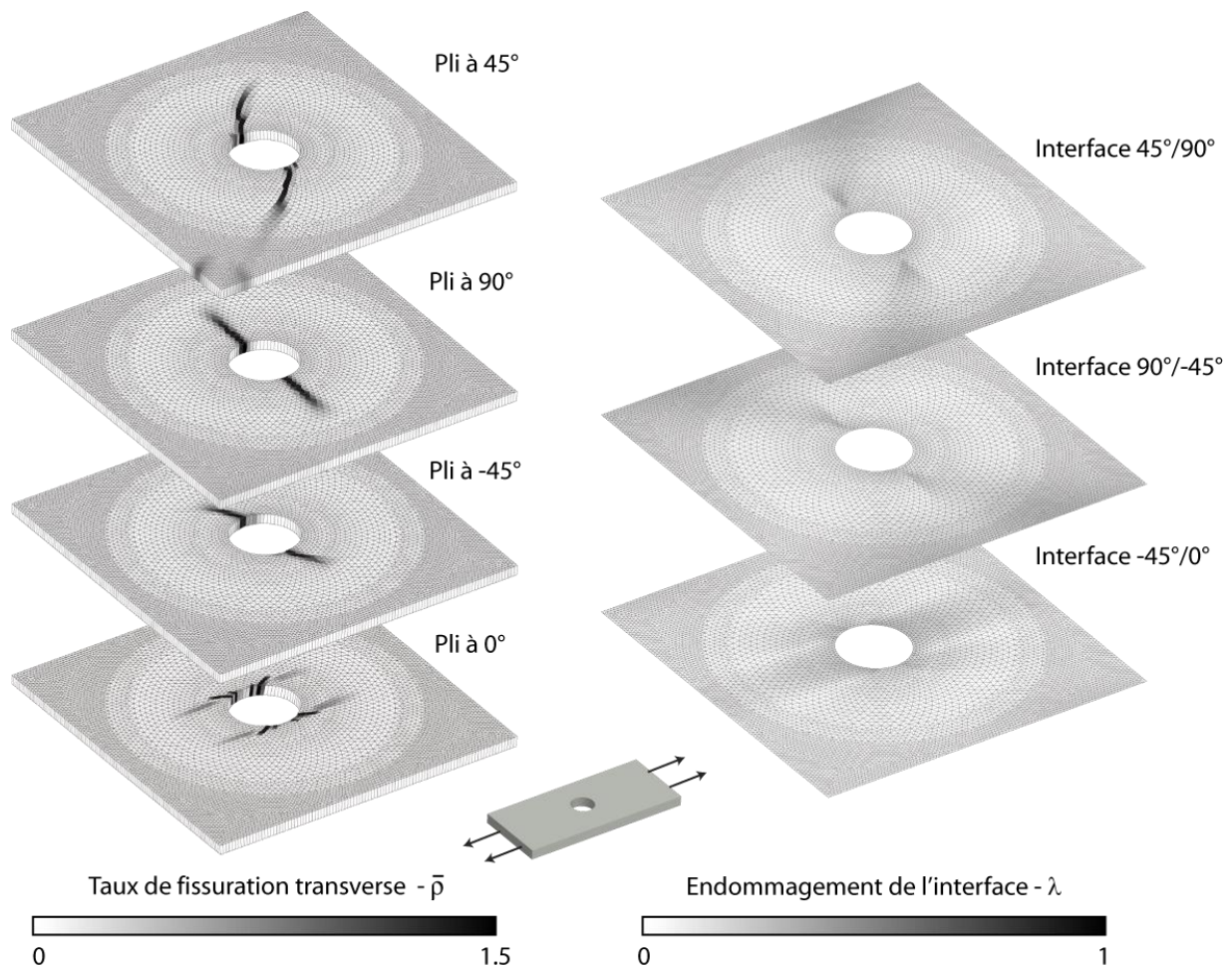


Figure 24 : Prédiction du faciès d'endommagement (fissuration transverse et délaminage) à rupture pour une plaque stratifiée trouée en IM7/8552 d'empilement $[45_4^\circ/90_4^\circ/-45_4^\circ/0_4^\circ]_s$, sous sollicitation de traction uniaxiale.

En conclusion, une approche hybride multiéchelle de l'endommagement et de la rupture, permettant de prévoir finement la fissuration transverse et la ruine de structures composites sous sollicitations complexes tridimensionnelles, a été proposée. Une des originalités de ce modèle réside dans la modélisation à l'échelle mésoscopique des effets des ruptures intervenant à l'échelle des constituants sur le comportement et les résistances du pli UD. L'introduction de ces micro-dommages permet de rendre compte des couplages entre les différents mécanismes de ruine et des effets de la pression hydrostatique sur la réponse du matériau de manière naturelle sans fixer *a priori* les couplages entre les mécanismes de rupture.

De plus, le modèle d'endommagement, thermodynamiquement admissible, introduit des variables physiques et mesurables que sont la densité de fissures normalisée et le taux de micro-délaminages associés en pointe de fissuration. L'approche hybride multiéchelle de l'endommagement et de la rupture a été proposée dans le cadre des différents WWFEs et a été validée au travers de comparaisons avec les résultats expérimentaux disponibles sur éprouvettes élémentaires ou structures.

La prévision de la ruine de structures composites présentant des singularités géométriques pouvant engendrer des gradients de contraintes locaux, telles que les plaques trouées, nécessite la description de la chute drastique et soudaine des propriétés mécaniques locales due à la rupture des plis en mode fibres. La modélisation de ce type de loi adoucissante pose des problèmes de dépendance au maillage. Dans cette étude, la combinaison des méthodes de régularisation non locale et à effet retard a permis d'obtenir des faciès de rupture observés expérimentalement et indépendants du maillage ainsi que des prévisions des efforts à rupture acceptables. Toutefois, les capacités prédictives du modèle et des techniques de régularisation associées, avec l'identification utilisée pour les plaques trouées, pour des structures présentant d'autres types de singularités géométriques (par exemple des plaques entaillées), restent toujours à démontrer de manière rigoureuse. De plus, la problématique de l'identification des paramètres additionnels introduits par la méthode de régularisation, tels que le temps caractéristique pour la méthode par effet retard, ou la longueur interne pour le non local, reste entière. La modélisation robuste de la rupture des plis en mode fibre (ou des torons dans les matériaux tissés 3D) constitue, selon moi, un frein majeur à l'usage de modèles avancés au sein de l'industrie. Par conséquent, cette thématique sera abordée dans le cadre de la thèse de V. Medeau¹¹ qui devrait débiter à la rentrée 2015. L'originalité de ce travail résidera dans la réalisation d'essais multi-instrumentés permettant l'identification des lois d'évolution des ruptures des torons (en traction et en compression) et de la méthode de régularisation associée, la partie numérique ayant été partiellement traitée dans des études antérieures [30]. Les capacités prédictives du modèle proposé et identifié seront déterminées au travers de comparaisons avec des cas structuraux fournis par Safran.

¹¹ La thèse de Victor Medeau, intitulée « Méthodes de régularisation des lois d'endommagement et de rupture: application à la rupture des structures composites tissées 3D », financée par une bourse CIFRE Snecma devrait débiter en Novembre 2015 (2015-2018) Le directeur de thèse est Frédéric Lachaud de l'ICA-ISAE Toulouse et j'encadrerai cette thèse à l'Onera avec Johann Rannou.

III. 2. MODELE D'ENDOMMAGEMENT ET DE RUPTURE POUR LES MATERIAUX TISSES 3D CMC

Les composites à Matrice Céramique (CMC), de par leurs excellentes propriétés mécaniques jusqu'à plus de 1500°C, constituent des candidats potentiels pour la réalisation de certaines pièces dans les parties chaudes des moteurs d'avions civils. Le dimensionnement efficace de telles pièces composites ne peut pas s'appuyer uniquement sur les campagnes d'essais disponibles, et nécessite donc l'usage de modèles d'endommagement et de rupture avancés, reposant sur des principes physiques tout en respectant les contraintes d'un bureau d'études du domaine aéronautique en termes de complexité de modélisation, de robustesse et de coût de calculs. J'ai donc activement participé à la proposition d'un modèle, qui a été développé dans le cadre de la thèse d'E. Hémon [39], pour la prévision de l'endommagement et de la rupture de matériaux composites tissés 3D à matrice céramique, développés récemment par Herakles (groupe Safran). Ce modèle, qui doit pouvoir être utilisé en bureaux d'études pour le dimensionnement de pièces industrielles, est appelé ODM-CMC pour « Onera Damage Model for Ceramic Matrix Composites ».

III. 2. 1. Principes généraux du modèle

Le modèle d'endommagement et de rupture ODM-CMC est basé sur la mécanique de l'endommagement continu et est défini à l'échelle macroscopique afin de prévoir la tenue de structures CMC représentatives de cas industriels réels. Pour les générations récentes de matériaux composites à matrice céramique présentant un tissage 3D, il est communément admis qu'à température ambiante, les différentes non-linéarités matériaux, observées sur la Figure 25, peuvent être attribuées uniquement aux mécanismes de fissuration matricielle et de rupture des torons (comportement élastique endommageable).

Le modèle ODM-CMC est un modèle thermodynamiquement admissible, et la loi d'état du matériau, reporté dans l'Eq. III-16, dérive de l'énergie libre d'Helmholtz.

$$\underline{\underline{\sigma}} = \underline{\underline{C}}^{eff} : (\underline{\underline{\varepsilon}} - \underline{\underline{\varepsilon}}^{th} - \underline{\underline{\varepsilon}}^0) - \underline{\underline{C}}^0 : (\underline{\underline{\varepsilon}}^s + \underline{\underline{\varepsilon}}^r - \underline{\underline{\varepsilon}}^0) \quad (\text{III-16})$$

$$\underline{\underline{C}}^{eff} = \left(\underline{\underline{S}}^0 + \sum_i d_i^m \underline{\underline{H}}_i^m + \sum_j d_j^f \underline{\underline{H}}_j^f \right)^{-1} \quad \text{avec } i = \{1, 2, 3, 45, 135\} \text{ et } j = \{1, 2\} \quad (\text{III-17})$$

avec $\underline{\underline{\sigma}}$ la contrainte, $\underline{\underline{C}}^{eff}$ le tenseur de rigidité effective prenant en compte les effets des endommagements matriciels et des ruptures de torons, $\underline{\underline{C}}^0$ le tenseur des rigidités élastiques initiales, $\underline{\underline{\varepsilon}}$ la déformation totale, $\underline{\underline{\varepsilon}}^{th}$ la déformation thermique. Dans cette approche, les effets des différents mécanismes d'endommagement matriciels (fissuration matricielle, décohésion inter-torons, ...) sur le comportement macroscopique sont distingués de ceux associés aux ruptures des torons de fibres, qui eux induisent une chute brutale et importante des rigidités macroscopiques apparentes. Les influences des différents mécanismes d'endommagement et de rupture sont décrites dans le modèle ODM-CMC par l'Eq. III-17, en augmentant la souplesse élastique initiale $\underline{\underline{S}}^0$ par deux termes représentant respectivement les effets des endommagements matriciels ($\sum d_i^m \underline{\underline{H}}_i^m$) et ceux des ruptures de torons ($\sum d_j^f \underline{\underline{H}}_j^f$). Enfin, la Figure 25 montre clairement la présence de déformations résiduelles à contrainte nulle introduites dans le modèle avec la variable $\underline{\underline{\varepsilon}}^r$. Le caractère unilatéral de l'endommagement et la

nécessité de prendre en compte l'influence de la fermeture progressive des fissures sur le comportement, lors de passages en compression, sont particulièrement importants pour ces matériaux et justifient ainsi l'introduction de déformations spécifiques dans le modèle ($\underline{\varepsilon}^0, \underline{\varepsilon}^s$) détaillées dans la section III. 2. 2.

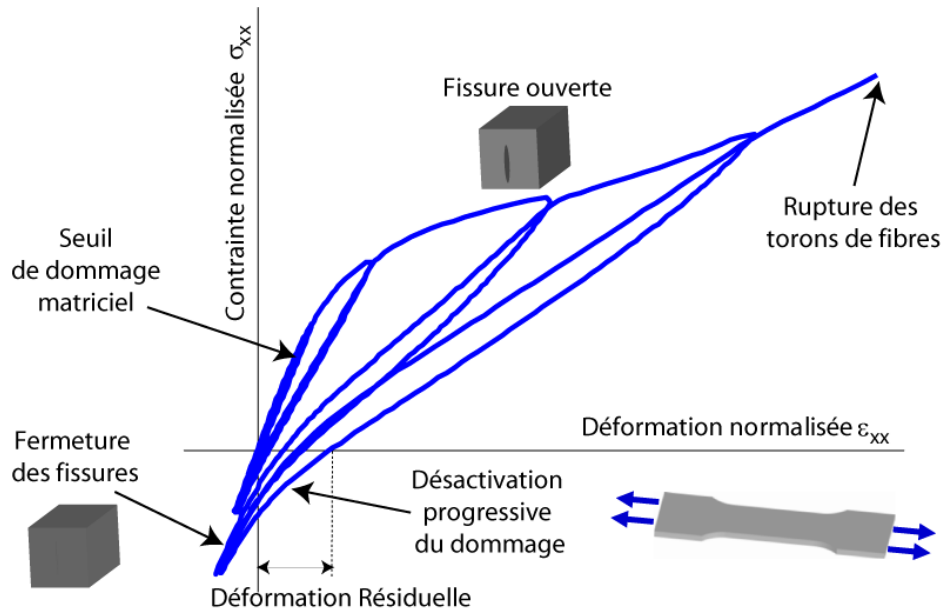


Figure 25 : Courbe contrainte / déformation d'un matériau CMC sous sollicitation de traction sens chaîne et illustration des différents phénomènes physiques pris en compte dans le modèle ODM-CMC.

III. 2. 2. Modélisation de la fissuration matricielle

Il a été montré expérimentalement dans la section II. 1, que l'endommagement dans les matériaux tissés 3D CMC était orienté majoritairement par le chargement, étant donné une faible différence entre les propriétés mécaniques des constituants (fibres et matrice). Dans les années 90, des modèles d'endommagement macroscopiques ont été développés pour les matériaux tissés 2D à matrice céramique [62,72] utilisant des variables d'endommagement tensorielles (d'ordre 2 ou 4) permettant de prévoir des fissures matricielles dont l'orientation suit le chargement mécanique imposé. Ce formalisme élégant de modélisation permet de rendre compte des mécanismes de fissuration complexes intervenant au sein de ces matériaux mais les résultats de simulations sont délicats à analyser et leur transfert vers des bureaux d'études reste difficile en raison de leur complexité. Par conséquent, une approche alternative a été retenue pour le modèle ODM-CMC et présente, à mon avis, un compromis intéressant entre complexité de la modélisation, pertinence des prévisions, transférabilité vers un bureau d'études de l'industrie aéronautique. En considérant les différents mécanismes d'endommagement observés expérimentalement, le modèle ODM-CMC considère 5 variables scalaires d'endommagement, illustrées sur la Figure 26 : (i) la variable d'endommagement dans la direction chaîne notée d_1^m , (ii) la variable d'endommagement dans la direction trame notée d_2^m , (iii) la variable représentant les décohésions inter-torons dans la direction hors-plan notée d_3^m , et les variables d'endommagement matriciel (iv) à 45° , notée d_{45}^m , et (v) à 135° (i.e. -45°), notée d_{135}^m .

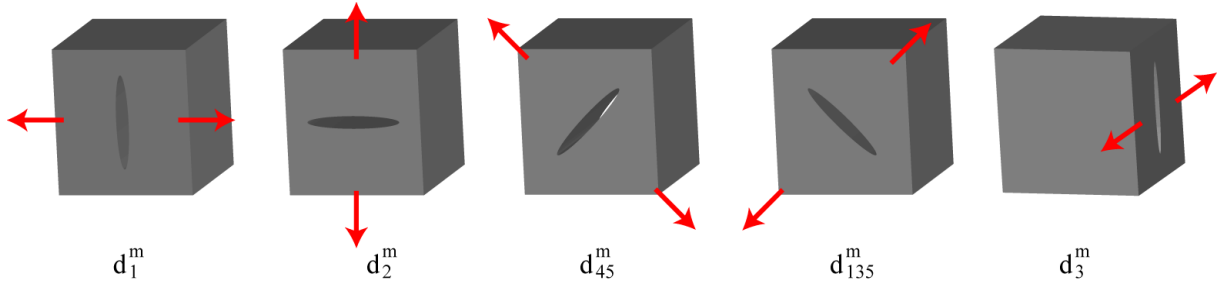


Figure 26 : Représentation des différents mécanismes d'endommagements matriciels introduits dans ODM-CMC.

Les forces motrices associées aux cinq variables d'endommagement dans le plan ont été formulées, telles que définies dans l'Eq. III-18, afin d'obtenir des prévisions des endommagements matriciels équivalentes à celles d'un modèle tensoriel dans les directions à 0° , $\pm 45^\circ$ et 90° . Par conséquent, l'analyse de la tenue de structures industrielles par calculs par éléments finis effectués avec le modèle ODM-CMC est relativement simple de par l'usage de variables scalaires d'endommagement présentant une signification physique claire et ainsi facilitant son transfert vers un bureau d'études. Les forces thermodynamiques et motrices associées aux différents endommagements plans sont reportées respectivement dans les Eq. III-18 et III-19.

$$\begin{cases} z_1^m = \frac{1}{2} \left(C_{11}^0 \varepsilon_1^{d_1^{m+2}} + b_1 C_{66}^0 \varepsilon_6^{d_1^{m+2}} + b_2 C_{55}^0 \varepsilon_5^{d_1^{m+2}} \right) \\ z_2^m = \frac{1}{2} \left(C_{22}^0 \varepsilon_2^{d_2^{m+2}} + b_1 C_{66}^0 \varepsilon_6^{d_2^{m+2}} + b_2 C_{44}^0 \varepsilon_4^{d_2^{m+2}} \right) \\ z_6^m = \frac{1}{4} \left(C_{11}^0 \varepsilon_1^{d_1^{m+}} \varepsilon_6^{d_1^{m+}} + C_{22}^0 \varepsilon_2^{d_2^{m+}} \varepsilon_6^{d_2^{m+}} + b_1 \left(C_{66}^0 \varepsilon_1^{d_1^{m+}} \varepsilon_6^{d_1^{m+}} + C_{66}^0 \varepsilon_1^{d_2^{m+}} \varepsilon_6^{d_2^{m+}} \right) \right) \end{cases} \quad (\text{III-18})$$

$$y_1^m = z_1^m - |z_6^m|, \quad y_2^m = z_2^m - |z_6^m|, \quad y_{45}^m = \langle z_6^m \rangle_+, \quad \text{et} \quad y_{135}^m = \langle -z_6^m \rangle_+ \quad (\text{III-19})$$

où les forces thermodynamiques dépendent (i) des composantes du tenseur des rigidités élastiques utiles pour le dommage considéré, (ii) des paramètres matériaux (b_1 , b_2) et (iii) des déformations positives ($\underline{\varepsilon}^{d_1^{m+}}$, $\underline{\varepsilon}^{d_2^{m+}}$, $\underline{\varepsilon}^{d_3^{m+}}$). Ces déformations positives correspondent à la partie positive, comme proposé dans [56], du tenseur des déformations totales dont toutes les composantes sont nulles à l'exception de celles intervenant dans la force thermodynamique associée et induisant potentiellement un endommagement. L'usage des déformations positives est un moyen élégant de décrire le renforcement en compression/cisaillement démontré expérimentalement sur un matériau tissé 2D CMC de génération précédente [71], sans rajouter de coefficients supplémentaires. Les déformations positives, telles que calculées ici, sont différentes de [74]. Cette reformulation [88] a été motivée par l'obtention d'une forme dont la dérivée par rapport à la déformation appliquée puisse être calculée analytiquement pour faciliter le calcul de la matrice tangente cohérente. Ce point est important car il montre les interactions nécessaires entre la formulation du modèle (proposition des équations), les éventuels problèmes numériques intervenant lors de l'implantation dans un code par éléments finis et le choix des coefficients matériaux qui puissent être identifiés à partir d'un protocole d'essais clair. Pour les matériaux CMC tissés 3D considérés, des décohésions inter-torons sont observées sur le chant des éprouvettes pour des chargements de traction, bien que la déformation normale hors-plan soit négative par effet Poisson. Afin d'introduire dans un modèle macroscopique les décohésions inter-toron

observées en traction dans le plan, dues au réarrangement des torons à l'échelle mésoscopique, la force thermodynamique z_3^{m+} , dépendante des déformations dans le plan, a été introduite dans la force motrice hors-plan y_3^m pour capturer ce couplage endommagement hors-plan / chargement dans le plan, comme défini dans l'Eq. III-20.

$$\begin{cases} z_3^m = \frac{1}{2} \left(C_{33}^0 \varepsilon_3^{d_3^+ 2} + b_2 C_{44}^0 \varepsilon_4^{d_3^+ 2} + b_2 C_{55}^0 \varepsilon_5^{d_3^+ 2} \right) \\ z_3^{m+} = \frac{1}{2} \left(\alpha_1^+ C_{11}^0 \langle \varepsilon_1 \rangle_+^2 + \alpha_2^+ C_{22}^0 \langle \varepsilon_2 \rangle_+^2 + \alpha_6^+ C_{66}^0 \varepsilon_6^2 \right) \end{cases} \quad \text{(III-20)}$$

avec $y_3^m = z_3^m + z_3^{m+}$

où $(\alpha_1^+, \alpha_2^+, \alpha_6^+)$ sont des paramètres matériaux à identifier qui permettent de calibrer les seuils de décohésions inter-torons intervenant lors de chargements de traction dans le plan. Dans le cas de chargement de compression dans le plan, par effet Poisson, les déformations hors-plan sont positives entraînant ainsi la prévision de décohésions inter-toron sans ajout de coefficients supplémentaires.

Enfin, la loi d'évolution des cinq variables d'endommagement matriciels est reportée dans l'Eq. III-21, où $y_{0_i}^m$ correspond au seuil d'endommagement, $d_{c_i}^m$ la saturation de l'endommagement couramment observée sur les CMC et $(y_{c_i}^m, p_i^m)$ les paramètres matériau en lien avec la cinétique d'endommagement. La loi d'évolution des dommages matriciels est en bon accord avec l'évolution de l'énergie acoustique cumulée enregistrée au cours des chargements de traction hors-axe, justifiant ainsi le formalisme proposé. Il convient de noter que les endommagements ne peuvent que croître afin d'assurer le second principe de la thermodynamique.

$$d_i^m = d_{c_i}^m \cdot \left(1 - \exp \left(- \left(\frac{\langle \sqrt{y_i^m} - \sqrt{y_{0_i}^m} \rangle_+}{\sqrt{y_{c_i}^m}} \right)^{p_i^m} \right) \right) \quad \text{avec } \dot{d}_i^m \geq 0 \text{ et } i = \{1, 2, 3, 4, 5, 13, 5\} \quad \text{(III-21)}$$

III. 2. 3. Aspect unilatéral du dommage et déformation résiduelle

Lors d'essais menés à l'Onera [39], un chargement de compression (bas niveaux de contraintes) a été appliqué après l'apparition de fissures matricielles lors du chargement en traction afin d'observer la restauration progressive du module d'Young élastique initial. L'aspect progressif de la fermeture des fissures, induisant l'évolution continue du module apparent lors des passages en compression, est dû à la dispersion naturelle de l'orientation des fissures (les fissures ne se refermant donc pas toutes pour le même niveau de chargement). Afin de décrire l'aspect progressif de la fermeture de fissures observé sur la Figure 25 pour un essai de traction avec passage en compression sens chaîne, le tenseur des effets \underline{H}_1^m associé à la variable d'endommagement d_1^m est défini comme une fonction de l'indice de désactivation η_1 et du tenseur décrivant les effets d'une fissure ouverte sur la rigidité élastique macroscopique \underline{H}_1^{m+} , comme reporté sur l'Eq. III-22. Les paramètres $(h_{11}^{m+}, h_{55}^{m+}, h_{66}^{m+})$ sont des coefficients matériaux. Les fissures sont supposées fermées ($\eta_1 = 0$) quand la déformation longitudinale (ε_1) est inférieure à $\varepsilon_1^0 - \Delta\varepsilon_1^{close}$ et ouverte ($\eta_1 = 1$) quand elle est supérieure à $\varepsilon_1^0 + \Delta\varepsilon_1^{close}$. L'indice de

désactivation (η_1) évolue donc entre 0 et 1 entre ces deux bornes en déformation. Les paramètres $(\varepsilon_i^0, \Delta\varepsilon_i^{close})$ sont des coefficients matériaux à identifier sur les essais de traction avec passage en compression, comme illustré sur la Figure 25. Les tenseurs des effets et les indices de désactivation associés aux autres variables d'endommagement sont obtenus par permutation des indices au sein de l'Eq. III-22.

$$\underline{\underline{H}}_1^m = \eta_1 \underline{\underline{H}}_1^{m+} \quad \text{avec} \quad \eta_1 = \begin{cases} 1 & \text{si } \Delta\varepsilon_1^{close} \leq \varepsilon_1^d \\ \frac{1}{2} \left(1 - \cos \left(\frac{\pi}{2} \frac{\varepsilon_1^d + \Delta\varepsilon_1^{close}}{\Delta\varepsilon_1^{close}} \right) \right) & \text{si } -\Delta\varepsilon_1^{close} \leq \varepsilon_1^d \leq \Delta\varepsilon_1^{close} \\ 0 & \text{si } \varepsilon_1^d \leq -\Delta\varepsilon_1^{close} \end{cases}$$

$$\text{avec } \underline{\underline{H}}_1^{m+} = \begin{pmatrix} h_{11}^{m+} S_{11}^0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 \\ & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 \\ & & 0 & 0 & 0 & 0 \\ & & & 0 & 0 & 0 \\ \text{sym.} & & & & h_{55}^{m+} S_{55}^0 & 0 \\ & & & & & h_{66}^{m+} S_{66}^0 \end{pmatrix} \quad \text{et} \quad \underline{\underline{\varepsilon}}^d = \underline{\underline{\varepsilon}} - \underline{\underline{\varepsilon}}^{th} - \underline{\underline{\varepsilon}}^0 \quad \text{(III-22)}$$

De plus, quand une fissure est considérée fermée, toutes les composantes de la souplesse élastique initialement dégradées par l'endommagement sont restaurées, y compris les composantes de cisaillement, comme reporté dans l'Eq. III-22. Ce point a été démontré expérimentalement sur des tubes tissés 2D CMC [26,71]. De plus, dans le cas d'essais de traction /compression hors-axe à 45°, il a été montré, sur les générations récentes de CMC [39], que cette hypothèse de friction infinie sur les lèvres de fissures (*i.e.* restauration de toutes les composantes élastiques en compression) est pertinente en regard des résultats d'essais. Assurer la continuité de la réponse mécanique pour des chargements multiaxiaux non proportionnels en gérant l'aspect unilatéral du dommage, n'est absolument pas trivial. Afin d'atteindre cet objectif, une déformation stockée ($\underline{\underline{\varepsilon}}^s$) a été introduite dans le modèle. En supposant que le comportement mécanique du matériau vérifie l'Eq. III-16 et est continu, y compris lorsque les fissures évoluent d'un état ouvert vers un état fermé, on peut démontrer par passage à la limite que l'évolution de la déformation stockée s'écrit nécessairement comme reporté dans l'Eq. III-23.

$$\underline{\underline{\dot{\varepsilon}}}^s = -\underline{\underline{S}}_0 \sum_i \dot{\eta}_i d_i \underline{\underline{C}}^{eff} : \underline{\underline{H}}_i^{m+} : \underline{\underline{C}}^{eff} : \underline{\underline{\varepsilon}}^d \quad \text{avec } i = \{1, 2, 3, 45, 135\} \quad \text{(III-23)}$$

Une attention particulière a été portée sur la résolution de cette loi d'évolution de la déformation stockée. Afin de calculer l'incrément de déformation stockée, l'intégrale de l'Eq. III-23 est résolue par une quadrature de Gauss d'ordre 3. Contrairement à une méthode d'Euler utilisée précédemment, cette méthode de résolution permet d'obtenir une solution quasi-insensible à la taille de l'incrément de chargement, ce qui est nécessaire pour une implantation efficace de ce type de modèle matériau dans un code commercial par éléments finis. De plus, il a été vérifié que dans le cas d'un chargement cyclique proportionnel, l'énergie stockée durant la décharge était intégralement restituée lors de la charge suivante, évitant ainsi un cumul artificiel d'énergie pour des chargements de fatigue.

Enfin, les déformations résiduelles ($\underline{\underline{\varepsilon}}^r$) ont été introduites dans le modèle ODM-CMC pour décrire les courbes de comportement dans le cas de chargement traction/compression. Cette déformation

résiduelle est supposée due au relâchement des contraintes résiduelles de fabrication par la création de fissurations matricielles. L'évolution de cette déformation résiduelle est fonction des évolutions des différents endommagements matriciels, comme reporté dans l'Eq. III-24. On notera une cohérence entre la formulation de l'évolution des déformations stockées (fonction de l'évolution de l'indice de désactivation) et celle des déformations résiduelles (fonction de l'évolution des endommagements).

$$\underline{\dot{\varepsilon}}^r = \underline{S}_0 \sum_i \chi_i \dot{d}_i \underline{C}^{eff} : \underline{H}_i^m : \underline{C}^{eff} : \underline{\varepsilon}^d \quad \text{avec } i = \{1, 2, 3, 45, 135\} \quad (\text{III-24})$$

où χ_i sont des paramètres à identifier à partir des courbes de comportement charge/décharge. A nouveau, l'intégrale de cette équation différentielle est résolue à l'aide d'une quadrature de Gauss d'ordre 3 pour les mêmes raisons que mentionnées précédemment. Par rapport aux versions précédentes du modèle ODM-CMC [73], les travaux menés sur la robustesse numérique du calcul des déformations stockées et résiduelles ont permis une implémentation efficace du modèle ODM-CMC dans un code de calcul commercial par éléments finis pour un usage en bureaux d'études Safran.

III. 2. 4. Modélisation de la rupture des torons de fibres

La rupture des échantillons testés dans le cadre de cette étude est due à la rupture des torons de fibres. Les faciès de rupture observés à 0° et à 45° ont montré que, contrairement à la fissuration matricielle, la rupture des éprouvettes est clairement orientée par la microstructure du matériau CMC. Aussi, le modèle ODM-CMC considère 4 variables de rupture scalaires qui représentent la rupture des torons de chaîne en traction d_1^{f+} et en compression d_1^{f-} et la rupture des torons de trame en traction d_2^{f+} et en compression d_2^{f-} . Les variables de ruptures de torons et les forces motrices associées sont définies respectivement dans les Eq. III-26 et Eq. III-25.

$$y_j^{f+} = \frac{1}{2} C_{jj}^0 \langle \varepsilon_j \rangle_+^2 \quad \text{et} \quad y_j^{f-} = \frac{1}{2} C_{jj}^0 \langle -\varepsilon_j \rangle_+^2 \quad (\text{III-25})$$

$$d_j^{f\pm} = \left(\frac{\langle \sqrt{y_j^{f\pm}} - \sqrt{y_{0j}^{f\pm}} \rangle_+}{\sqrt{y_{c_j}^{f\pm}}} \right)^{p_j^{f\pm}} \quad \text{avec} \quad \dot{d}_j^{f\pm} \geq 0 \quad \text{et} \quad j = \{1, 2\} \quad (\text{III-26})$$

où $y_{0j}^{f\pm}$ correspondent aux seuils de rupture des torons de fibres (équivalent à la déformation à rupture des éprouvettes lisses) en traction (noté avec l'indice +) et en compression (noté avec l'indice -) et $(y_{c_j}^{f\pm}, p_j^{f\pm})$ sont des paramètres matériaux en lien avec la dégradation brutale des propriétés mécaniques due à la rupture des torons. Les tenseurs des effets \underline{H}_j^f associés à la rupture progressive des torons présentent un formalisme similaire à ceux présentés dans l'Eq. III-22. Toutefois, la loi d'évolution des ruptures progressives des torons induit une chute importante des propriétés mécaniques. La description de ces mécanismes de ruine entraîne un comportement matériau adoucissant, nécessaire pour la prévision de la ruine sur structures présentant des gradients de contraintes dus aux singularités géométriques. Lors de l'implantation de ce modèle dans le code de calcul par éléments finis Abaqus/standard, ces modes de ruine ont été associés à une méthode de régularisation par effet retard, en raison de la simplicité de cette méthode et de sa faible intrusivité dans

un code éléments finis. Chaque mécanisme de ruine possède donc un temps caractéristique qui doit être identifié conjointement avec les paramètres de la loi d'évolution des ruptures de torons.

Des essais hors-axes de traction/compression à 0° , 90° et 45° , à température ambiante, ont été effectués sur matériau tissé 3D CMC à l'Onera et ont été multi-instrumentés afin de valider la modélisation proposée. La comparaison entre les courbes de comportement contrainte/déformation prévues par le modèle et obtenues expérimentalement sont en bon accord aussi bien en termes de comportement non-linéaire, d'évolution des endommagements, de gestion des fermetures de fissures que de la contrainte à rupture prévue. Les comparaisons des résultats de simulations à 0° et 45° sont présentées en Figure 27. Le modèle a pu être également appliqué avec succès sur une nuance différente du matériau CMC étudié, à nouveau, dans les trois directions d'intérêt (0° , 45° et 90°).

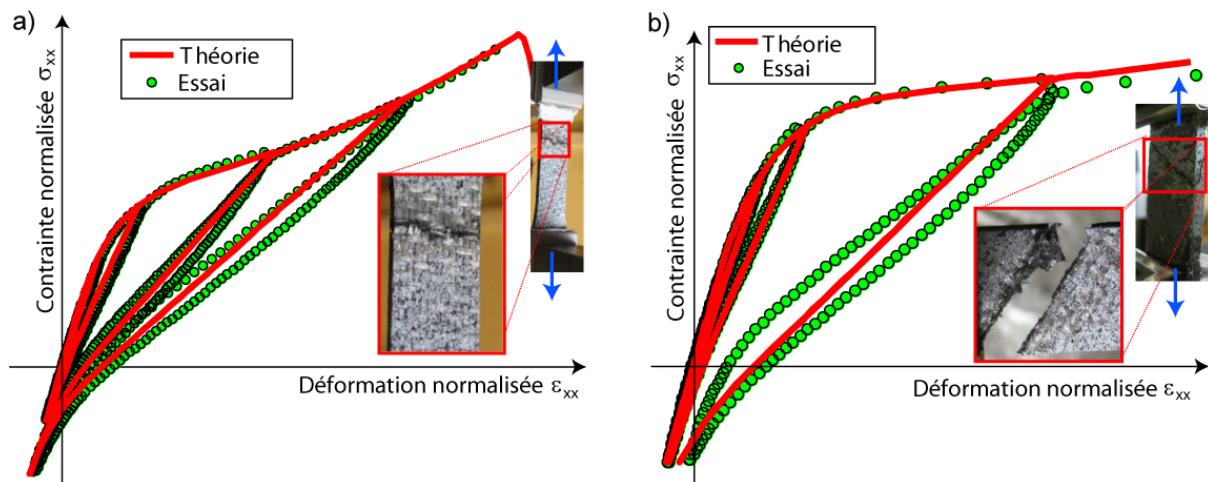


Figure 27 : Comparaison entre les courbes déformation/contrainte et les prévisions obtenues avec ODM-CMC pour a) un essai de traction à 0° et b) un essai de traction hors-axe à 45° .

En conclusion, un modèle d'endommagement et de rupture spécifique aux matériaux tissés 3D CMC a été proposé. La formulation du modèle a été pensée pour effectuer du calcul par éléments finis sur structures industrielles. Aussi le modèle ODM-CMC a été écrit à l'échelle macroscopique. Il est équivalent à un modèle tensoriel dans les directions à 0° , 45° et 90° , mais repose sur une description de l'endommagement à l'aide de cinq variables scalaires d'endommagement plus facilement exploitables en bureaux d'études. Une des spécificités de ce modèle réside dans la prise en compte de l'aspect unilatéral du dommage et des déformations résiduelles. Il est à noter que le caractère progressif de la refermeture des fissures est un plus indéniable en terme d'efficacité dans la résolution numérique. Enfin, la rupture de ces matériaux est orientée par la microstructure et est décrite à l'aide de quatre variables scalaires de rupture. Une attention particulière a été portée sur la résolution numérique des équations du modèle afin de garantir la robustesse de son implantation dans un code EF. Ce modèle a été validé sur éléments de volume (*i.e.* éprouvette élémentaire) pour différentes nuances de matériaux sous chargement multiaxiaux. Ce modèle présente, selon moi, un compromis intéressant entre complexité du modèle, fidélité dans la description des mécanismes physiques, difficulté liée à l'identification (des paramètres plan), et utilisation dans un code par éléments finis.

III. 3. MODELE D'ENDOMMAGEMENT ET DE RUPTURE POUR LES MATERIAUX TISSES 3D CMO

Etant donné les faibles performances d'un matériau stratifié de plis d'unidirectionnels soumis à un impact, qui génère de larges délaminages entre les couches, le groupe Safran a participé activement au développement de solutions composites tissées 3D CMO qui présentent de très bonnes performances résiduelles après impact. Ce type de matériau a été retenu par Snecma pour la réalisation des aubes Fan du moteur Leap et par Messier-Bugatti-Dowty pour des contre-fiches de train d'atterrissage. Le modèle ODM-CMO a été proposé initialement dans la thèse de L. Marcin [73] pour des matériaux tissés 3D d'ancienne génération et a été validé uniquement sur des essais de traction. Dans le cadre des thèses d'Antoine Hurmane [49] et d'Adrien Elias [27] réalisées à l'Onera, une nouvelle version du modèle ODM-CMO a été proposée afin de permettre la prévision de l'endommagement et de la rupture de matériaux tissés 3D sous sollicitation de traction, de compression ou de flexion.

III. 3. 1. Principes généraux du modèle

Le modèle d'endommagement et de rupture ODM-CMO développé pour les matériaux tissés 3D à matrice organique est défini à l'échelle macroscopique afin de prévoir la tenue de structures représentatives de cas industriels réels (tel que des pieds d'aubes). Comme cela a été évoqué dans la section II. 2 et reporté en Figure 28, le comportement non-linéaire observé en traction pour un matériau tissé 3D CMO peut être décomposé en trois grandes phases. Durant la première phase, la non-linéarité du matériau est essentiellement due à la viscosité du matériau et est particulièrement notable lors d'essais de fluage. On notera que des micro-dommages (décohésions fibre/matrice dans les torons ou micro-fissuration de la matrice) ont été observés expérimentalement au MEB et sont supposés avoir une influence négligeable sur l'élasticité mais notable sur la réponse visqueuse du matériau (observé lors d'essais de fluage multi-paliers). Durant la seconde phase, les premières fissures mésoscopiques (en forme de trapèze) sont observées et ont un effet notable sur le comportement. On observe aussi des décohésions inter-torons lors des chargements de traction, qui peuvent interagir avec la fissuration matricielle mésoscopique. Enfin, les ruptures de torons interviennent et induisent une dégradation soudaine et violente des propriétés mécaniques suivie rapidement par la ruine de l'éprouvette. De par le fort contraste entre les propriétés mécaniques des constituants (fibre de carbone et matrice thermodurcissable), les mécanismes de micro-fissuration, de méso-fissuration et de rupture des torons sont pilotés par la microstructure, ce qui constitue une différence majeure avec les matériaux CMC.

La loi de comportement du modèle ODM-CMO est donnée dans l'Eq. III-27. Une des spécificités du modèle ODM-CMO, en regard du modèle ODM-CMC, réside dans la prise en compte de la viscosité de la matrice au travers d'une loi viscoélastique spectrale (avec $\underline{\varepsilon}^{ve}$ la déformation visqueuse), pour décrire l'influence des effets de vitesse du chargement sur le comportement, et être en mesure de prévoir la réponse du matériau lors de chargements de fluage ou de relaxation.

$$\underline{\sigma} = \underline{\underline{C}}^{eff} : (\underline{\varepsilon} - \underline{\varepsilon}^{ve} - \underline{\varepsilon}^{th} - \underline{\varepsilon}^0) - \underline{\underline{C}}^0 : (\underline{\varepsilon}^s + \underline{\varepsilon}^r - \underline{\varepsilon}^0) \quad \text{(III-27)}$$

$$\underline{\underline{C}}^{eff} = \left(\underline{\underline{S}}^0 + \sum_i d_i \underline{\underline{H}}_i^m + \sum_j \left(D_j^t \underline{\underline{H}}_j^{ft} + D_j^c \underline{\underline{H}}_j^{fc} \right) + D_3 \underline{\underline{H}}_3^f \right)^{-1} \quad \text{avec } (i, j) = \{1, 2\} \quad \text{(III-28)}$$

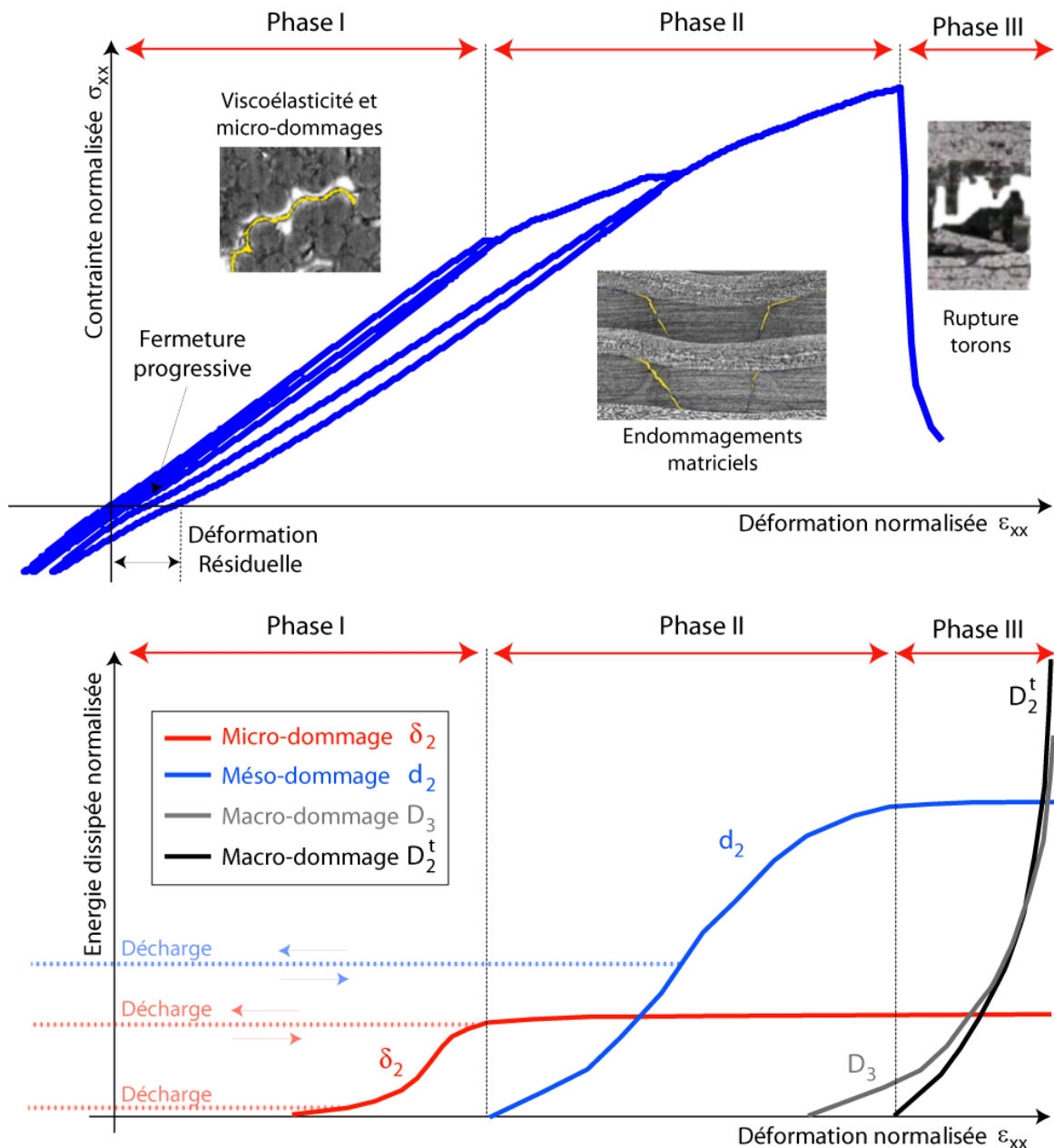


Figure 28 : Courbe contrainte / déformation d'un matériau tissé 3D CMO sous sollicitation de traction sens trame et illustration de la signification des différents endommagements introduits dans le modèle ODM-CMO.

Le modèle ODM-CMO est basé également sur la mécanique de l'endommagement continu où les variables internes traduisent les effets des différents endommagements. Dans un souci de clarté, il a été proposé la nomenclature suivante pour les différentes variables d'endommagement : (i) δ_i les micro-dommages ($i=1,2,3$) ont un effet uniquement sur la viscosité (leur influence sur l'élasticité pouvant être négligée) et (ii) d_j les méso-dommages ($j=1,2$) ont un effet modéré sur le comportement du matériau et (iii) D_k^t ou D_k^c les macro-dommages ($k=1,2$) représentant respectivement les ruptures de torons en traction et en compression et D_3 représentant les effets des décohésions inter-torons, qui entraînent une chute brutale des propriétés mécaniques. La Figure 28 présente l'évolution des différentes variables d'endommagement et de rupture du modèle lors d'un essai de traction incrémentale sens trame. On constate donc que la notation des variables est fonction de leur effet sur le comportement macroscopique.

Enfin, la Figure 28 montre à nouveau la présence de déformations résiduelles à contrainte nulle introduite dans le modèle avec la variable $\underline{\underline{\varepsilon}}^r$. Il convient de noter qu'une partie de la déformation résiduelle à contrainte nulle est due à la partie viscoélastique du modèle. Le caractère unilatéral de l'endommagement et la nécessité de prendre en compte l'influence de la fermeture progressive des fissures sur le comportement, lors de passages en compression, est à nouveau visible pour ces matériaux et justifie l'introduction de la déformation stockée ($\underline{\underline{\varepsilon}}^s$), comme détaillé dans la section III. 2. 2.

III. 3. 2. Modélisation du comportement et des micro et méso-dommages

De par l'usage d'une matrice polymère thermodurcissable, il a été constaté lors des différents essais réalisés à l'Onera : (i) des effets de vitesse sur le comportement macroscopique, en particulier pour des tractions hors-axes à 45° et (ii) des évolutions des déformations (ou des contraintes) lors d'essais de fluage (ou de relaxation). Pour rendre compte de ces phénomènes, un modèle viscoélastique spectral, basé sur les travaux de [70,91], a été utilisé et étendu au cas de matériaux orthotropes.

L'idée principale de ce modèle réside dans la décomposition de la déformation visqueuse ($\underline{\underline{\dot{\varepsilon}}}^{ve}$) en mécanismes élémentaires visqueux, comme montré sur l'Eq. III-29. Chaque mécanisme élémentaire visqueux ($\underline{\underline{\dot{\xi}}}_i$) est défini par son temps de relaxation (τ_i) et son poids (μ_i).

$$\underline{\underline{\dot{\varepsilon}}}^{ve} = \sum_i \underline{\underline{\dot{\xi}}}_i \quad \text{avec} \quad \underline{\underline{\dot{\xi}}}_i = \frac{1}{\tau_i} \left(\mu_i \underline{\underline{\tilde{S}}}^{ve} : \underline{\underline{\sigma}} - \underline{\underline{\xi}}_i \right) \quad \text{(III-29)}$$

$$\text{avec} \quad \underline{\underline{\tilde{S}}}^{ve} = \underline{\underline{S}}^{ve} + \sum_{i=1}^3 \delta_i \underline{\underline{H}}_i^{\delta ve} + \sum_{j=1}^2 d_j \underline{\underline{H}}_j^{dve} \quad \text{(III-30)}$$

où $\underline{\underline{\tilde{S}}}^{ve}$ est la souplesse visqueuse effective qui correspond à la souplesse visqueuse initiale ($\underline{\underline{S}}^{ve}$) et est affectée notamment par les micro-dommages comme montré sur l'Eq. III-30 au moyen de tenseurs des effets ($\underline{\underline{H}}_i^{\delta ve}$) tels que définis dans la section III. 2. 2. A nouveau, ces tenseurs sont différents en traction et en compression afin de prendre en compte la fermeture des micro-fissures. L'introduction de ce couplage entre les micro-dommages et la viscosité permet de traduire naturellement les différences de comportement observées (i) pour les chargements combinés de traction/cisaillement plan ou compression/cisaillement plan, (ii) de rendre compte des différences d'évolution des déformations lors d'essai de fluage en traction et en compression et enfin (iii) de retranscrire les effets de la pression hydrostatique sur le comportement.

Les forces motrices associées aux micro-dommages ($\delta_1, \delta_2, \delta_3$) sont définies dans l'Eq. III-31. On remarque l'utilisation d'une déformation mécanique notée $\underline{\underline{\varepsilon}}^{mecca}$ dont les parties positives, au sens défini dans la section III. 2. 2, sont utilisées dans les forces motrices. Cette déformation créatrice d'endommagement a été introduite dans le modèle afin de dissocier la cause des endommagements ($\underline{\underline{\varepsilon}}^{mecca}$), des conséquences des endommagements ($\underline{\underline{\varepsilon}}^r$ et $\underline{\underline{\varepsilon}}^s$). Cela permet alors à la fois d'éviter des problèmes d'emballement de déformations résiduelles observés pour des sollicitations de fatigue [88] et de simplifier l'identification du modèle, l'influence des déformations résiduelles et stockées sur les lois d'évolutions du dommage n'étant plus intimement couplée. Néanmoins, l'introduction de cette déformation mécanique complique l'implémentation de la loi de comportement.

$$\begin{cases} y_1 = \frac{1}{2} (C_{11}^0 \varepsilon_1^{meca1+2} + a_{15} C_{55}^0 \varepsilon_5^{meca1+2} + a_{16} C_{66}^0 \varepsilon_6^{meca1+2}) \\ y_2 = \frac{1}{2} (C_{22}^0 \varepsilon_2^{meca2+2} + a_{24} C_{44}^0 \varepsilon_4^{meca2+2} + a_{26} C_{66}^0 \varepsilon_6^{meca2+2}) \\ y_3 = \frac{1}{2} (C_{33}^0 \varepsilon_3^{meca3+2} + a_{34} C_{44}^0 \varepsilon_4^{meca3+2} + a_{35} C_{55}^0 \varepsilon_5^{meca3+2}) \end{cases} \text{ avec } \underline{\varepsilon}^{meca} = \underline{\tilde{\sigma}} : \underline{\sigma} + \underline{\varepsilon}^{ve} \quad (\text{III-31})$$

On notera également que la formulation des forces motrices a été modifiée par rapport à la version précédente pour réduire le nombre de paramètres à identifier et faciliter l'identification de la partie visqueuse. Ces forces motrices sont utilisées au sein d'une loi d'évolution similaire à celle présentée dans l'Eq. III-21, permettant une saturation des micro-dommages. Les forces motrices (y_1, y_2) sont les mêmes pour les méso-dommages (d_1, d_2) pour deux raisons. Tout d'abord, en utilisant des forces motrices seuils différentes pour les micro-dommages ($y_1^{\delta_0}, y_2^{\delta_0}, y_3^{\delta_0}$) et les méso-dommages ($y_1^{d_0}, y_2^{d_0}$), on peut garantir que les micro-dommages soient activés avant les méso-dommages (les décohésions fibre/matrice devant intervenir avant les premières fissures mésoscopiques qui correspondent à la percolation de ces micro-dommages), et ce pour tous types de chargements multiaxiaux. Le deuxième avantage réside dans l'identification. En effet, les coefficients ($a_{15}, a_{16}, a_{24}, a_{26}$) seront identifiés pour correspondre au seuil d'endommagement des méso-dommages et simplement en changeant les forces motrices seuils, les déformations seuils en cisaillement des micro-dommages seront adaptées. Enfin, les lois d'évolution des micro-dommages ne sont identifiées qu'au travers de leurs effets sur la viscosité.

La partie visqueuse du modèle a pu être validée au travers de différents essais de fluage en traction et en compression à $0^\circ, 45^\circ$ et 90° , dont les paliers de contrainte se situent sous le seuil des méso-fissures. La Figure 29 présente les comparaisons essais/calculs pour les essais de fluage en traction et en compression hors-axes à 45° , où l'évolution des déformations est la plus notable. Il a été montré que le spectre temporel était indépendant de la direction de chargement et du type de chargement, ce qui était attendu car la partie visqueuse est uniquement liée à la matrice. L'introduction de couplages entre la viscosité et les micro-dommages permet de traduire l'aspect non-linéaire de la viscosité, et d'obtenir un comportement lors des décharges en bon accord avec les résultats d'essais, contrairement aux versions précédentes [91].

Comme mentionné précédemment, les forces motrices des méso-dommages (d_1, d_2), sont les mêmes que celles des micro-dommages. Les lois d'évolution sont également similaires à celle décrite dans l'Eq. III-21. Enfin, les méso-dommages ont un effet notable sur la souplesse élastique, comme montré dans l'Eq. III-28, et sur la souplesse visqueuse (Eq. III-30). Les effets des fissures ouvertes sont distingués des effets des fissures fermées. De plus, la fermeture progressive des fissures est également prise en compte de manière similaire à précédemment.

Enfin, les formulations des déformations résiduelles et déformations stockées sont similaires à celles décrites dans le modèle ODM-CMC respectivement dans les Eq. III-24 et III-23. La méthode de résolution des équations est similaire mais sa mise en œuvre plus complexe car la loi de comportement ODM-CMO nécessite la résolution d'un schéma implicite avec une méthode de Newton-Raphson.

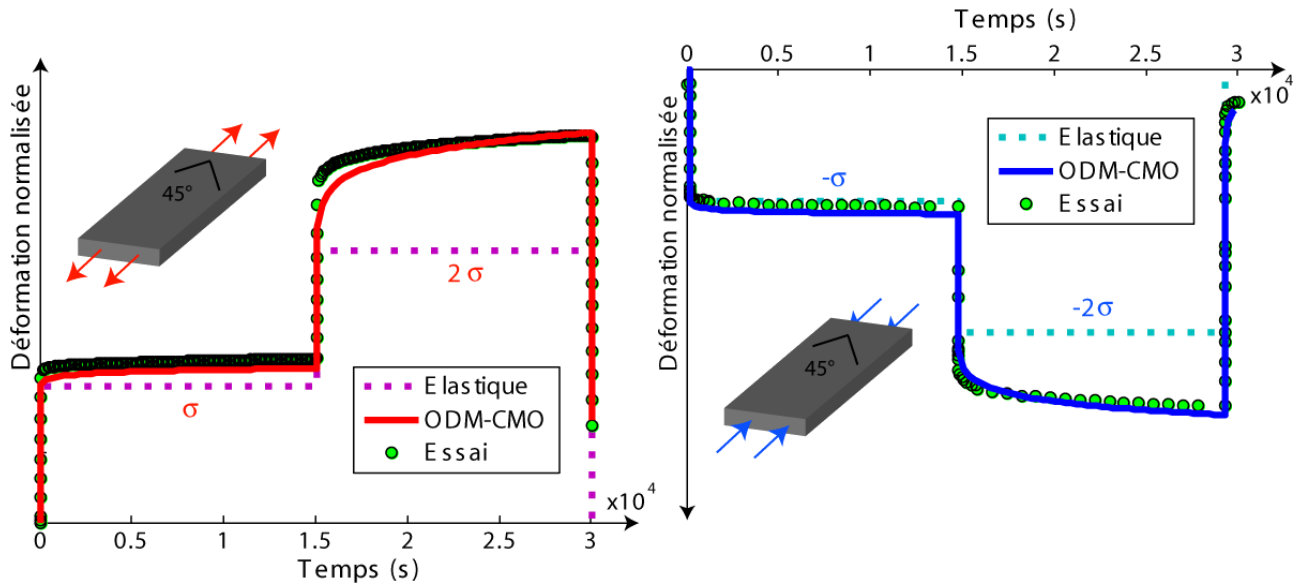


Figure 29 : Courbe temps / déformation prévue avec ODM-CMO et mesurée par extensomètre lors d'essais de fluage en (a) traction hors-axe à 45° et en (b) compression hors-axe à 45° d'un matériau tissé 3D CMO.

III. 3. 3. Modélisation de la rupture des torons et décohésions inter-toron

La rupture des torons en traction peut être décrite simplement avec un critère en déformation maximale. La formulation des forces motrices associées à la rupture sens chaîne et sens trame est similaire à celle donnée dans l'Eq. III-25 pour le modèle ODM-CMC.

En revanche, la formulation des forces motrices en lien avec la rupture des torons en compression est plus complexe car elle doit également prendre en compte (i) l'influence des cisaillements hors-plan sur le kinking des torons et (ii) l'effet bénéfique de la pression hydrostatique comme discuté dans la section II. 2. Contrairement aux formulations pour stratifiés [18], ici on ne distingue qu'un plan de rupture en compression. En effet, l'ondulation des torons induite par le tissage favorise la rupture hors-plan, ainsi les plans (1,3) pour la rupture des torons sens chaîne et (2,3) pour la direction trame sont privilégiés. Finalement, l'Eq. III-32 prend en compte l'ensemble de ces observations pour décrire l'évolution des forces motrices des ruptures de torons en compression, avec (a_1^n, a_1^t) et (a_2^n, a_2^t) des paramètres matériaux à identifier.

$$y_1^{Dc} = \sqrt{a_1^n \langle \sigma_1 - \sigma_3 \rangle_+^2 + a_1^t \tau_{13}^2} \quad \text{et} \quad y_2^{Dc} = \sqrt{a_2^n \langle \sigma_2 - \sigma_3 \rangle_+^2 + a_2^t \tau_{23}^2} \quad (\text{III-32})$$

La première rupture de torons de fibres correspond à la ruine d'une éprouvette élémentaire. Toutefois, dans le cas de structures présentant des singularités géométriques engendrant des gradients de contrainte, la rupture finale est due à une instabilité des ruptures de torons au sein de la structure. Aussi, les lois d'évolution des ruptures de torons (en traction et en compression) sont données dans l'Eq. III-33. On constate que ces lois ne présentent pas de saturation du dommage car la rigidité du matériau doit tendre rapidement vers 0 après une rupture de torons. Les ruptures de torons en traction et en compression ont un fort effet sur la souplesse élastique comme illustré dans l'Eq. III-28, qui est pris en compte par des tenseurs des effets construits de manière similaire à précédemment.

$$D_i^x = \left(\frac{\langle \sqrt{y_i^{Dx}} - \sqrt{y_i^{0Dx}} \rangle_+}{\sqrt{y_i^{cDx}}} \right)^{p_i^{Dx}} \quad \text{avec } x = (t, c) \text{ et } i = \{1, 2\} \quad (\text{III-33})$$

Le dernier type de macro-dommage qui présente un effet important sur le comportement en particulier lors d'impact est la décohésion inter-toron. La force motrice des décohésions inter-toron est détaillée dans l'Eq. III-34. La force motrice y_3 permet de prévoir les décohésions inter-torons sous chargement hors-plan (normal ou de cisaillement). En compression dans le plan, par effet Poisson, la déformation normale hors-plan étant en traction, le modèle permettra de prévoir les décohésions observées lors des essais présentés dans la section II. 2. Comme précédemment, un couplage plan / hors-plan (y_3^{php}) a été introduit pour prévoir les décohésions générées sous chargement de traction ou de cisaillement plan.

$$y_3^D = y_3 + y_3^{php} \quad \text{avec} \quad \begin{cases} y_3 = \frac{1}{2} (C_{33}^0 \varepsilon_3^{+2} + a_{34} C_{44}^0 \varepsilon_4^{+2} + a_{35} C_{55}^0 \varepsilon_5^{+2}) \\ y_3^{php} = \frac{1}{2} (c_{31} \langle \varepsilon_1 \rangle_+^2 + c_{32} \langle \varepsilon_2 \rangle_+^2 + c_{36} \varepsilon_6^2) \end{cases} \quad (\text{III-34})$$

La loi d'évolution des décohésions inter-torons est similaire à l'Eq. III-21. En effet, une saturation de l'endommagement doit être introduite car, en raison du tissage 3D, une rigidité résiduelle subsiste. Les effets de ce macro-dommage D_3 affectent la souplesse élastique comme indiqué dans l'Eq. III-28.

La rupture progressive des torons ou des décohésions inter-torons entraînant un comportement adoucissant, il est nécessaire de mettre en place une méthode de régularisation afin d'éviter les problèmes de dépendance au maillage. Une méthode par effet retard [24] est mise en place sur les macro-endommagements pour des raisons de simplicité.

Le modèle ODM-CMO a pu être validé sur deux types d'armures fibreuses différentes sous des sollicitations de traction et de compression hors-axe avec différents angles d'application d'effort. La Figure 30a présente la comparaison des contraintes à rupture normalisées entre les prévisions du modèle et les résultats d'essais pour des sollicitations de compression hors-axes. De plus, la Figure 30b présente la comparaison du comportement en compression hors-axe à $67,5^\circ$ prévu par le modèle et mesuré expérimentalement. Le modèle ODM-CMO a ainsi pu être validé sur des configurations d'essais non utilisées lors de la phase d'identification (essais à $22,5^\circ$ et $67,5^\circ$). Le même travail de validation du modèle en traction a également été réalisé sur les deux armures étudiées dans le cadre du PRC Composites. Le modèle présente donc une grande maturité pour la prévision des mécanismes d'endommagement et de ruine dans le plan aussi bien pour des chargements de traction que de compression, à partir d'un unique jeu de coefficients. On notera également que des essais de traction incrémentales ont également permis de valider l'identification des déformations résiduelles et de l'aspect progressif des fermetures de fissures.

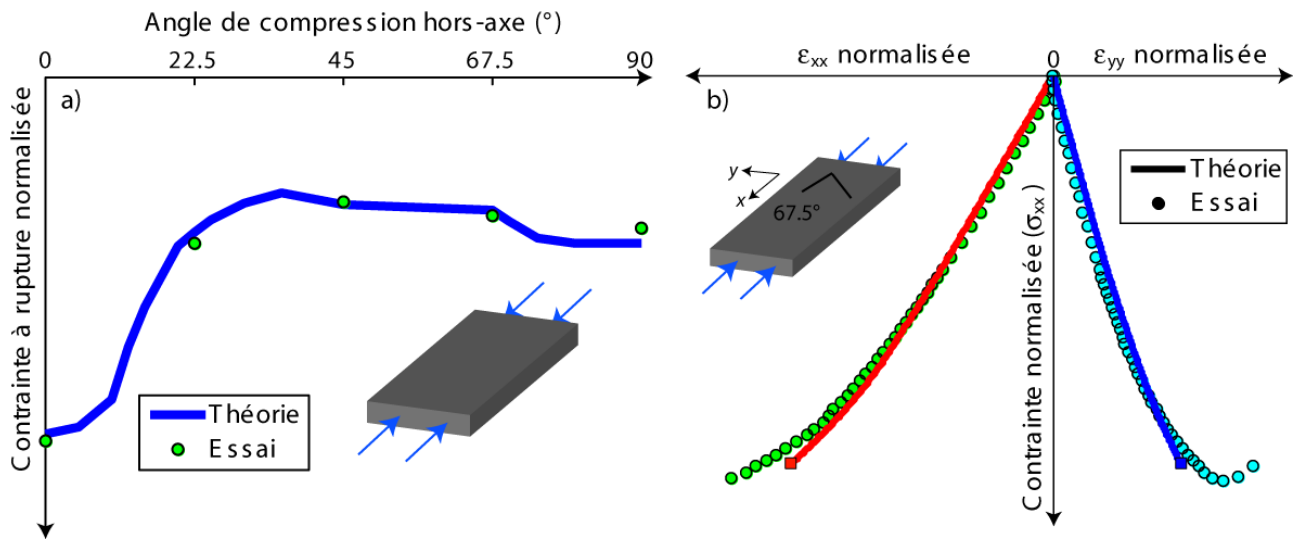


Figure 30 : Comparaison essai/calcul de la contrainte à rupture en compression hors-axe pour différents angles et b) courbe contrainte/déformation prévue et mesurée lors d'un essai de compression à 67,5° sur matériau tissé 3D CMO.

En conclusion, le modèle ODM-CMO est un modèle macroscopique d'endommagement et de rupture pour les composites tissés 3D à matrice organique destiné à être utilisé pour du calcul de structure. Une première originalité du modèle réside dans l'introduction d'une loi viscoélastique pour décrire les effets de vitesse sur le comportement, et prévoir la réponse du matériau en fluage et en relaxation. Les différentes sources de dégradations ont été classées en fonction de leurs effets sur le comportement du matériau. Les micro-dommages (δ_i), qui représentent les décohésions fibres/matrice dans les torons ou les micro-fissures matricielles, ont uniquement un effet sur la viscosité du matériau. Les méso-dommages (d_j), qui représentent les fissurations matricielles plan (inter-toron), ont un effet notable et sur la viscosité du matériau et sur l'élasticité. Enfin, les macro-dommages (D_k), qui représentent les ruptures de torons et les décohésions inter-torons, ont un fort effet sur le comportement, entraînant une réponse adoucissante. De par le fort contraste entre les propriétés mécaniques des constituants, l'orientation de l'endommagement et la rupture est pilotée par la microstructure du matériau, justifiant ainsi l'usage de variables scalaires de dégradation dans le modèle. De manière générale, la formulation du modèle a été simplifiée, en regard de la version précédente [73], afin de faciliter son identification au travers des résultats d'essais existants et faciliter son implémentation dans un code par éléments finis. Les travaux de robustesse numérique menés sur les matériaux CMC ont également été effectués sur le modèle ODM-CMO. Ce modèle présente, à mon avis, un bon compromis entre représentation de phénomènes physiques, complexité de la modélisation et sa mise en œuvre sur des cas structuraux. Il a, par ailleurs, été transféré aux ingénieurs de Snecma et de Messier-Bugatti-Dowty, afin de les aider dans le dimensionnement de pièces composites innovantes ou la préparation d'essais de certification.

Pour aller plus loin dans la modélisation fine des différents endommagements et prendre en compte de manière naturelle un certain nombre de couplages entre mécanismes (comme les couplages entre dommages plan/hors-plan évoqués précédemment), la proposition de modèles matériaux non-linéaires à l'échelle mésoscopique (échelle des torons de fibres et de la matrice) est recommandée, et permettra de plus d'aider les concepteurs dans le choix du tissage optimal pour l'application considérée. Toutefois, la modélisation à cette échelle reste aujourd'hui un challenge scientifique. Des travaux préliminaires, nécessaires, ont été menés dans le cadre du PRC Composites pour la représentation du volume

élémentaire représentatif (VER) et son maillage. Ce point n'est absolument pas trivial dans le cas de matériaux tissés industriels 3D ayant un taux de fibres élevés étant donné les problèmes d'interpénétration entre torons issus des modèles géométriques [32]. Il est également possible de mailler des VERs de tissage relativement simple (taffetas, sergé ou satin) à partir d'images issues de μ -tomographie X [78] et donc à partir de la géométrie réelle du matériau. Il est donc à présent envisageable de représenter de manière satisfaisante le matériau à l'échelle mésoscopique. La proposition de modèles de comportement pour la matrice et les torons de fibres est un des sujets majeurs qui devrait être abordé dans le cadre du projet PRC2¹². L'architecture d'un toron étant proche de celle d'un pli unidirectionnel, les modèles déjà développés pour les stratifiés d'UD seront adaptés au cas des torons en prenant en compte leurs spécificités, telles que l'ondulation des torons essentielle pour prévoir la rupture en compression par kinking des fibres. Un modèle matériau pour la matrice sera également proposé prenant en compte la viscosité du polymère therm durcissable, mais aussi les mécanismes de fissuration et de rupture (par « crazing » ou « yielding »). Enfin, et c'est un point important souvent laissé pour compte, un pont entre l'échelle mésoscopique et l'échelle macroscopique doit être établi afin de pouvoir enrichir le modèle macroscopique ODM-CMO à partir des résultats obtenus à l'échelle inférieure. L'adaptation des paramètres d'un modèle matériau macroscopique en fonction du tissage local est un point très important qui sera abordé prochainement.

¹² Le Projet de Recherche Concerté PRC 2, serait piloté par Safran et financé par la DGAC sur une durée de 4 ans. Ce projet d'un montant de 20M€ impliquerait, comme pour le PRC Composites, de nombreux universitaires et serait divisé en 3 axes majeurs dont un dédié à la modélisation des matériaux tissés à l'échelle mésoscopique.

IV. Exemples de transfert des modèles avancés vers l'industrie aéronautique

IV. 1. TRANSFERT DES OUTILS DE PREVISION DE L'ENDOMMAGEMENT ET DE LA RUPTURE POUR LES STRUCTURES TISSEES 3D

IV. 1. 1. Outils de calcul et protocole d'identification

Pour que les modèles avancés, proposés dans la section III, soient utilisés dans l'industrie, il convient de fournir les outils numériques de calculs mais également un protocole d'identification détaillant les essais mécaniques à réaliser ainsi que leur instrumentation et les méthodes d'analyse associées.

Par conséquent, pour permettre la diffusion et l'utilisation des modèles ODMs au sein du groupe Safran, j'ai développé un outil de calcul sous Matlab[®], nommé ONERA-LdC-3D, permettant d'effectuer des simulations de comportement, d'endommagement et de rupture sur éléments de volume (à l'échelle du matériau) sous sollicitations thermomécaniques tridimensionnelles. Tout type de loi de comportement (intégration explicite ou implicite) peut être introduit simplement dans ce logiciel de calcul. Le formalisme de résolution des lois de comportement est très proche de celui utilisé dans le code de calcul par éléments finis Zset, basé sur [11]. Le développement d'un logiciel de calcul unique pour toutes les lois de comportement des matériaux tissés, robuste numériquement et pérenne dans le temps, était devenu une nécessité étant donné l'implication d'un nombre important de personnes dans le développement et l'amélioration des modèles ODMs (doctorants Onera ou en laboratoires partenaires et ingénieurs du groupe Safran). A ce jour, les modèles disponibles dans le logiciel sont : ODM-CMO (pour les matériaux tissés 3D à matrice organique), ODM-CMC (pour les matériaux tissés 3D à matrice céramique) et ODM-Ox-Ox (pour composites tissés Oxyde/Oxyde). Le logiciel permet l'ajout, par l'utilisateur, de tout type de loi de comportement non-linéaire. Il est possible d'appliquer aux matériaux des conditions de chargement relativement variées avec un pilotage du chargement en contrainte, en déformation, ou mixte (*i.e.* par exemple dans le cas d'un chargement à rupture, d'imposer la déformation ϵ_{11} et d'assurer que les autres composantes de la contrainte restent nulles) plus proche des conditions d'essais généralement utilisées. Il est également possible d'appliquer des chargements anisothermes combinés aux chargements mécaniques. La possibilité d'enchaîner les différents types de chargement au sein d'un même calcul permet de simuler des sollicitations complexes à l'échelle du matériau afin de valider/invalider la pertinence des couplages introduits.

De plus, une interface graphique permettant d'analyser les différentes variables d'intérêt (scalaire ou tensorielle d'ordre 2 ou 4) en sortie de calcul dans les différents repères (matériau ou chargement) a été intégrée dans ce logiciel comme illustré dans la Figure 31. De plus, les résultats d'essais effectués à l'Onera ont été introduits dans ce logiciel afin de pérenniser les résultats d'essais et de les transmettre de manière efficace au groupe Safran. On notera que l'historique des différents essais (accessible par le bouton info sur la Figure 31) est tracé dans ce logiciel permettant une gestion efficace des bases de données expérimentales pour l'Onera, mais également pour le groupe Safran.

Enfin, cet outil a été transféré au groupe Safran avec une documentation sur les lois et l'utilisation du logiciel, la fourniture de cas tests élémentaires et des bases d'essais disponibles. Des sessions de formations par Webex[®] ont permis de transférer cet outil de manière effective aux ingénieurs du groupe Safran. On notera également des retours des ingénieurs du groupe qui ont permis de faire évoluer l'ergonomie du logiciel pour répondre à leur besoin.

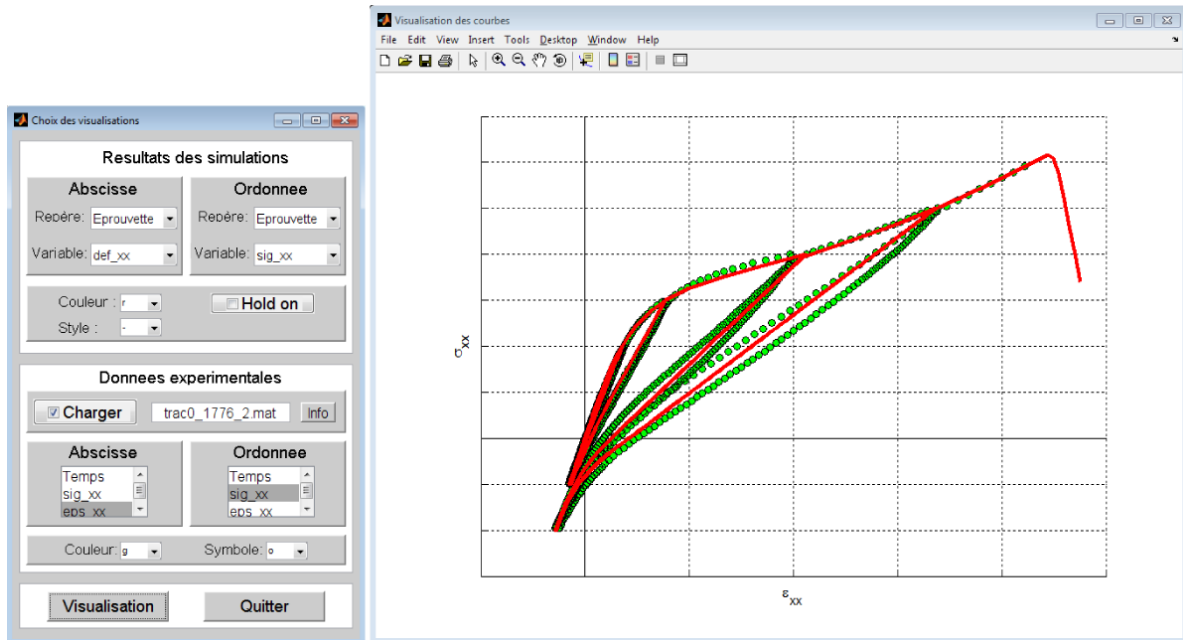


Figure 31 : Présentation de l'interface graphique du logiciel Onera-LdC-3D sur un cas de traction incrémentale sens chaîne sur matériau CMC et comparaison aux résultats d'essais disponibles (courbes normalisées).

Une fois cet outil de calcul rapide développé (le temps de calcul sur éléments de volume évolue entre quelques secondes et quelques dizaines de secondes en fonction de la complexité du chargement considéré) et permettant simplement de réaliser des comparaisons essais/calculs, il est alors possible de proposer des protocoles d'identification des lois de comportement développées à l'Onera.

La proposition d'un modèle décrivant les différentes sources de non-linéarités (viscosité, endommagement et rupture) au sein d'un matériau orthotrope tissé 3D à matrice organique, nécessite un nombre conséquent de coefficients. En effet, en considérant uniquement l'élasticité, 9 coefficients élastiques doivent être identifiés pour un composite tissé déséquilibré (orthotrope). Pour ce type de matériau, la gestion d'un nombre important de coefficients est inévitable mais ne constitue pas un problème si un protocole d'identification clair est proposé. Seul le nombre d'essais à réaliser et l'instrumentation à associer pour identifier le modèle est un point critique pour le transfert des modèles vers un partenaire industriel. Il faut toutefois éviter la redondance des coefficients et s'assurer au tant que possible de l'unicité de l'identification (plus difficile à obtenir avec un nombre important de coefficients).

Dans la dernière version du modèle ODM-CMO, un protocole d'identification a été proposé dans le cadre de la thèse d'Antoine Hurmane [49], en collaboration avec les ingénieurs de Snecma et Messier-Bugatti-Dowty. Seule la philosophie, les avantages et les difficultés associées à la démarche proposée sont détaillés dans ce manuscrit pour des raisons de concision.

A ce jour, l'identification des paramètres du modèle ODM-CMO dans le plan est bien posée et peut être effectuée par un ingénieur au sein d'un bureau d'études ayant de bonnes connaissances sur la signification des différents coefficients du modèle.

- Dans un premier temps, certaines grandeurs du modèle sont identifiables directement à partir des mesures expérimentales et ne nécessitent pas de calcul. En effet, les déformations seuils des méso-dommages (fissuration matricielle dans le plan) ou des macro-dommages (rupture des torons en traction ou en compression dans le plan) sont déterminées en fonction de l'évolution de l'énergie acoustique cumulée (mesurée par émission acoustique), mais aussi en analysant les changements de pentes sur la réponse globale du matériau (très violent dans le cas de la rupture des torons). De plus, l'identification des seuils de décohésions inter-torons peut être effectuée au travers de l'analyse d'essais sur cornières tissées 3D ou d'essais de torsion sur barreaux.
- La partie viscoélastique du modèle nécessite la réalisation d'essais de fluage multi-paliers à 0° , 45° et 90° . L'identification du spectre temporel du modèle est aujourd'hui automatisée. Il a été montré que la réponse temporelle était indépendante de la direction de sollicitation et du type de sollicitation (traction ou compression). Les différentes composantes planes de la souplesse visqueuse sont identifiées par la suite sur les premiers paliers de fluage de manière conjointe à l'élasticité. En effet, le module de cisaillement apparent G_{12} , contient une part non négligeable de viscosité et ce dès les faibles niveaux de charge. Il est donc nécessaire de l'identifier en même temps que la viscosité. On notera toutefois que l'influence de la viscosité sur les modules E_{11} et E_{22} est très faible de par la présence des torons de fibres qui imposent essentiellement la réponse élastique du matériau dans ses axes. Enfin, les paramètres en lien avec les micro-dommages sont identifiés au travers de leurs effets sur le comportement et en particulier sur leurs effets sur la réponse non-linéaire visqueuse du matériau lors d'essais de fluage multi-paliers.
- L'identification des lois d'évolutions des méso-dommages, de l'aspect unilatéral du dommage et des déformations résiduelles est effectuée à l'aide d'essais de traction incrémentale (avec passage en compression) à 0° et 90° . On constate qu'avec seulement deux essais, un grand nombre de coefficients du modèle sont identifiés. Cette étape d'identification nécessite une certaine connaissance du modèle mais ne présente pas de difficulté intrinsèque. Toutefois, le jeu de paramètres identifiés permettant de décrire de manière satisfaisante les essais disponibles n'est pas unique. Aussi, il est conseillé d'appliquer le modèle sur des cas de traction incrémentale hors-axes (à 45° et à $22,5^\circ$) pour valider la pertinence de l'identification proposée et restreindre les possibilités. La proposition d'un protocole robuste (*i.e.* indépendant de l'ingénieur qui identifie le modèle) constitue encore un challenge et sera détaillé à la fin de cette section. Les effets des différents dommages sont actuellement déterminés à partir de méthodes analytiques [25,68,68] valables pour des matériaux orthotropes et ne nécessitent pas d'essais supplémentaires.
- Enfin, les lois d'évolutions des ruptures de torons et des décohésions inter-torons ne peuvent être identifiées sur des essais sur plaques lisses qui rompent dès la première rupture macroscopique. Il convient alors de déterminer les paramètres des lois d'évolutions par méthode inverse à partir d'essais sur structures présentant des singularités géométriques, telles que des trous ou des entailles. Cette dernière étape du processus d'identification reste la moins mature et nécessite encore des approfondissements significatifs. En effet, il est nécessaire de réaliser des essais multi-instrumentés pour s'assurer de la cohérence des mécanismes de ruine activés, d'effectuer des calculs par éléments finis robustes (et donc d'introduire le modèle ODM-CMO dans un code par éléments finis) en gérant la dépendance au maillage et d'identifier par méthode inverse les paramètres inconnus du modèle. A ce jour, pour le modèle ODM-CMO, une estimation de l'ensemble des paramètres du

modèle a pu être effectuée lors des travaux de thèse d'A. Elias [27] et d'A. Hurmane [49]. Bien que les résultats obtenus, présentés dans la section IV. 1. 3, soient très encourageants, le protocole d'identification de la partie adoucissante n'est pas encore mature pour être utilisé de manière efficace en bureaux d'études. Comme mentionné précédemment, ce point sera abordé dans le cadre de la future thèse ONERA/LMT/MBD de V. Medeau qui devrait débiter à la rentrée 2015.

En conclusion, un outil de calcul rapide à l'échelle du matériau a été transféré à Safran permettant de simuler la réponse du matériau pour différents types de chargements tridimensionnels complexes. De plus, une interface graphique, prenant en compte la gestion des bases d'essais disponibles, permet de comparer simplement les résultats des simulations avec l'ensemble des essais disponibles. Cet outil permet d'identifier rapidement les différents paramètres du modèle en lien avec la viscosité et les dommages dans le plan.

Toutefois, les procédures d'identification établies pour les modèles ODM manquent encore de robustesse, au sens où, à partir du même essai, deux ingénieurs peuvent obtenir deux identifications différentes permettant de bien décrire les essais sur éprouvettes élémentaires, mais qui dans le cas de calculs de structure pourraient donner des résultats différents. Un travail conséquent réside donc dans la proposition d'outils automatiques d'identification contenant un certain nombre de garde-fous. De plus, la robustesse des identifications effectuées pourra être renforcée en améliorant les méthodologies d'analyse des essais. Par exemple, l'émission acoustique est essentiellement utilisée aujourd'hui pour identifier les seuils d'endommagement. Je suis persuadé que l'exploitation de la courbe d'énergie acoustique cumulée en la comparant à l'énergie dissipée par le modèle, pourraient permettre de réduire le nombre de jeux d'identification possibles à partir d'un essai. Un rapprochement entre l'Onera et les laboratoires spécialistes de ce moyen de mesure tels que l'UTC Compiègne ou le MATEIS pourrait permettre de mieux capitaliser les résultats d'essais. L'identification des paramètres matériau du modèle ODM-CMO à partir de corrélation d'images numériques est également un axe important qui ne pourra pas être mené sans collaboration avec d'autres laboratoires universitaires, tels que le LMT Cachan. Enfin, les protocoles d'identification des propriétés hors-plan des paramètres matériau des modèles ODM (élasticité, seuil et loi d'évolution) ne sont pas encore bien définis et font l'objet de nombreux travaux actuellement dans le cadre du PRC Composites, tels que la détermination des seuils de décohésions inter-torons au sein de matériau tissé 3D CMO à l'aide d'essais de torsion sur barreaux (post-doc de N. Tableau¹³) ou d'essais de dépliage sur cornières tissées 3D (étude ONERA/SNECMA actuellement en cours), ou pour les CMC, l'identification des seuils d'endommagement et des lois d'évolutions des dommages à l'aide d'essais de flexion 3 points rapprochés et de torsion sur barreaux (essais réalisés précédemment [98] et analysés dans le cadre du stage de C. Garcia¹⁴ à l'Onera).

De plus, j'ai activement participé à la mise en place d'une formation sur trois jours, dans le cadre de « Safran University », à destination des ingénieurs du groupe Safran leur permettant de se familiariser

¹³ *Post-doctorat SNECMA/UTC/ONERA de N. Tableau, intitulé « Caractérisation multi-axiale de matériaux composites », 2014-2015. Je participe à l'encadrement de ce post-doctorat en collaboration avec Zobeir Aboura de l'UTC Compiègne et de Julien Schneider de Snecma.*

¹⁴ *Stage de fin d'étude ENSMA Poitiers de C. Garcia, intitulé « Prévision de l'endommagement et la ruine de structures aéronautiques CMC sous chargements statiques complexes », 2014-2015. J'encadre ce stage à l'Onera avec Antoine Hurmane.*

avec le modèle et la procédure d'identification proposée. La périodicité de cette formation est trimestrielle et est effective depuis septembre 2014. Cette formation constitue un maillon important pour le transfert de modèles avancés vers les industriels de l'aéronautique et notamment du groupe Safran. Une autre étape indispensable au transfert vers l'industrie des modèles ODM réside dans leur implantation dans des codes de calculs par éléments finis commerciaux de façon robuste afin de limiter les temps de calculs et de permettre l'identification par méthode inverse de paramètres du matériau au sein de la structure.

IV. 1. 2. Mise en œuvre robuste des modèles au sein de codes par éléments finis

Afin de faciliter le transfert des lois développées pour les matériaux tissés (en direction du groupe Safran) et pour les matériaux stratifiés d'unidirectionnels (en direction du groupe Airbus), les modèles avancés proposés ont été implantés dans le code de calcul par éléments finis Zset, co-développé par l'école des Mines de Paris et l'Onera mais également plus récemment dans le code de calcul commercial Abaqus/standard. Le choix du langage de programmation des lois des comportements développés à l'Onera s'est donc orienté vers Fortran qui est utilisé aussi bien pour les codes de simulations par éléments finis commerciaux Abaqus, Zset et Samcef (le modèle ODM-CMO ayant été récemment implanté dans ce code par Samtech en collaboration avec l'Onera). Ainsi, l'implantation d'une loi de comportement peut être utilisée de manière native dans les codes de calcul commerciaux, facilitant ainsi leur transfert vers les différents partenaires industriels de l'Onera.

Pour l'ensemble des lois Onera disponibles dans les codes de calculs par éléments finis, une attention particulière a été portée sur la qualité de l'implantation de la loi matériau et en particulier sur le contrôle de la matrice tangente cohérente pour obtenir des temps de calcul acceptables pour un bureau d'études. De plus, dans le cas de loi de comportement à variables internes nécessitant la résolution d'un schéma implicite par une méthode de Newton-Raphson, la qualité de la dérivée du résidu en fonction des variables internes (appelée jacobienne du résidu par la suite) est également contrôlée de manière rigoureuse. Pour cela, j'ai mis en place un protocole de validation de l'implantation d'une loi de comportement pour les codes Zset et Abaqus/standard. Pour un chargement donné sur un point de Gauss (équivalent à un élément de volume), l'idée du protocole consiste à calculer la matrice tangente cohérente de manière analytique mais également de manière numérique à l'aide d'une méthode de perturbation qui sera par la suite considérée comme la référence. Le cas test est considéré comme validé si l'écart entre les modèles analytique et numérique est négligeable et ce pour toutes les composantes de la matrice tangente cohérente (36 composantes en 3D) et pour tous les incréments du calcul. Cette procédure est répétée pour différents cas de chargements exacerbant les différentes sources de non-linéarité, tout d'abord de manière indépendante, puis de manière combinée.

Par exemple, la base de tests numériques du modèle ODM-CMC est constituée de 51 cas tests sur éléments de volume pour valider le calcul analytique de la matrice tangente qui sera utilisée lors des calculs sur structure. Le calcul analytique de la matrice tangente cohérente est préféré à la version numérique lors de la réalisation de calculs de structures car la perturbation numérique augmente notablement les temps de calcul à l'échelle locale et, de plus, est moins robuste que la solution analytique, des oscillations de la matrice tangente pouvant apparaître en fonction de la perturbation appliquée (signe et valeurs de la perturbation).

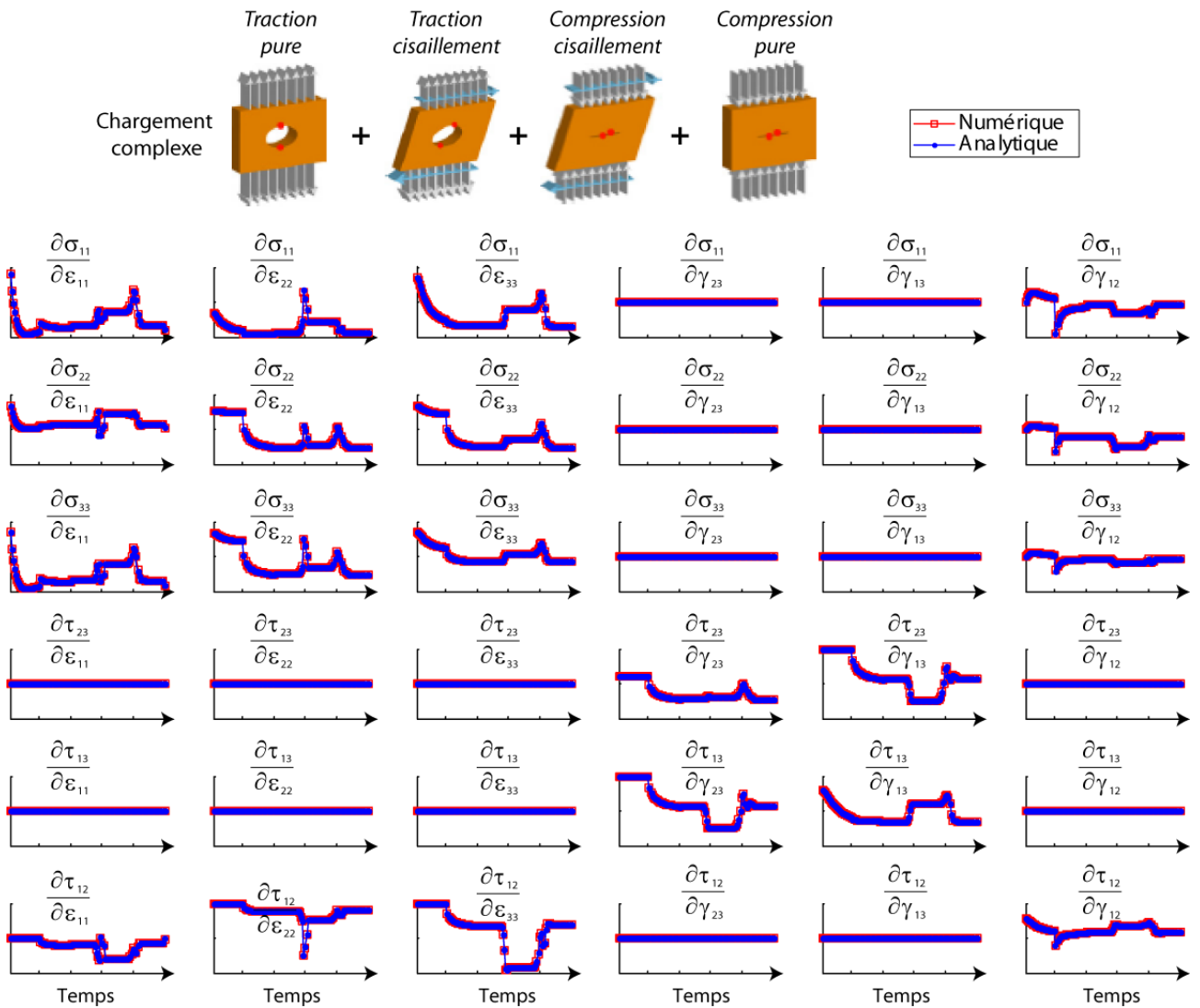


Figure 32 : Comparaison des 36 composantes de la matrice tangente cohérente du modèle ODM-CMC calculées analytiquement et numériquement dans le cas d'un chargement de traction sens chaîne puis de cisaillement plan avec maintien de la traction suivi d'un passage en compression sens chaîne avec maintien du cisaillement plan.

A titre d'exemple, la Figure 32 présente un exemple de comparaison entre la matrice tangente cohérente numérique et analytique du modèle ODM-CMC dans le cas d'un chargement de traction sens chaîne, auquel se superpose un chargement de cisaillement plan, puis tout en maintenant l'effort de cisaillement, le chargement de traction sens chaîne est diminué pour finalement devenir un chargement de compression sens chaîne. Ce type de chargement complexe constitue un des derniers cas tests et permet de valider la matrice tangente dans un cas où les différents endommagements plans ($d_1^m, d_2^m, d_{45}^m, d_{135}^m$), les déformations résiduelles et les déformations stockées évoluent de manière notable. On notera également l'aspect non symétrique de la matrice tangente cohérente (ce qui est le cas de la plupart des lois de comportement dédiées aux matériaux composites) qu'il est nécessaire de spécifier aux codes de calculs qui, par défaut, supposent la matrice tangente symétrique (cas de lois pour les matériaux isotropes).

Cette procédure de vérification est automatisée et permet de raccourcir le temps d'implantation d'une loi de comportement dans un code de calcul par éléments finis (notamment par les doctorants). Ce travail est fastidieux mais est nécessaire pour obtenir la convergence et des temps de calcul réduits sur des structures de tailles importantes comme montré dans la section suivante.

IV. 1. 3. Application des modèles ODM sur structures composites tissées 3D

Les modèles ODM-CMO et ODM-CMC ont été implantés dans le code par éléments finis Abaqus/standard et les prévisions du modèle ont été comparées aux résultats d'essais disponibles sur différents types de structures de complexité croissante. La démarche sera illustrée sur des exemples de structures tissées 3D CMC testées à l'UTC Compiègne dans le cadre de la thèse de N. Tableau [98] pour des éprouvettes académiques ou pour des structures représentatives des problématiques industrielles testées par Herakles.

Dans un premier temps, le modèle ODM-CMC a été appliqué à un essai de flexion trois points rapprochés sur plaque tissée 3D CMC, permettant de générer dans la zone entre les rouleaux une sollicitation de cisaillement hors-plan. L'essai, réalisé à l'UTC Compiègne, a été multi-instrumenté à l'aide (i) d'images optiques *in/situ*, (ii) d'émission acoustique, (iii) de corrélation d'images numériques réalisée avec le code Vic2D[®] sur le chant de l'éprouvette et (iv) d'images MEB prises lors d'essais interrompus à différents niveaux de chargement. Le scénario d'endommagement et de rupture pour cet essai est plus complexe que pour les matériaux stratifiés d'unidirectionnels. Cet essai de cisaillement hors-plan a été simulé avec le code de calcul commercial Abaqus/standard. La chronologie des événements lors d'un essai d'ILSS (InterLaminar Shear Strength) sens trame a pu être établie à l'aide des résultats de calcul présentés sur la Figure 33. Ces simulations par éléments finis non-linéaires sont effectuées avec le modèle ODM-CMC, implanté sous forme d'une UMAT, et prennent en compte le contact avec friction entre les rouleaux et l'éprouvette. Dans un premier temps, un écaillage du « seal coat » intervient sous le rouleau d'appui dû aux cisaillements interlaminaires. Ces endommagements ont été observés sous MEB après une pré-charge de quelques centaines de Newton. Le modèle ODM-CMC prévoit, également pour des niveaux de charge très faibles, l'apparition des premiers dommages hors-plan (avec la variable d_3^m) sous le rouleau d'appui. Pour des niveaux d'effort plus élevés, les premières fissures matricielles face opposée au rouleau d'appui sont observées par corrélation d'images (discontinuité du champ de déplacement due au chargement local de traction). Ce mécanisme d'endommagement est bien capturé par le modèle avec la variable d_2^m . Enfin, en augmentant encore le niveau de chargement, on constate, par corrélation d'images, une propagation continue des décohésions inter-torons suivant le gradient de cisaillement hors-plan bien décrite par le modèle avec la variable d_3^m . En conclusion, le scénario d'endommagement complexe est relativement bien décrit par le modèle ODM-CMC. Les temps de calcul sont de l'ordre de 30 à 45 minutes sur une machine de calcul avec 10 processeurs en multi-threading. Ces temps de calcul, relativement faibles au regard de la non-linéarité du problème, autorisent à effectuer de l'identification par méthode inverse des propriétés matériaux hors-plan (rigidité, seuil d'endommagement, et loi d'évolution). Ce point fait l'objet de travaux en cours à l'Onera et sera détaillé dans les perspectives en section VI.

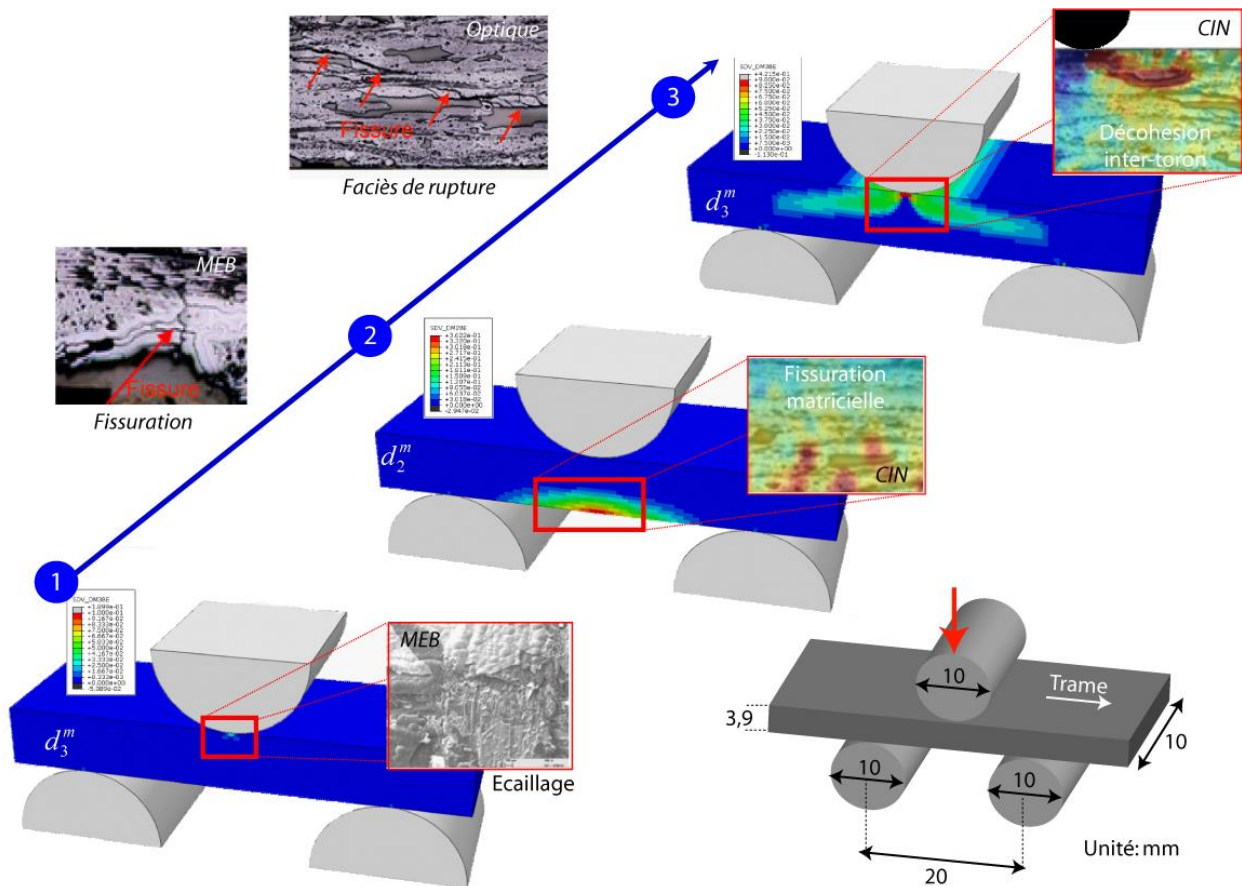


Figure 33 : Chronologie des endommagements intervenant lors d'un essai de cisaillement interlaminaire sur une plaque tissée 3D CMC orientée sens trame.

Par la suite, le modèle ODM-CMC a été éprouvé au travers de la comparaison avec les résultats d'essais de torsion sur barreaux CMC effectués également à l'UTC Compiègne. Cet essai, bien que simple en apparence, est très délicat à analyser car de nombreux endommagements interviennent durant le chargement et la réalisation de calculs par éléments finis pour déterminer le scénario d'endommagement a été essentielle. Cet essai a également été multi-instrumenté avec (i) de la stéréocorrélation d'images sur une face de l'éprouvette et sur un chant, (ii) un suivi optique des deux faces opposées à celles étant déjà observées par CIN et (iii) des images MEB prises régulièrement durant l'essai qui a été interrompu à trois reprises.

Cet essai a été simulé par éléments finis et une attention particulière a été portée sur les conditions aux limites de ce montage. Cette réflexion a été effectuée en collaboration étroite avec l'UTC Compiègne. La Figure 34 présente la localisation des endommagements intervenant lors de l'essai de torsion sur barreau CMC. Le chargement de torsion sur barreau génère un double gradient au sein de l'éprouvette, à savoir : (i) un gradient de cisaillement plan dans l'épaisseur, avec un extrémum sur les faces inférieure et supérieure et (ii) un gradient de cisaillement hors-plan dans la largeur avec un maximum sur les bords de l'éprouvette. Les endommagements observés dans cet essai sont induits par les deux gradients évoqués précédemment. En effet, le chargement de cisaillement plan est maximal sur la face supérieure, induisant en surface des fissures orientées à -45° par rapport aux axes matériaux, comme observé au MEB sur la Figure 34. Des fissures orientées à $+45^\circ$ sont observées sur la face inférieure au travers des sur-déformations locales mesurées par corrélation d'images (Figure 34). L'orientation de ces fissures est

due au cisaillement dont la valeur sur la face inférieure est égale à celle de la face supérieure mais de signe opposée. Le modèle ODM-CMC considérant les variables d'endommagement d_{45}^m et d_{135}^m permet de bien retranscrire les fissures matricielles observées sur les faces supérieure et inférieure. Le calcul par éléments finis montre également que les endommagements restent proches de la surface et ne se propagent pas vers le cœur du matériau. Enfin, des décohésions inter-toron sont observées sur le chant de l'éprouvette et sont dues aux cisaillements inter-laminaires générés aux bords de l'éprouvette. La variable d_3^m , représentant les décohésions inter-toron, semble bien décrire les endommagements observés expérimentalement au MEB. Cet endommagement hors-plan se propage par la suite vers le cœur du matériau avec l'augmentation de l'angle de torsion. Le modèle ODM-CMC permet de bien décrire les différents types d'endommagement observés dans cet essai ainsi que leur localisation. Le temps de calcul de cet essai, dont la réponse globale est fortement non-linéaire, reste relativement faible (de l'ordre de l'heure) et peut être utilisée dans une démarche d'identification par méthode inverse. L'utilisation de simulations par éléments finis non-linéaires, effectuées à l'aide du modèle ODM-CMC, a permis de bien expliquer les origines des différents endommagements observés durant l'essai de torsion sur barreau CMC.

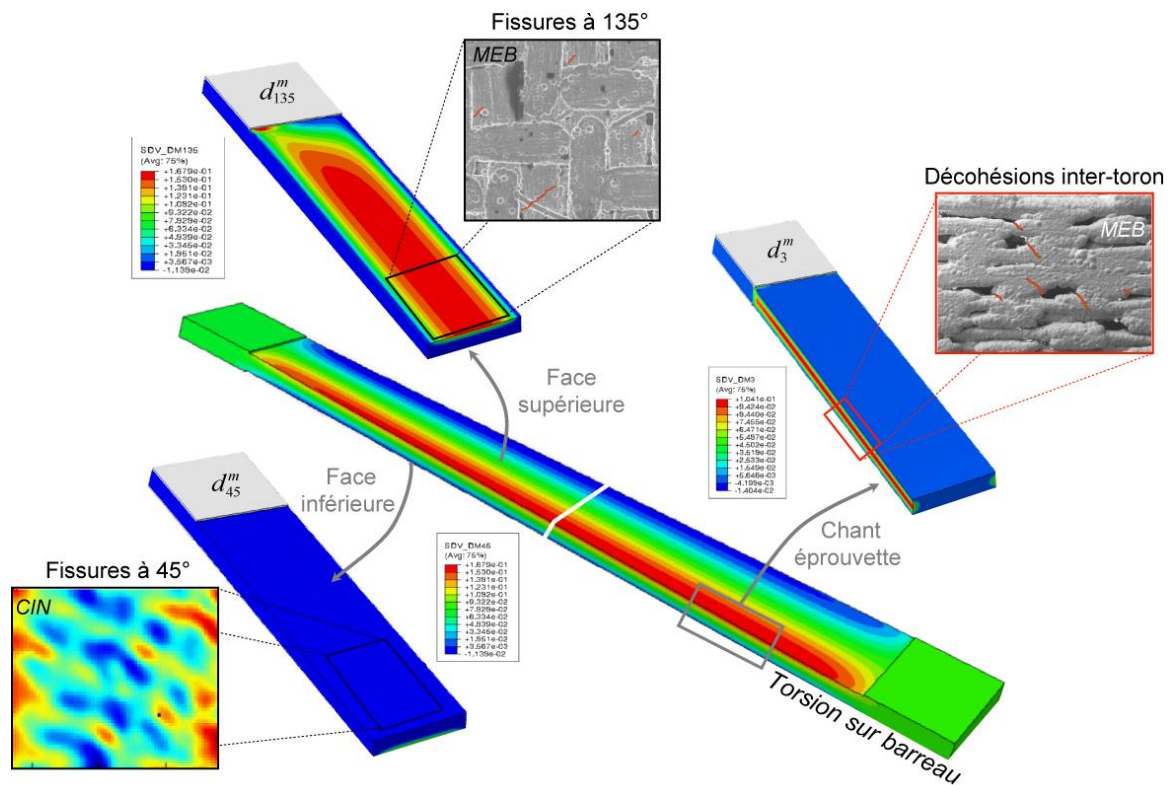


Figure 34 : Présentation des différents endommagements intervenant lors d'un essai de torsion sur barreau CMC.

Enfin, le modèle ODM-CMC a été appliqué sur un cas test représentatif de problématiques industrielles rencontrées au sein du groupe Safran. Un essai de traction sur pied d'aube basse pression (BP) en matériau CMC a été simulé avec le code de calcul Abaqus/Standard. Le pied d'aube BP est une structure de forte complexité tant d'un point de vue géométrique que matériau. La géométrie du pied d'aube, relativement complexe dans sa partie basse, est reportée sur la Figure 35. Le modèle d'endommagement ODM-CMC n'est utilisé que dans la zone la plus sollicitée de l'aube, alors qu'un comportement élastique est choisi pour le reste de la structure. D'un point de vue chargement, comme

montré sur la Figure 35, le pied d'aube est inséré dans un mors en acier et un effort de traction est imposé sur la partie supérieure de l'aube, représentatif des efforts centrifuges subis par une aube en rotation. La géométrie, le maillage et les orientations matériaux ont été fournis par Herakles. Afin de réduire les temps de calcul, il a été choisi, dans un premier temps, d'enlever le mors pour éviter la gestion du contact en sortie de portée. Pour approcher les conditions aux limites, il a été choisi de supposer une friction infinie entre le mors en acier et le pied d'aube, revenant en un blocage des portées au niveau des surfaces de contact dans la direction perpendiculaire au plan d'appui. La taille du problème traité est de 1,4 million de degrés de libertés (ddl), nécessitant pour un calcul non-linéaire plus de 37Go de RAM. Toutefois, le temps de calcul sur 30 processeurs n'est que de 4 heures et est donc compatible avec les temps de calcul tolérés par un bureau d'études. Les faciès d'endommagement ne sont pas reportés sur la Figure 35 pour des raisons de confidentialité, mais les premières comparaisons avec les résultats disponibles sont prometteuses. De plus, les simulations avec la représentation du mors et la prise en compte du contact entre le mors et le pied d'aube sont actuellement en cours.

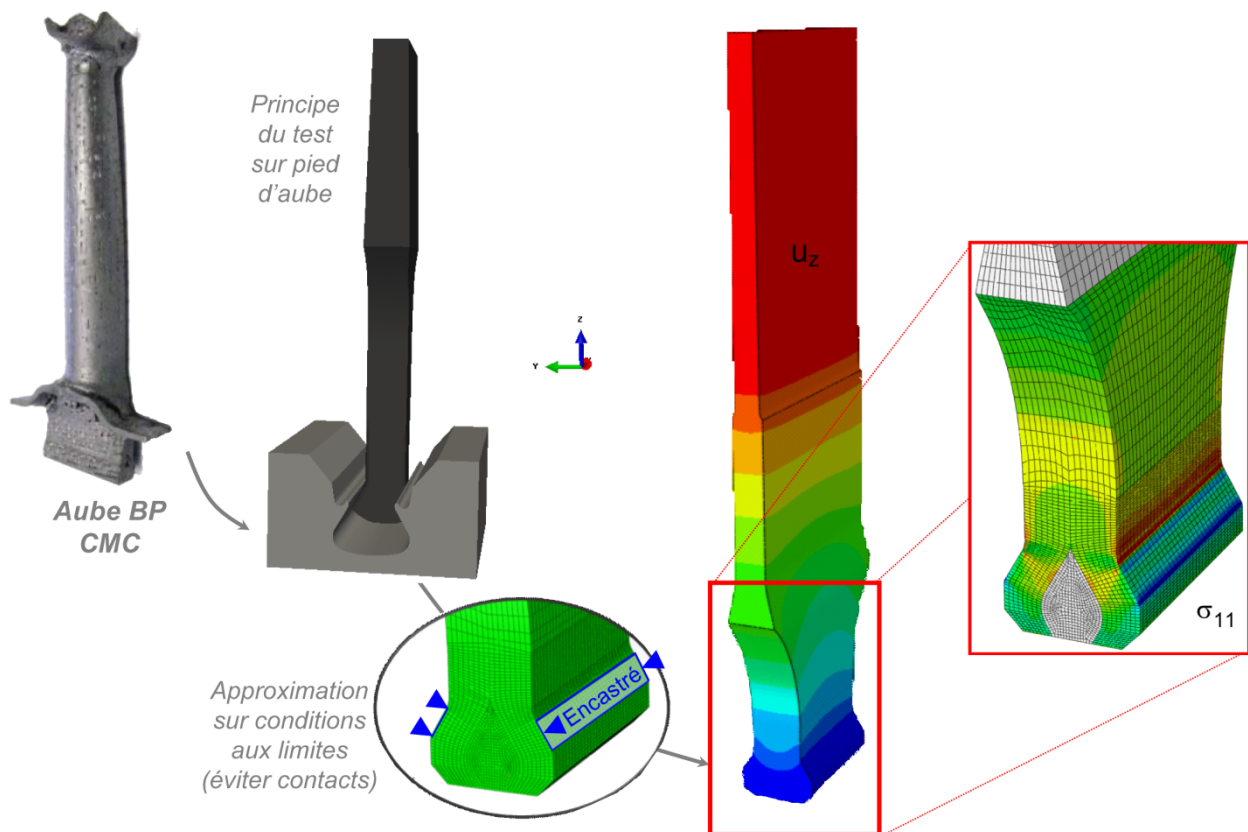


Figure 35 : Simulation d'un essai de traction sur pied d'aube CMC avec le modèle avancé ODM-CMC.

En conclusion, le modèle ODM-CMC a pu être appliqué sur des structures de complexité croissante allant d'un simple essai de cisaillement interlaminaire sur plaque CMC jusqu'à un essai de traction sur pied d'aube, représentatif des problématiques d'Herakles. Il a donc été montré l'applicabilité d'un modèle avancé d'endommagement et de rupture pour les matériaux tissés 3D CMC sur des structures complexes. Il est donc possible aujourd'hui de mieux préparer un essai de certification à l'aide de modèles avancés, même si le temps de calcul pour une structure de taille importante reste conséquent.

En parallèle, le même type de validation sur des structures tissées 3D CMO de taille et de complexité croissante a été effectué avec le modèle ODM-CMO. Ce dernier a été comparé avec succès à des essais

sur plaques trouées (sens chaîne et trame) présentant un effet d'échelle sous sollicitation de compression ou de flexion dans le cadre de la thèse d'A. Hurmane [49]. Il a été montré qu'en prenant en compte la rupture progressive des torons de fibres au sein de structures contenant une singularité géométrique, il était possible de rendre compte de manière satisfaisante de l'évolution du pic d'effort en fonction de la géométrie des éprouvettes.

La robustesse des prévisions de la charge à rupture doit encore être améliorée à l'aide de méthodes alternatives de régularisation, telle que la méthode non locale qui permettrait de s'affranchir de la dépendance artificielle à la vitesse de chargement. Ce point reste à ce jour, de mon point de vue, un frein à l'obtention de prévisions des charges à rupture quantitatives et robustes sur structures composites. La proposition de méthodes de régularisation robustes associées à un protocole d'identification claire constitue des perspectives à ce travail déjà détaillées dans ce manuscrit.

IV. 2. APPLICATION D'UNE METHODOLOGIE DE PREVISION DE LA TENUE D'UNE PIECE INDUSTRIELLE PAR « VIRTUAL TESTING »

IV. 2. 1. Principe de la méthode par virtual testing

Dans le cas de structures de grandes dimensions et soumises à de nombreux cas de charges, il n'est pas envisageable, à l'heure actuelle, d'appliquer des modèles d'endommagement et de rupture avancés pour prévoir le comportement et la tenue de ce type de composant aéronautique. Aujourd'hui, le dimensionnement des pièces composites est effectué en bureaux d'études avec des méthodes semi-empiriques massivement recalées sur des essais, présentant de faibles coûts de calcul (et donc aptes à être utilisées sur de larges structures) mais dont le domaine de validité est limité aux configurations testées. Par conséquent, une seconde stratégie de transfert, dite de « virtual testing », a été proposée. L'idée principale consiste à utiliser un modèle avancé, tel que présenté dans la section III. 1, pour générer une base d'essais « virtuels » complémentaires des essais mécaniques déjà réalisés. Par la suite, les modèles semi-empiriques, déjà utilisés en bureaux d'études, sont identifiés sur la base d'essais numériques et expérimentaux, augmentant ainsi la confiance dans le dimensionnement. Cette stratégie permet d'envisager l'usage de modèles avancés dans un avenir proche au sein de l'industrie (et pas seulement des grands groupes aéronautiques), car elle est bien adaptée à la structuration des entreprises actuelles. En effet, seul un faible nombre d'ingénieurs (« experts »), regroupés au sein d'un département matériau (génération d'essais virtuels et/ou réels) devraient être formés pour réaliser les simulations non-linéaires avec les modèles avancés pour générer les bases d'essais complémentaires. Par la suite, les méthodes de calculs utilisées en bureaux d'études ne seraient pas à modifier, évitant aux ingénieurs devant dimensionner des pièces complexes d'être également experts en méthodes de calcul non-linéaires.

IV. 2. 2. Application sur le cas d'une jonction de fuselage / voilure

Dans le cadre du projet Americo¹⁵, un cas test pour l'application de la stratégie par « virtual testing » a été fourni par Airbus Group Innovation. Ce cas test a été traité dans le cadre de la thèse de F.-X. Irisarri¹⁶ [52,53] et consiste en une jonction fuselage / voilure générique, représentée en Figure 36, composée de trois panneaux composites, d'une sangle composite et de ferrures en alliage métallique léger. La structure est soumise à un chargement de cisaillement au moyen d'un montage double-cadres. Le panneau présente des dimensions d'environ 60cm de large et 1,3m de long. 96 boulons sont utilisés pour joindre les panneaux 1 et 2 aux ferrures et à la sangle composite. La jonction entre la structure composite et le montage expérimental est composé de 106 boulons. La présente étude est focalisée sur la prévision de la tenue du panneau 1 qui est l'élément critique du composant. Ce panneau composite est constitué de 46 plis unidirectionnels en T700GC/M21, dont l'empilement est le suivant : $[90^\circ / -45^\circ / 0_2^\circ / 45^\circ / 0_2^\circ / -45^\circ / 90^\circ / 45^\circ / 0_3^\circ / 45^\circ / 0^\circ / -45_2^\circ / 0^\circ / 45_2^\circ / 0^\circ / -45^\circ / 0^\circ]$.

¹⁵ Le Projet Etude Amont Americo, d'une durée de 5ans avec un budget de 7,3M€, a été financé par la DGAC et a été piloté par l'Onera. Ce projet a impliqué un nombre important de laboratoires de recherche.

¹⁶ La thèse de François-Xavier Irisarri, intitulée « Stratégies de calcul pour l'optimisation multiobjectif des structures composites », a été soutenue le 23 Janvier 2009, a eu pour directeur de thèse Michel Salaiin à l'ISAE Toulouse et a été encadrée à l'Onera par Jean-François Maire et Nicolas Carrère. J'ai participé à l'encadrement de la thèse, notamment sur la proposition des modèles matériau pour la prévision de la tenue au matage des stratifiés d'UDs et sur la mise en place de stratégies de calcul.

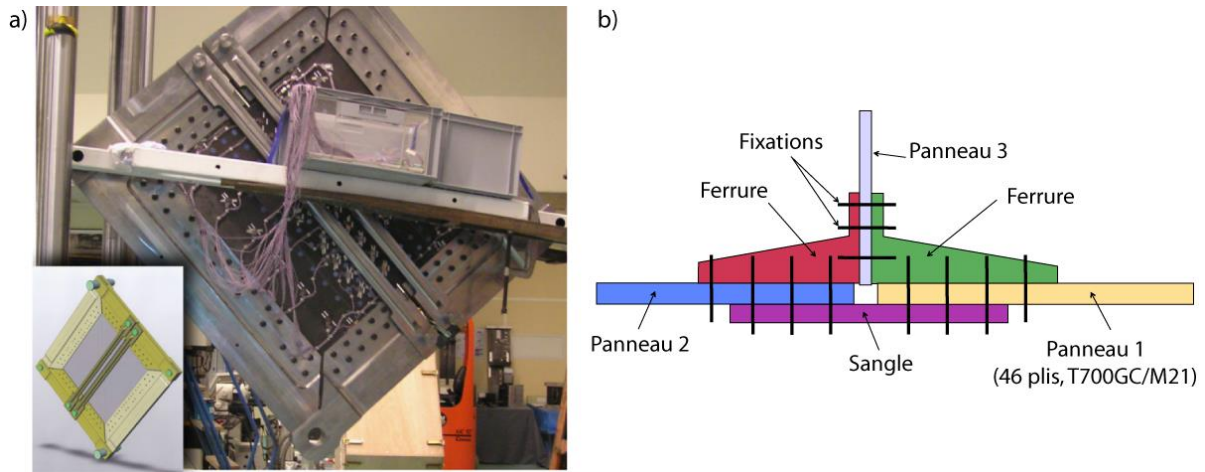


Figure 36 : a) Présentation d'une jonction fuselage/voilure générique fournie par Airbus-Group Innovation, du montage de cisaillement double-cadre utilisé et b) détails de la jonction considérée.

Le calcul global linéaire est effectué à l'aide du code par éléments finis commercial Samcef. Le maillage est constitué d'éléments coques multicouches Mindlin pour les panneaux composites et d'éléments coques pour les parties métalliques. Le panneau 3 n'est pas représenté car il ne participe pas à la rigidité de cisaillement de la jonction, tout comme les raidisseurs des panneaux 1 et 2. Les boulons sont représentés par des ressorts généralisés. Les raideurs normale et de cisaillement sont déterminées par le modèle empirique de Huth [50]. Le maillage est reporté en Figure 37 et comporte 300000ddl et la durée du calcul est de 20min avec le solveur linéaire Asef. Les flux passants (N_x , N_y , N_{xy}) et les efforts de matage (F_m) transférés par les fixations sont extraits du calcul en post-traitement, en particulier ceux assurant la jonction du panneau 1 à la sangle et la ferrure.

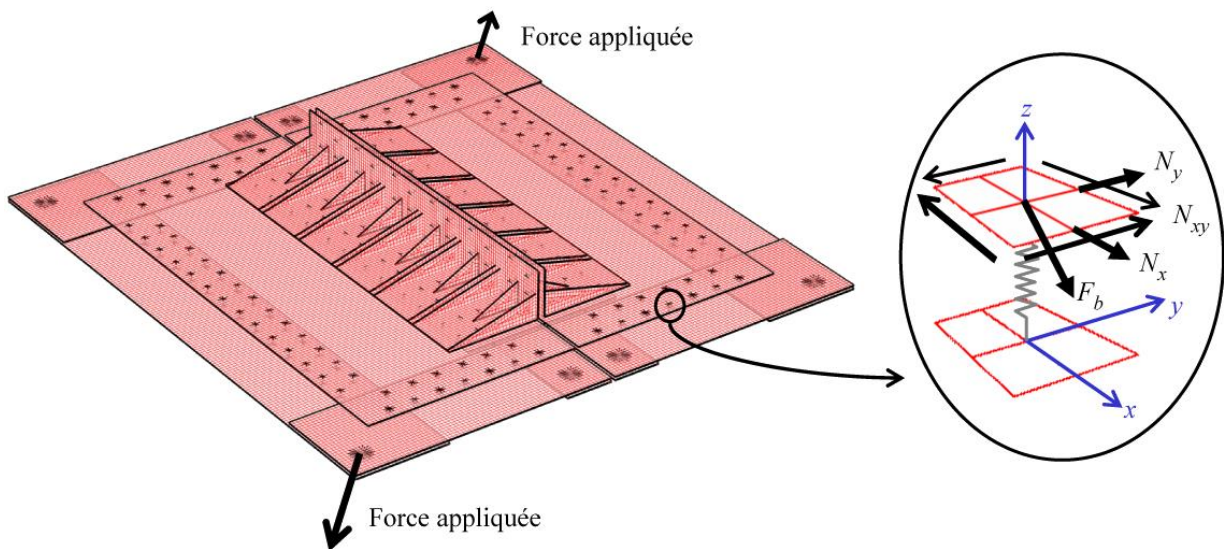


Figure 37 : Présentation du maillage, des conditions aux limites et de la méthode de représentation des boulons utilisée à l'échelle globale et alimentée avec un modèle semi-empirique.

Etant donné la forte interaction entre les flux passant et les efforts de matage, la détermination de la fixation critique et de l'effort à rupture du panneau, a nécessité l'usage d'un critère de rupture empirique, utilisé usuellement dans l'industrie, et reporté dans l'Eq IV-1, où σ_∞ correspond à la

contrainte appliquée à l'infini, σ_m à la contrainte moyenne de matage et σ_r à la résistance du stratifié, K_t et K_m sont respectivement les coefficients de surcontrainte de trou et de matage.

$$K_t(\sigma_\infty + K_m\sigma_m) \leq \sigma_r \quad (IV-1)$$

Dans le cas d'un effort passant de traction, le coefficient de surcontrainte au trou s'écrit à rupture $K_t = \sigma_r / \sigma_{rt}^n$, avec σ_{rt}^n la contrainte de traction à rupture en section nette. Dans le cas d'un effort de matage pur, le coefficient de surcontrainte de matage est obtenu à rupture par l'expression $K_t \cdot K_m = \sigma_r / \sigma_{Rm}$, avec σ_{Rm} la résistance au matage du stratifié. Aussi, pour identifier les deux facteurs de surcontrainte (K_t, K_m) et les deux coefficients (σ_r, σ_{Rm}), il est nécessaire de réaliser trois types d'essais : (i) un essai de matage sur stratifié, (ii) un essai à rupture sur plaque trouée stratifiée et (iii) un essai à rupture sur plaque lisse stratifiée.

L'identification des paramètres du modèle semi-empirique nécessite usuellement un grand nombre d'essais, notamment de matage, afin de couvrir les différentes configurations géométriques et de chargements pouvant être rencontrées par les fixations des applications industrielles considérées. Le principe de la stratégie par essais « virtuels » consiste donc à générer ces essais par calculs par éléments finis à partir des modèles avancés validés précédemment sur les trois configurations illustrées en Figure 38. Pour réduire les temps de calcul, on notera que les configurations de plaques lisses et trouées en compression n'ont pas été considérées dans cette étude car elles n'interviennent pas dans la prévision de la ruine du panneau étudié (même si d'un point de vue général, elles auraient dues être abordées).

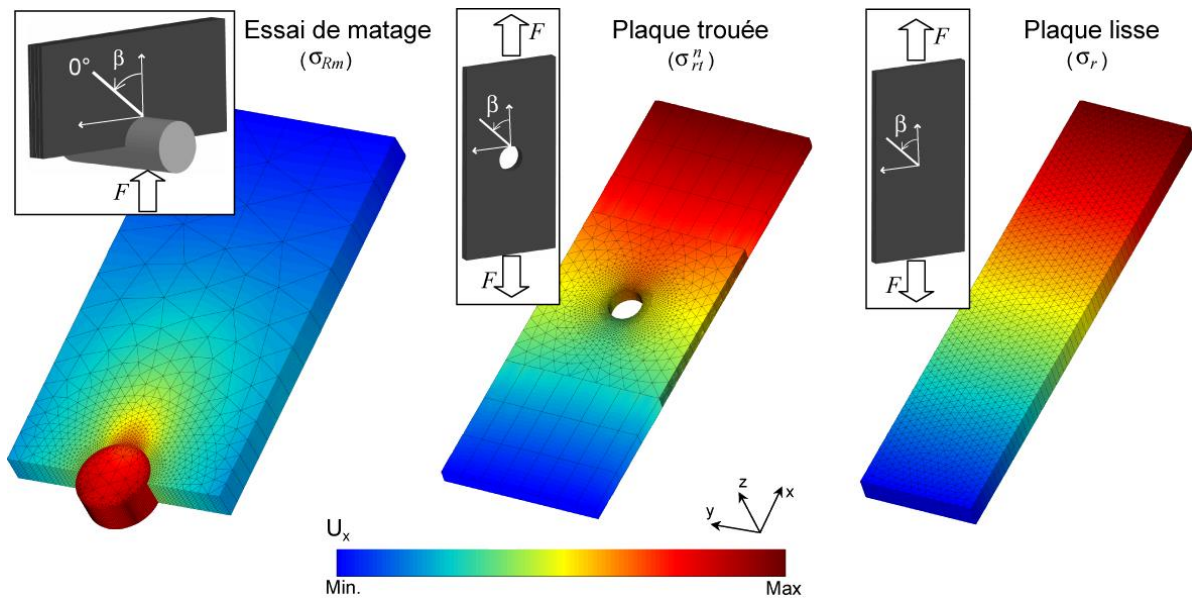


Figure 38 : Illustration des essais virtuels effectués avec le modèle avancé d'endommagement et de rupture. Les valeurs à rupture cibles sont mentionnées pour chaque type d'essai.

La direction de l'effort de matage β sur la fixation est *a priori* inconnue. Il est donc nécessaire de construire un abaque complet de solutions couvrant les différents états potentiellement rencontrés par les fixations. Dans le cas présent, pour chacune des trois configurations d'essais « virtuels » reportées sur la Figure 38, cinq valeurs de l'angle β , évoluant entre 0° et 90° , caractérisant la rotation de l'empilement par rapport au repère global ont été considérées. Les valeurs des paramètres matériaux

pour d'autres configurations intermédiaires sont obtenues par interpolation linéaire entre les configurations explorées par simulations par éléments finis. La génération de cette base a donc nécessité un total de 15 calculs non linéaires. L'ensemble des calculs a été effectué en utilisant les valeurs moyennes des paramètres matériaux du modèle avancé (rigidité, seuil d'endommagement, résistance). Les résultats obtenus sont récapitulés dans la Figure 39. Le temps de calcul le plus important pour les configurations de matage est de l'ordre d'une journée de calcul avec un modèle avancé similaire à celui présenté dans la section III. 1, considérant notamment le délaminage entre les couches (en introduisant des éléments cohésifs entre les plis) et la rupture progressive des fibres en traction et compression (induisant un comportement adoucissant du pli régularisé par effet retard). Il est donc possible avec un cluster de machines de calculs de générer cette base de données d'essais « virtuels » en seulement une journée.

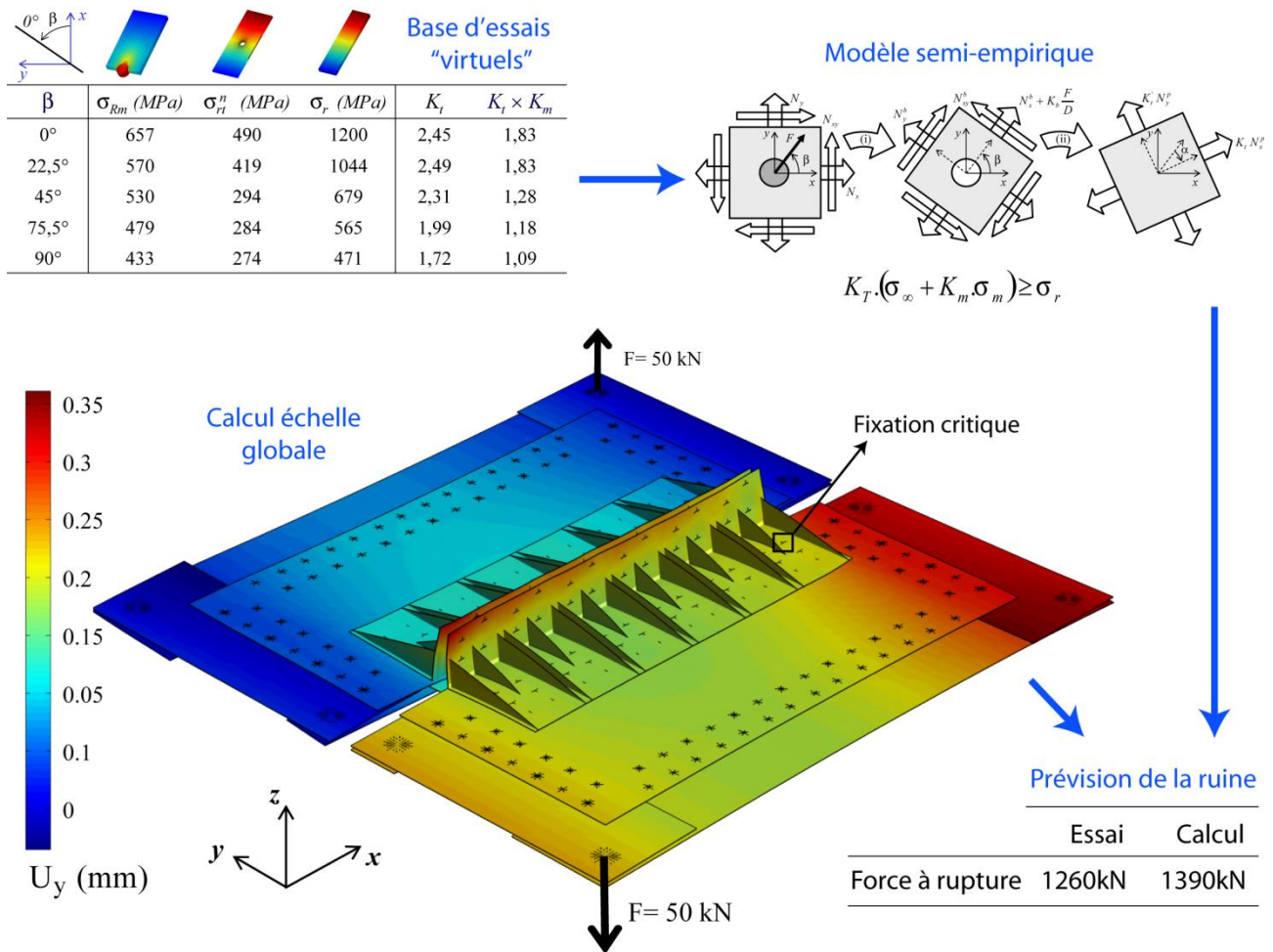


Figure 39 : Prédiction de la fixation critique et de la charge à rupture de la jonction fuselage/voilure générique à l'aide d'une stratégie de calcul par essais « virtuels ».

Le critère de rupture semi-empirique, ainsi identifié sur la base d'essais virtuels, a été appliqué sur chacune des fixations liant le panneau 1 à la sangle composite et à la ferrure métallique pour déterminer la fixation critique, qui est reportée sur la Figure 39. Les flux membranaires moyens appliqués sur cette fixation critique sont $N_x = 10,8$ N/mm, $N_y = 51,0$ N/mm et $N_{xy} = 32,1$ N/mm. L'effort de matage transmis à la fixation est de $F = 7,24$ kN avec un angle $\beta = 39^\circ$ relatif à l'axe x du repère global de la structure. Le calcul effectué à l'échelle globale, reporté sur la Figure 39, étant linéaire élastique, on peut donc estimer l'effort à rupture du panneau en fonction de la marge à rupture de la fixation critique.

L'effort à rupture est de 1390kN, alors que l'effort mesuré expérimentalement par Airbus Group Innovation est de 1260kN, soit une erreur d'environ 10%. Il est à noter que cette prévision a été réalisée uniquement avec des essais virtuels de matage et de plaques trouées sans aucun recalage sur des résultats expérimentaux.

En conclusion, une stratégie de calcul par essais « virtuels », générés à partir d'un modèle d'endommagement et de rupture avancé, a pu être mise en place sur un cas industriel réel [51]. Les prévisions du modèle semi-empirique, identifié sur les essais virtuels générés avec un modèle avancé similaire à celui présenté en section III. 1, ont permis de prévoir la rupture du composant avec une erreur inférieure à 10%. Ce résultat très encourageant montre bien le potentiel de ce type de stratégie de calcul et la faisabilité de son application sur des cas tests représentatifs de problématiques industrielles.

IV. 3. PROPOSITION DE MODELES ADAPTES POUR LES MATERIAUX STRATIFIEES D'UNIDIRECTIONNELS

Dans le cadre de la certification de pièces composites, les avionneurs se doivent également de démontrer leur compréhension des résultats d'essais, notamment par leur analyse au travers de simulation par éléments finis, et ce à toute les échelles de l'aéronef ou du moteur. Pour les cas tests, définis à l'échelle matériau, tels que la tenue de plaques lisses, trouées ou de cornières, de très nombreuses configurations d'essais (différentes séquences d'empilement, différents cas de charge, et différentes géométries) doivent être considérées. A titre d'exemple, la base d'essais sur plaques perforées stratifiées d'unidirectionnels T700GC/M21, disponible au sein d'Airbus Group Avion, est constituée de plus de 160 configurations différentes (chaque essai étant répété plusieurs fois pour effectuer une estimation de la dispersion, soit un total de plus de 600 éprouvettes rompues). Il est clair qu'actuellement le traitement de ces larges bases de données par les ingénieurs en bureaux d'études ne peut être effectué à l'aide de modèles avancés coûteux en temps de calcul, mais surtout complexes dans leur mise en œuvre robuste sur un aussi grand nombre de configurations.

Il existe donc un fort besoin, en bureaux d'études, de modèles de prévision de l'endommagement et de la rupture présentant : (i) de faibles coûts de calcul compatibles avec la quantité de simulations à effectuer, (ii) une robustesse suffisante pour traiter la variété des cas tests à considérer, (iii) tout en reposant sur des bases physiques pertinentes. L'analyse de ces larges bases d'essais est aujourd'hui réalisée à l'aide de modèles semi-empiriques massivement recalés sur les bases d'essais disponibles, interdisant toute extrapolation au domaine non testé et donc à toute procédure d'optimisation (notamment des empilements pour les stratifiés d'unidirectionnels). Dans le cadre de l'étude ADO, j'ai pu, lors d'un détachement à Airbus Toulouse dans le bureau des méthodes, analyser les avantages et les inconvénients des méthodes de dimensionnement de structures composites utilisées à l'époque en bureaux d'études. Dans le cadre de cette activité contractuelle (2006-2009), j'ai pu proposer des approches « adaptées », reposant sur des bases physiques, et répondant aux besoins d'Airbus.

L'idée principale de ce travail, réalisé en collaboration étroite avec Airbus, a consisté, pour un cas structural donné, à simplifier le modèle hybride de l'endommagement et de la rupture en ne retenant que les sources de non-linéarités ayant un rôle majeur sur la rupture. Les autres sources de non-linéarités n'étant pas considérées, cela permet de diminuer la complexité du modèle, de réduire le nombre d'essais nécessaires pour son identification, et de réduire les temps de calcul. En revanche, ces simplifications restreignent de manière importante le domaine de validité du modèle. On constatera toutefois que la réduction du domaine de validité reste cohérente avec les cas structuraux à traiter. Ce type d'adaptation de modèle a été effectué sur trois cas distincts : (i) la prévision de la tenue de plaques lisses, étape préliminaire industrielle pour convaincre des capacités prédictives du modèle et de son intérêt (section IV. 3. 1), (ii) la prévision de la tenue de plaques trouées, cas tests plus dimensionnant (section IV. 3. 2), et enfin (iii) la prévision de la tenue de cornières stratifiées assurant la jonction entre deux panneaux perpendiculaires (section IV. 3. 3).

IV. 3. 1. Modèle de rupture progressive pour la tenue de plaques stratifiées

L'objectif consiste ici à proposer un outil de calcul à Airbus permettant la prévision de la ruine de plaques stratifiées d'unidirectionnels soumises à des flux membranaires et/ou des moments de flexion, présentant un temps de calcul de l'ordre de 10s, et étant identifiable à partir de la base d'essais disponibles (beaucoup d'essais présentant des configurations différentes mais peu instrumentés).

En utilisant comme modèle de référence l'approche hybride de l'endommagement et de la rupture présentée en section III. 1, trois simplifications majeures ont été effectuées pour la prévision de la tenue de plaques stratifiées sous sollicitations planes (éventuellement multiaxiales), dont les empilements sont en accord avec les règles de drapage actuellement utilisées en bureaux d'études.

- Le modèle est écrit sous les hypothèses de contraintes planes, usuellement utilisées dans le cas de la théorie classique des stratifiés étendue aux comportements non-linéaires pour prévoir la rupture de plaques lisses sous sollicitations multiaxiales dans le plan (membranaire ou de flexion). Pour ce type de chargement et les séquences d'empilements retenues (évitant plus de 45° entre deux plis adjacents et évitant les fortes épaisseurs de plis), la description du délaminage a été négligée ce qui semble justifié à la vue des résultats expérimentaux.
- La prévision de la rupture d'une plaque stratifiée ne nécessite pas de déterminer finement l'endommagement matriciel (prévision de l'évolution de la densité de fissures et du micro-délaminage associé au sein des différents plis) mais uniquement de prévoir l'influence de l'endommagement matriciel sur la prévision de la rupture des plis en mode fibre. Pour cela, un modèle d'endommagement continu, représentant les fissures transverses au travers de leurs effets sur le comportement du pli et donc également sur celui du stratifié par homogénéisation, est suffisant. Ce modèle doit donc rendre compte de l'aspect progressif de la rupture des différents plis au sein d'un stratifié, c'est-à-dire gérer le report de charge des plis endommagés sur les autres plis. La gestion de la rupture progressive des plis est un point clé car elle permet d'obtenir des prévisions de la ruine finale conservative en regard des données expérimentales.
- Enfin, la rupture d'un pli en mode fibre au sein d'une plaque lisse entraîne pour les empilements considérés nécessairement la ruine de l'éprouvette. Il n'est donc pas nécessaire de modéliser le comportement adoucissant violent induit par la rupture des fibres. Le calcul est arrêté dès lors qu'un critère de rupture en mode catastrophique (tel que la rupture fibre en traction ou en compression ou la rupture en compression transverse) est vérifié.

Par conséquent, un modèle de rupture progressive, appelé OPFM (Onera Progressive Failure Model), a été proposé à Airbus Group Avion pour la prévision de la tenue de plaques lisses. Ce modèle est défini à l'échelle du pli unidirectionnel, présentant actuellement le meilleur rapport complexité du modèle, de l'identification et qualité des prévisions [44]. Le comportement mésoscopique est donné par l'Eq. IV-2.

$$\underline{\sigma} = \underline{\tilde{C}} : (\underline{\varepsilon} - \underline{\varepsilon}^{nl} - \underline{\varepsilon}^{th} - \underline{\varepsilon}^{ve}) \quad \text{avec} \quad \underline{\varepsilon}^{th} = \alpha \Delta T \quad (\text{IV-2})$$

Où $\underline{\sigma}$ est la contrainte, $\underline{\tilde{C}}$ la rigidité effective, $\underline{\varepsilon}$ la déformation totale, $\underline{\varepsilon}^{th}$ la déformation thermique (pour prendre en compte les contraintes résiduelles de cuisson qui sont essentielles pour une prévision conservative de la première rupture de pli), $\underline{\varepsilon}^{nl}$ la déformation non-linéaire élastique (afin de décrire l'assouplissement du comportement usuellement observé en compression longitudinale [3] mais aussi le rigidification apparente du comportement en traction longitudinale [54] particulièrement visible pour les matériaux composites Carbone/Epoxy de 2^{ème} [48] et 3^{ème} génération, illustré en Figure 40a), et $\underline{\varepsilon}^{ve}$

la déformation viscoélastique (essentielle pour prévoir le comportement non-linéaire en cisaillement comme montré en Figure 40b mais également les effets de vitesse sur le comportement et la réponse du matériau lors d'essais de fluage ou de relaxation). Le modèle viscoélastique utilisé ici est très similaire à celui proposé dans la section III. 3. 2 mais le matériau est supposé ici isotrope transverse et la viscosité du matériau est supposée négligeable dans l'axe des fibres.

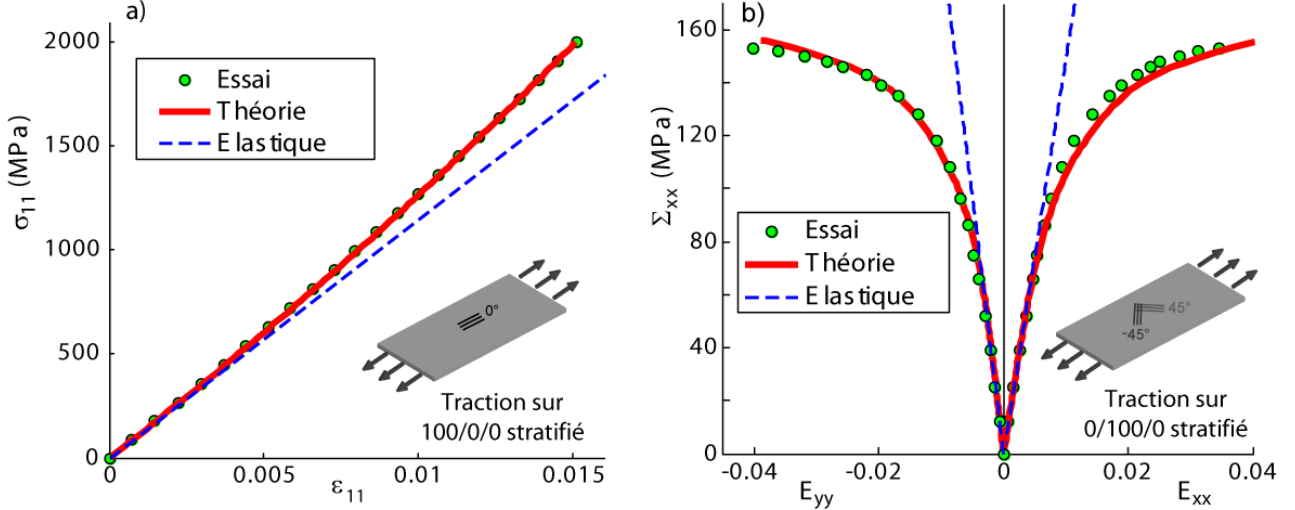


Figure 40 : a) Comparaison entre le comportement macroscopique à rupture prévu pour un stratifié (a) $[0_s]_s$, et (b) $[(\pm 45^\circ)_s]_s$, soumis à une traction uni-axiale et les résultats d'essais disponibles sur T700GC/M21 [48].

Pour prévoir la rupture des plis UD au sein du stratifié, un multi-critère de rupture (Eq. IV-3), distinguant les modes de rupture fibre et interfibre ou matricielle est proposé. Pour chacun des modes, la rupture en traction est distinguée de la rupture en compression.

$$\left\{ \begin{array}{l} f_1^+ = \left(\frac{\sigma_{11}}{X_t} \right)^2 \\ f_1^- = \left(\frac{\sigma_{11}}{X_c} \right)^2 + \left(\frac{\tau_{12}}{S_{12}^{Rf} (1 - p_{12} \sigma_{22})} \right)^2 \end{array} \right. \quad \text{si } \sigma_{11} \geq 0 \quad \text{et} \quad \left\{ \begin{array}{l} f_2^+ = \left(\frac{\sigma_{22}}{Y_t} \right)^2 + \left(\frac{\tau_{12}}{S_{12}^R (1 - p_{12} \sigma_{22})} \right)^2 \\ f_2^- = \left(\frac{\sigma_{22}}{Y_c} \right)^2 + \left(\frac{\tau_{12}}{S_{12}^R (1 - p_{12} \sigma_{22})} \right)^2 \end{array} \right. \quad \text{sinon} \quad \text{(IV-3)}$$

où X_t et X_c sont respectivement les résistances longitudinales en traction et en compression, Y_t et Y_c les résistances transverses en traction et compression, S_{12}^R la résistance de cisaillement plan et S_{12}^{Rf} la résistance de cisaillement plan associée au mode fibre, permettant de décrire la baisse de la résistance apparente pour les chargements combinés de compression longitudinale/cisaillement plan. Les couplages entre mécanismes au sein d'un même mode ou entre modes ont été construits à partir des enveloppes de rupture déterminées par la méthode hybride de l'endommagement et de la rupture proposée en section III. 1. Les améliorations majeures par rapport à un critère de rupture d'Hashin [38] sont, pour le critère en mode fibre en compression, l'introduction d'un couplage avec le cisaillement plan sans pour autant entraîner d'aberration dans le cas de cisaillement plan pur (pas de mode fibre prévu pour ce type de chargement par l'introduction de la variable S_{12}^{Rf} supérieure à S_{12}^R) et, pour le mode interfibre, la description du renfort de la résistance apparente du matériau pour les chargements combinés de compression transverse / cisaillement (grâce à l'introduction du coefficient p_{12}). On

notera que ce dernier coefficient ne nécessite pas d'essais supplémentaires grâce à l'établissement d'enveloppes de rupture maîtresses dans l'espace des résistances interfibre normalisées.

Enfin, quand un pli est rompu en mode interfibre (*i.e.* présence de fissuration transverse), ses propriétés mécaniques sont dégradées progressivement en utilisant une loi d'endommagement continue, basée sur les modèles présentés en section III. 1. La souplesse élastique initiale $\underline{\underline{S}}^0$ est augmentée (Eq. IV-4) suite à la rupture du pli en mode interfibre plan (par le terme $d_2 \underline{\underline{H}}_2$). La loi d'évolution du dommage est ici très simple et ne nécessite l'identification que du coefficient matériau β , déterminé à partir de ces effets sur le comportement d'un stratifié sous sollicitation de traction uniaxiale (de préférence un empilement désorienté suivant l'axe de chargement, pour que les effets de l'endommagement des plis rompus soient observables à l'échelle macroscopique). A nouveau, les effets d'une fissure ouverte et d'une fissure fermée sont distingués dans le modèle au travers du tenseur des effets $\underline{\underline{H}}_2$.

$$\underline{\underline{\tilde{S}}} = \underline{\underline{S}}^0 + d_2 \underline{\underline{H}}_2 \quad \text{avec} \quad d_2 = \beta \left\langle \sqrt{f_2^+} - 1 \right\rangle_+ \quad \text{et} \quad \dot{d}_2 \geq 0 \quad (\text{IV-4})$$

Enfin, la rupture du stratifié est supposée intervenir lorsque le critère fibre (traction ou compression) ou le critère interfibre en compression sont vérifiés (*i.e.* supérieurs à 1) au sein d'un pli dans le stratifié. Pour les séquences d'empilement considérées, constituées uniquement de plis à 0° , $\pm 45^\circ$ et à 90° , la rupture est toujours due à la rupture de plis en mode fibre.

Cette approche progressive de la rupture a été implantée dans un outil Matlab[®] reposant sur la théorie des stratifiés généralisées aux lois de comportement non-linéaires et permet de prévoir la rupture d'un stratifié sous sollicitations membranaires planes ou de moments avec un temps de calcul de l'ordre de 10s pour un chargement monotone à rupture. Cet outil, contenant une interface graphique, permettant de visualiser les résultats dans les différents plis (dans les repères éprouvettes ou matériau) a été transféré à Airbus-Group Avion qui l'a évalué sur la base d'essais disponibles pour les matériaux Carbone/Epoxy T700GC/M21, T800S/M21, IM7/977-2 et IM7/8552 constituant des stratifiés de type aéronautiques (fabriqués à l'aide uniquement de plis orientés à 0° , $\pm 45^\circ$ et 90°) sous sollicitations de traction uniaxiale. Les prévisions du modèle, comme montré en Figure 41 pour le matériau T700GC/M21, sont en très bon accord (erreur inférieure à 10%) avec les résultats expérimentaux (seules les valeurs moyennes sont reportées). Les résultats du modèle proposé ont également été validés sur les essais disponibles dans la littérature et notamment [95].

Les temps de calculs très courts et la robustesse de l'approche progressive de la rupture (de par notamment sa simplicité) autorise son utilisation dans une démarche d'optimisation de séquences d'empilement pour des chargements plans (membranaire ou de flexion) sur plaques lisses stratifiées. On notera toutefois que les prévisions du modèle pour des chargements de compression, notamment sur des empilements désorientés par rapport à l'axe de chargement surestiment les charges à rupture expérimentales. La prévision robuste (pour un large nombre de séquences d'empilement) de la tenue en compression, y compris pour des plaques lisses, reste encore à ce jour un challenge scientifique.

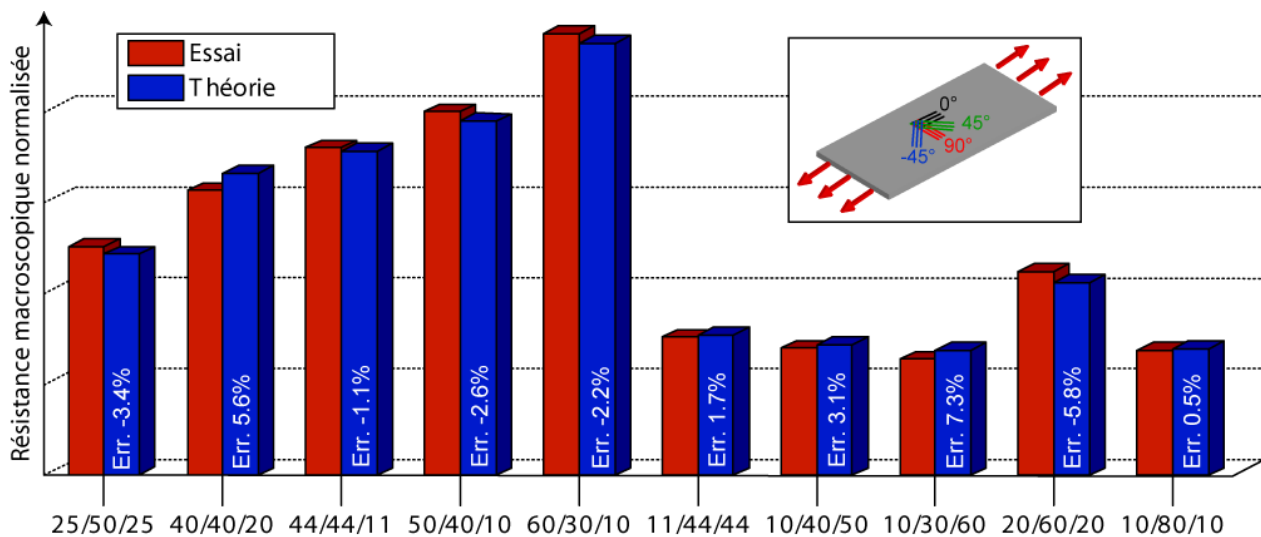


Figure 41 : Comparaison des résistances macroscopiques normalisées prévues pour différents stratifiés en T700GC/M21 sous sollicitations de traction uniaxiale avec les résultats d'essais disponibles.

IV. 3. 2. Modèle simplifié pour la prévision de la ruine de plaques perforées

Dans le cas de plaques trouées sous sollicitation de traction ou de compression, la rupture de la structure ne peut être réduite à la première rupture de pli en mode fibre sous peine de surestimer d'un facteur 2 à 3 la rupture finale de la structure. Il a été montré dans la section III. 1. 5, la nécessité de prendre en compte la rupture progressive des fibres pour les structures contenant des gradients de contrainte, telles que les plaques trouées. Toutefois, l'introduction des lois adoucissantes et des méthodes de régularisation associées entraîne une augmentation drastique du temps de calcul et de la complexité du modèle. L'analyse de quelques essais (de l'ordre de la dizaine) est tout à fait envisageable à l'aide de ces modèles avancés par des ingénieurs formés aux calculs non-linéaires. Toutefois, dans le cadre de l'étude ADO menée en collaboration avec Airbus-France, uniquement sur le matériau T700GC/M21, plus de 160 configurations différentes d'essais sur plaques perforées devaient être étudiées, à savoir des essais sur plaques perforées présentant : (i) différentes stratifications, (ii) différents diamètres de trous, (iii) différents rapports largeur de plaque sur diamètre de trou et (iv) différents types de chargement (traction ou compression hors-axes). L'usage de modèles avancés sur un nombre de configurations structurales aussi différentes n'est pas envisageable de par, bien entendu, le temps de calcul mais aussi la robustesse numérique (réglage des paramètres de convergence, dépendance au maillage à contrôler...) des modèles à base physique existants.

Afin de pouvoir réaliser un nombre important de calculs pour analyser une large base d'essais, une stratégie de calcul sur plaques trouées sous sollicitations multiaxiales dans le plan ou de flexion a été proposée. Cette stratégie de calcul doit (i) présenter un faible coût de calcul (de l'ordre de 2 minutes), (ii) être simple à mettre en œuvre, mais (iii) avoir une description des différents modes de ruine pouvant intervenir dans ce type de structure. Cette approche peut être décomposée en trois étapes majeures, (i) l'estimation des flux membranaires dans une plaque trouée, (ii) la détermination du comportement, de l'endommagement et de la rupture des différents plis dans la structure et (iii) la prévision de la charge à rupture de la plaque trouée. Une attention particulière a été portée à chaque étape de la stratégie de calcul pour définir le domaine de validité du modèle, qui a été réduit par les hypothèses simplificatrices pour diminuer le temps de calcul. La stratégie de calcul proposée est à nouveau formulée sous les hypothèses de contraintes planes, et est donc valable pour prévoir la rupture de plaques trouées sous

sollicitations multiaxiales dans le plan (membranaire ou de flexion). Cette approche, ne considérant pas les délaminages pouvant intervenir en bord de trou, ne peut être appliquée que pour des empilements aéronautiques respectant les règles de drapage en vigueur dans les bureaux d'études, notamment prohibant l'usage de plis épais comme montré expérimentalement et numériquement dans [103].

L'estimation des efforts membranaires en chaque point au sein d'une plaque trouée peut être effectuée soit par calcul par éléments finis (à l'aide d'éléments coques), soit à l'aide de méthodes analytiques comme celle proposée par Tan [100]. Cette méthode analytique, initialement proposée pour les matériaux métalliques, permet d'obtenir la solution exacte au sein d'une plaque trouée de dimension infinie soumise à des chargements membranaires (éventuellement multiaxiaux) dans le plan en supposant le comportement du stratifié orthotrope linéaire à rupture. Un coefficient de correction empirique (Eq. IV-5) a été proposé par Tan [100] pour corriger l'estimation des flux en prenant en compte les dimensions finies de l'éprouvette, telle que la largeur (w) et le diamètre du trou (d). L'estimation de ces efforts membranaires sur différents cas de plaques trouées, en particulier en bord trou où la rupture intervient, a été confrontée aux résultats des calculs par éléments finis utilisant différents maillages (tailles et types des éléments) avec le code Samcef[®]. Dans le cas de plaques perforées présentant des rapports w/d importants ($w/d \geq 4$), l'estimation des gradients en bord de trou avec les deux méthodes sont très proches. En revanche, pour les éprouvettes trouées présentant un faible rapport $w/d < 3$, le modèle analytique sous-estime notablement le gradient de contraintes en bord de trou car son interaction avec le gradient généré par les bords libres des éprouvettes, qui devient importante pour les éprouvettes étroites, est ici négligée. Par la suite, le modèle analytique est donc recommandé pour les éprouvettes larges afin de réduire le temps de calcul, alors que les calculs par éléments finis (avec le code Samcef[®]) sont préconisés pour les éprouvettes avec un rapport w/d inférieur à 4.

$$\begin{bmatrix} N_{xx} \\ N_{yy} \\ N_{xy} \end{bmatrix} = C_{w/d} \left(\frac{d}{w} \right) \begin{bmatrix} N_{xx} \\ N_{yy} \\ N_{xy} \end{bmatrix}_{w=\infty} \quad \text{avec} \quad C_{w/d} \left(\frac{d}{w} \right) = \frac{2 + (1 - d/w)^3}{3(1 - d/w)} \quad \text{(IV-5)}$$

En post-traitement de l'estimation des flux en chaque point de la plaque trouée, une ré-analyse locale à l'aide de l'approche progressive de la rupture, présentée en section IV. 3. 1, est effectuée pour prévoir les différents types de non-linéarités (viscosité, endommagement matriciel, rupture matricielle) présentes au sein de chacun des plis dans la structure. De manière pratique, cette ré-analyse est effectuée en utilisant la théorie des stratifiés étendue au comportement non-linéaire et en utilisant comme chargement à l'échelle du stratifié les flux estimés en tout point de la structure lors de l'étape précédente. La stratégie de calcul par ré-analyse locale repose sur l'hypothèse que les non-linéarités au sein des plis ont une influence négligeable sur le comportement du stratifié mais que leur prise en compte est une nécessité pour prévoir de manière conservative la rupture du stratifié. Cette hypothèse est valable dans le cas d'empilements usuellement considérés dans l'aéronautique, constitués de plis à 0° , $\pm 45^\circ$ et 90° , pour lesquels le comportement global est essentiellement piloté par les plis orientés dans l'axe du chargement et reste donc faiblement non-linéaire. Afin de s'assurer de la validité de cette hypothèse, l'écart entre l'énergie totale estimée par un calcul linéaire (pour lequel l'équilibre de la structure a été vérifié à l'étape précédente) et celle estimée par la ré-analyse non linéaire locale pour le même flux est utilisée comme un indicateur de la validité de la stratégie de calcul proposée. Ces écarts sont restés faibles pour les empilements considérés dans cette étude, mais peuvent devenir importants

pour des plaques trouées stratifiées présentant un comportement à rupture fortement non-linéaire (comme par exemple pour les plaques trouées d'empilement $[\pm 45^\circ]_s$ en traction).

Enfin, le dernier point concerne la prévision de la ruine de plaques trouées, qui est effectuée en proposant une nouvelle définition de la rupture de la structure. La méthode du Volume Caractéristique de la Rupture (VCR), basée sur les travaux proposés par [45] sur les matériaux tissés 2D, a été utilisée comme une méthode alternative à la méthode du point stress [102] classiquement utilisée dans l'aéronautique. Cette méthode consiste à supposer que la plaque trouée est rompue lorsque le critère de rupture fibre (f_I^+ ou f_I^- dans l'Eq. IV-3), utilisant une contrainte moyennée suivant un certain volume (Ω) est vérifié en un point de la structure, comme illustré en Figure 42. Ce volume Ω est défini par son rayon (noté l_0) et son épaisseur correspondant à l'épaisseur du pli. Cette longueur caractéristique l_0 est supposée indépendante de la séquence d'empilement mais fonction du diamètre du trou (noté r) comme proposé dans [102] et est donnée dans l'Eq. IV-6.

$$l_0 = \rho \sqrt{r} \tag{IV-6}$$

Pour réduire les temps de calculs, le critère de rupture fibre utilisant les contraintes moyennes n'est calculé que dans les cylindres tangents au trou où les gradients de contraintes sont les plus importants et où la rupture devrait intervenir. Cette stratégie reste valable dans le cas de plaques multi-perforées, puisque cette procédure est répétée séparément pour chacun des trous présents dans la structure et la force à rupture de la structure correspond à la plus faible des forces à rupture obtenue pour l'ensemble des trous.

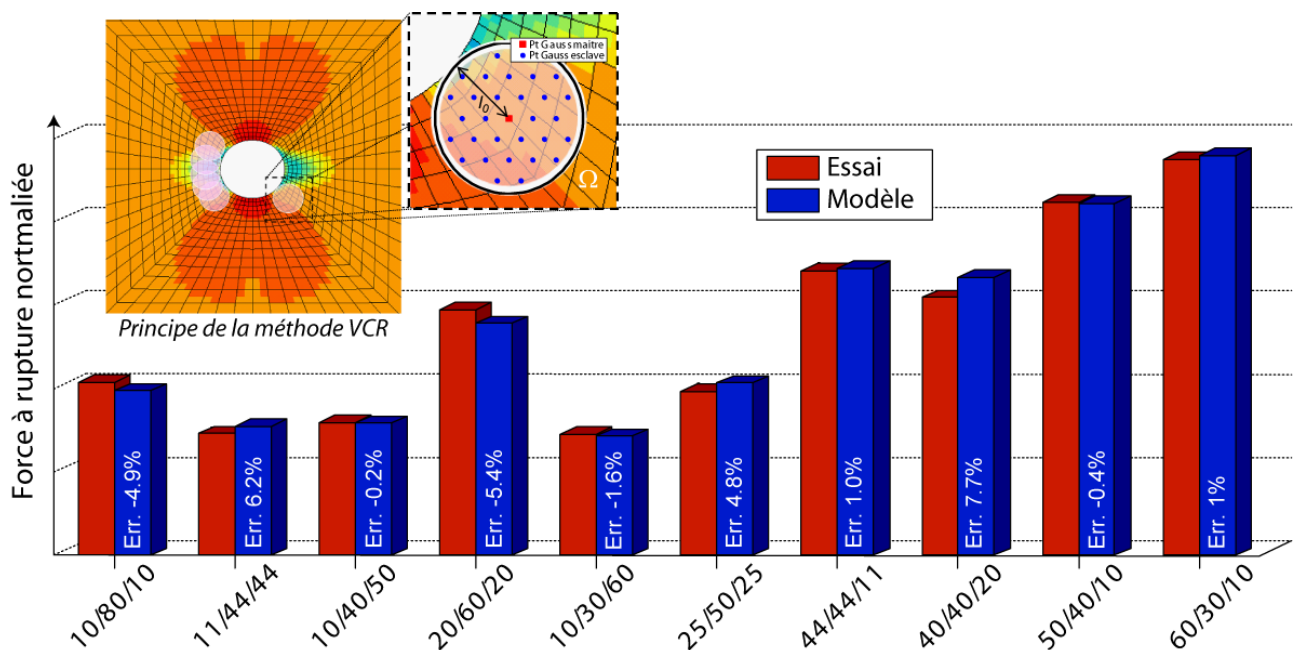


Figure 42 : Principe de la méthode VCR et comparaison des forces à rupture normalisées prévues et mesurées sur des plaques trouées présentant différentes stratifications en T700GC/M21 sous sollicitations de traction uni-axiale avec un diamètre de trou de 6,35mm et un rapport $w/d=5$.

D'un point de vue pratique, la stratégie de calcul permettant de prévoir la ruine de plaques trouées est constituée de : (i) l'estimation des flux membranaires dans la plaque, (ii) la ré-analyse locale avec l'approche progressive de la rupture et (iii) la prévision de la ruine avec la méthode VCR. La méthode

de calcul a été intégrée dans un outil sous Matlab[®] et présente un temps de calcul pour une plaque trouée de l'ordre de 2 minutes sur un ordinateur portable.

L'approche progressive de la rupture a été identifiée à partir des bases d'essais sur plaques lisses stratifiées disponibles au sein d'Airbus sur le matériau T700GC/M21. Le paramètre ρ (Eq. IV-6) a été identifié sur un essai de traction sur plaque trouée d'empilement 50/40/10 avec un diamètre de trou de 6,35mm et un rapport $w/d=5$. Cette configuration a été choisie car elle est présente dans les bases de caractérisation matériau usuellement disponibles et que la rupture de l'échantillon est due à la rupture de pli en mode fibre. Les identifications ont été réalisées en valeurs moyennes afin de montrer les capacités prédictives du modèle proposé. Le modèle identifié a par la suite été appliqué sur des plaques trouées sous sollicitations de traction uni-axiale présentant : (i) différents empilements, (ii) différents diamètres de trous, (iii) différents rapports w/d et (iv) des chargements de traction hors-axes. Dans le cas de plaques trouées en T700GC/M21 constituées de différents empilements, les prévisions sont en très bon accord avec les résultats d'essais disponibles comme montré en Figure 42. La longueur interne utilisée dans la méthode VCR semble être indépendante de la séquence empilement (erreur maximale inférieure à 10%) ce qui constitue un avantage majeur de cette méthode en regard de la méthode classique du point stress.

L'évolution de la contrainte à rupture macroscopique d'une plaque trouée, définie comme la force à rupture divisée par la section réelle de l'éprouvette a été validée sur le matériau T700GC/M21 mais également au travers de comparaisons avec des résultats d'essais issus de la littérature [16,103], comme illustré en Figure 43a. Enfin, la ruine d'éprouvettes présentant différents rapports w/d (supérieurs à 3) et soumises à des essais de traction hors-axes a également été prévue de manière très satisfaisante avec le modèle proposé. Afin de déterminer les capacités prédictives de cette méthode de calcul, les forces à rupture prévues ont été comparées à des résultats d'essais, réalisés à l'Onera, sur des plaques multi-perforées en T700GC/M21 présentant des empilements non conventionnels et des diamètres de trous variables, comme montré en Figure 43b. Les prévisions sont tout à fait satisfaisantes, en particulier pour les stratifiés croisés.

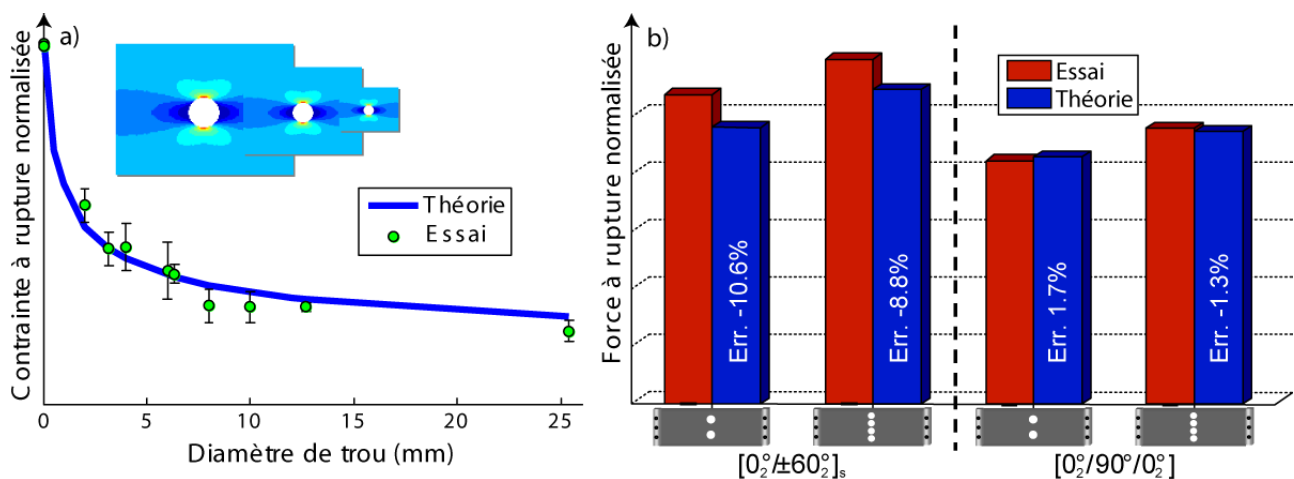


Figure 43 : a) Prédiction de la contrainte à rupture de plaques trouées 25/50/25 en IM7/8552 et comparaison avec les essais issus de la littérature [16,103] et b) prédiction de la force à rupture pour des plaques multi-perforées en T700GC/M21 et les résultats d'essais réalisés à l'Onera [67].

La stratégie de calcul nécessite la réalisation d'un essai de traction sur plaque trouée et permet de prévoir la ruine de plaques perforées pour différents empilements, différents diamètres de trous et

différents rapports w/d. Ce dernier a pu être validé sur un grand nombre de cas tests en traction. Le modèle proposé, de par son faible temps de calcul (<2 minutes), pourrait être intégré dans une démarche d'optimisation ou être utilisé lors de pré-dimensionnement de pièces composites. En revanche, tout comme pour les plaques lisses stratifiées, la prévision de la ruine de structures sous sollicitations de compression reste encore aujourd'hui délicate et doit faire l'objet encore des travaux complémentaires tant sur le plan de la formulation des modèles que de l'identification des propriétés en compression (longitudinale et transverse) d'un pli unidirectionnel.

IV. 3. 3. Modèle pour la prévision de la tenue de structures sous sollicitations tridimensionnelles

Un cas structural délicat consiste en la prévision de la ruine de cornières composites stratifiées. Ces composants assurent la jonction entre des panneaux raidis perpendiculaires mais aussi reprennent une partie des efforts membranaires appliqués aux panneaux d'où leur fabrication en matériaux composites stratifiés. Il a été constaté expérimentalement, dans la section II. 3, qu'une fois le délaminage amorcé dans le rayon de la cornière, ce dernier se propage de manière instantanée et entraîne la ruine de la structure. Aussi, la ruine de cornières composites stratifiées peut donc être prévue à l'aide d'un critère de rupture 3D. Toutefois, dans la littérature, peu de travaux ont été menés sur les critères de ruptures 3D, les études ayant porté essentiellement sur la modélisation de la propagation du délaminage, point critique pour la prévision de la tenue résiduelle de composites stratifiés après impact. Il a donc été nécessaire de proposer un critère de rupture 3D prenant en compte les couplages entre les contraintes hors-plan mais également les couplages avec la fissuration transverse comme évoqué dans la section II. 3.

A partir des enveloppes de rupture dans l'espace des contraintes hors-plan $(\sigma_{33}, \tau_{13}, \tau_{23})$ générées par l'approche hybride de l'endommagement et de la rupture, un critère de rupture hors-plan a été proposé dans le cadre de la thèse J.S. Charrier [20] et est présenté dans l'Eq. IV-7.

$$\begin{cases} f_3^+ = \left(\frac{\sigma_{33}}{\tilde{Z}_t} \right)^2 + \left(\frac{\tau_{13}}{\tilde{S}_{13}^R (1 - p_{13} \sigma_{33})} \right)^2 + \left(\frac{\tau_{23}}{\tilde{S}_{23}^R (1 - p_{23} (\sigma_{22} + \sigma_{33}))} \right)^2 & \text{si } \sigma_{33} \geq 0 \\ f_3^- = \left(\frac{\sigma_{33}}{\tilde{Z}_c} \right)^2 + \left(\frac{\tau_{13}}{\tilde{S}_{13}^R (1 - p_{13} \sigma_{33})} \right)^2 + \left(\frac{\tau_{23}}{\tilde{S}_{23}^R (1 - p_{23} (\sigma_{22} + \sigma_{33}))} \right)^2 & \text{sinon} \end{cases} \quad (\text{IV-7})$$

$$\tilde{Z}_t = \frac{Z_t}{1 + h_{33}^t d_2}, \quad \tilde{Z}_c = \frac{Z_c}{1 + h_{33}^c d_2}, \quad \tilde{S}_{13}^R = \frac{S_{13}^R}{1 + h_{13} d_2}, \quad \tilde{S}_{23}^R = \frac{S_{23}^R}{1 + h_{23} d_2} \quad (\text{IV-8})$$

avec (Z_t, Z_c) les résistances, respectivement, en traction et compression hors-plan et (S_{13}^R, S_{23}^R) les résistances en cisaillement hors-plan, (p_{13}, p_{23}) sont des paramètres matériaux permettant d'obtenir la forme d'enveloppe de rupture souhaitée, $(h_{33}^t, h_{33}^c, h_{13}, h_{23})$ sont des paramètres matériaux à identifier traduisant les effets de l'endommagement d_2 (Eq. IV-4).

En comparaison des critères de ruptures hors-plan classiquement utilisés dans l'industrie tels que le critère de Kim-Soni [60] ou Brewer-Lagace [15], le critère proposé présente deux améliorations majeures, à savoir une meilleure description de l'amorçage du délaminage lors de chargement combinés de traction/cisaillement hors-plan ou de compression/cisaillement hors-plan et l'introduction d'un couplage entre la fissuration transverse et l'amorçage du délaminage.

Afin de démontrer les capacités prédictives de ce critère de rupture 3D et de justifier les deux principales améliorations proposées en regard des critères classiquement utilisés, deux campagnes d'essais sur cornières stratifiées d'unidirectionnels en T700GC/M21 ont été réalisées spécifiquement à l'Onera par Anne Mavel. La première campagne d'essais est constituée d'essais de dépliage sur cornières, permettant de valider le critère pour des chargements combinés de traction/cisaillement hors-plan et d'essais de pliage sur cornières pour obtenir des chargements combinés de compression/cisaillement hors-plan. Pour les essais de pliage et de dépliage, comme montré en Figure 44, deux types de configurations d'essais ont été retenues : (i) la première consiste à appliquer un effort de pliage ou de dépliage à la cornière au moyen d'un rouleau métallique monté sur rouleaux à billes et (ii) la deuxième consiste à appliquer un effort de traction/compression sur le bras supérieur de la cornière. Ces deux types de montages permettent de balayer une partie importante des chargements multiaxiaux hors-plan pouvant être appliqués au matériau. De plus, pour chaque configuration d'essais, les dimensions des éprouvettes ont été adaptées (essentiellement la longueur du bras inférieur) pour obtenir dans le rayon des chargements multiaxiaux à rupture les plus différents possibles. Enfin, ces essais ont été réalisés sur des cornières stratifiées d'UDs d'empilement 100/0/0 pour valider le critère dans le plan (σ_{33} , τ_{13}) et d'empilement 50/25/25 pour valider le critère dans le plan (σ_{33} , τ_{23}).

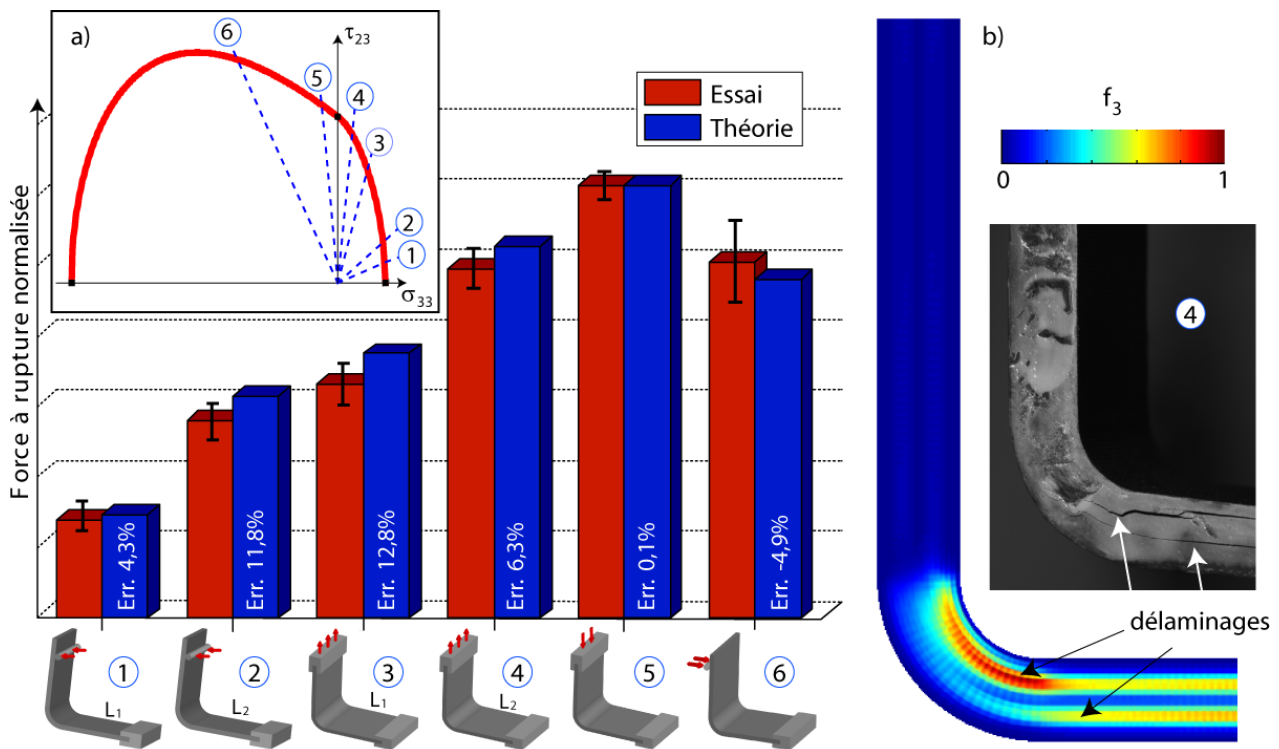


Figure 44 : a) Prédiction de la force à rupture de cornières 50/25/25 stratifiées soumises à différents chargements de dépliage / pliage en T700GC/M21 et b) prédiction de la localisation des délaminages dans une cornière 50/25/25 sous sollicitation de dépliage (configuration 4).

La Figure 44a présente les différentes configurations d'essais sur cornières 50/25/25 considérées, et les multiaxialités dans le plan des contraintes (σ_{33} , τ_{23}) rencontrées à rupture dans le rayon des cornières et les forces à rupture prévues par le modèle et mesurées expérimentalement. Le critère de rupture 3D, identifié à partir des essais présentés dans la section II. 3, permet de prévoir de manière satisfaisante la rupture de ce type de structure aussi bien en termes d'effort à rupture (Figure 44a) que de localisation des zones critiques d'amorçage du délaminage, comme illustré en Figure 44b.

Toutefois, ce type de comparaison essais /calculs exploite uniquement l'information sur les points rompus au sein de la cornière, ce qui ne représente qu'une faible capitalisation de l'information disponible. En effet, il est également extrêmement intéressant de reporter dans l'espace des contraintes hors-plan (σ_{33} , τ_{13} , τ_{23}), l'ensemble des points non rompus au sein de la cornière pour la force à rupture prévue par le modèle. Cette information très riche permet de valider la forme du critère de rupture et, ainsi, de justifier la pertinence des couplages introduits dans le modèle. La Figure 45 présente dans le plan des contraintes (σ_{33} , τ_{23}), les quelques états de contraintes multiaxiaux obtenus pour les points rompus aux forces à rupture expérimentales des cornières 50/25/25, mais également les multiples états de contraintes multiaxiaux obtenus pour les points non rompus dans les cornières. Ce type d'analyse d'essais sur structure permet de démontrer le renfort de la résistance apparente du matériau pour les chargements combinés de compression/cisaillement hors-plan.

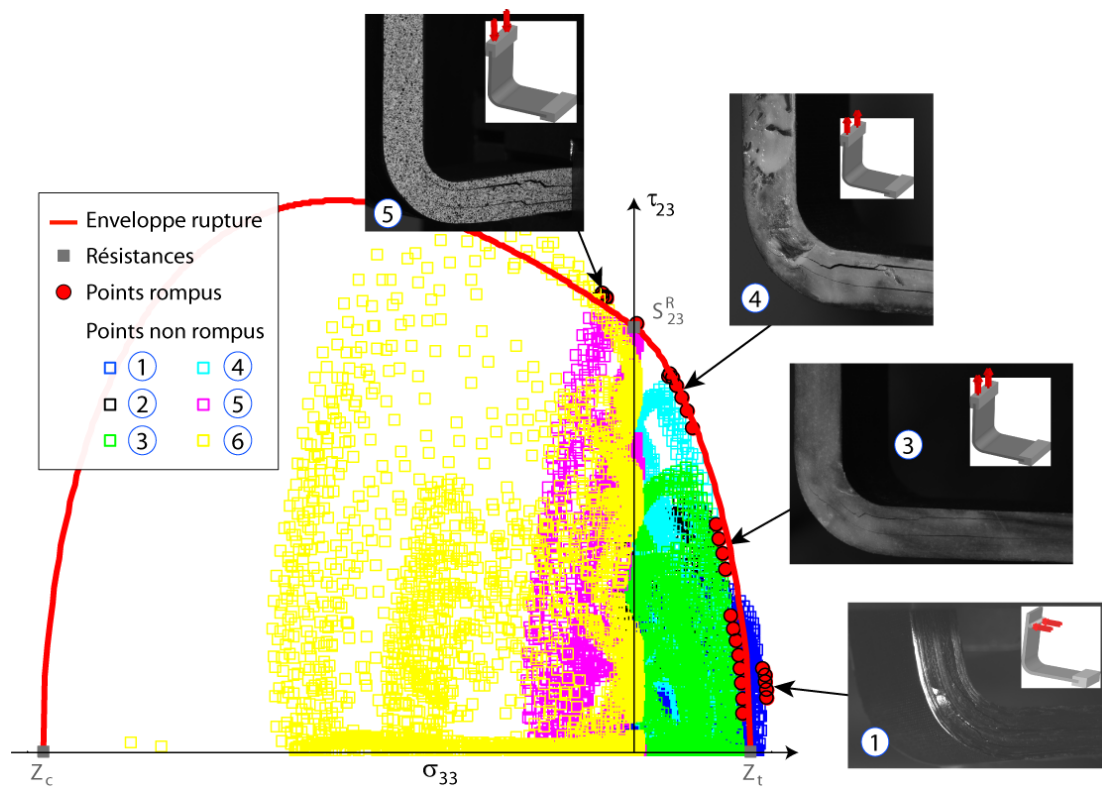


Figure 45 : Validation de l'enveloppe de rupture dans le plan des contraintes (σ_{33} , τ_{23}) par l'analyse des points rompus et non rompus à la charge à rupture expérimentale pour une cornière 50/25/25.

Cette démonstration est effectuée de façon faible, c'est-à-dire que le renfort apparent de la résistance pour les chargements combiné de compression/cisaillement est démontré, mais l'absence de point rompus dans cette portion de l'espace (la ruine des cornières dans cette configuration étant due à la rupture du pli extérieur en compression sens fibre) ne permet pas de valider de façon quantitative l'enveloppe de rupture. Le même constat a pu être effectué dans le plan des contraintes pour les cornières 100/0/0 permettant ainsi de valider le critère de rupture 3D proposé sur une large gamme de multiaxialités de chargement dans le plan (σ_{33} , τ_{13}).

On notera enfin que les temps de calcul par éléments finis obtenus avec le code Abaqus/standard sont de l'ordre de 30 minutes (compatibles avec les contraintes d'un bureau d'études), les différentes sources de non-linéarités matériau ayant été négligées étant donné les très faibles niveaux de contrainte dans le

plan atteints pour l'effort d'amorçage du délaminage. En effet, aucune fissuration transverse n'a été observée avant la rupture par délaminage. L'estimation du facteur de réserve obtenu par analyse du critère de rupture interfibre plan (reporté dans l'Eq. IV-4) en post-traitement des calculs permet de s'assurer de la pertinence de cette hypothèse.

Afin de valider le couplage introduit entre la fissuration transverse et l'amorçage du délaminage, la deuxième campagne d'essais a consisté à réaliser des essais de flexion 4 points et de dépliage sur cornières spécifiques au sein desquelles de la fissuration transverse avait été observée avant la ruine de la structure par délaminage. Ces cornières présentent des empilements désorientés, contenant un pourcentage important de plis à 90° (noté 10/40/50) ou de plis à 45° (noté 20/60/20) et des configurations géométriques particulières (distances importantes entre les rouleaux d'appuis). Le détail des essais et de la mesure des densités de fissures transverses pour chaque cornière a été donné dans la section II. 3. Il devient alors nécessaire de prendre en compte les différentes sources de non-linéarité matériau, et en particulier les contraintes résiduelles de cuisson, la viscosité de la matrice et enfin la fissuration transverse. La loi de comportement des plis est celle présentée en section IV. 3. 1. Les temps de calcul restent toutefois de l'ordre de quelques heures sur une machine de calcul dédiée, ce qui reste cohérent avec les recommandations d'un bureau d'études. Le couplage entre la fissuration transverse et le délaminage, présenté dans l'Eq. IV-7, a été identifié sur l'essai de flexion 4 points sur cornières fines désorientées 20/60/20 (12 plis).

La Figure 46 montre la nécessité d'introduire le couplage fissuration transverse/délaminage afin de reproduire le faciès de rupture observé expérimentalement. En effet, sans couplage, seule l'interface la plus sollicitée par les contraintes hors-plan rompt et induit la ruine de la structure. En revanche, en introduisant ce couplage, le délaminage est prévu tout d'abord entre les plis fissurés adjacents et, par report de charge, l'interface la plus sollicitée de manière hors-plan, cède. L'introduction de ce couplage permet donc de décrire de manière satisfaisante le scénario de rupture observé expérimentalement.

De plus, la Figure 46 montre que pour les cornières désorientées présentant un taux de fissuration transverse dans les plis proches du rayon interne relativement faible (empilements 10/40/50 et 20/60/20 de 20 plis en configuration 2, comme détaillé dans la section II. 3), l'introduction du couplage fissuration transverse / délaminage ne modifie que sensiblement la prévision de l'effort à rupture. En revanche, pour les configurations présentant un taux de fissuration transverse à rupture notable (pour les cornières fines 12 plis 10/40/50 et 20/60/20), l'introduction de ce couplage est une nécessité pour obtenir des prévisions conservatives de l'effort à rupture. Enfin, le modèle de rupture a également été appliqué aux cas de configurations de dépliage sur cornières stratifiées désorientées présentant de la fissuration transverse avant la rupture par délaminage. A nouveau, les efforts à rupture prévus sont en bon accord avec les résultats d'essais et la localisation de l'amorçage du délaminage entraînant la rupture est également capturée de manière satisfaisante.

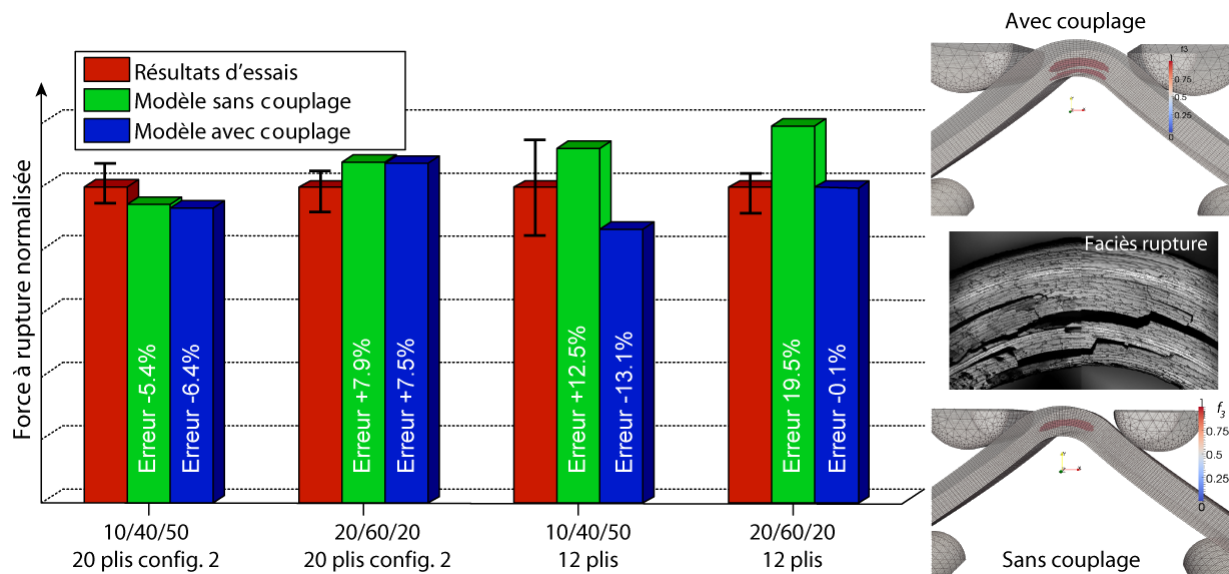


Figure 46 : Comparaison des forces à rupture, de cornières sous sollicitation de flexion 4 points, mesurées et prévues par le modèle avec (ou sans) prise en compte du couplage entre fissuration transverse et délaminage.

En conclusion, la ruine de cornières composites stratifiées sous sollicitations 3D complexes, est due à la propagation instantanée du délaminage au sein du rayon de ces structures. Aussi, un critère de rupture 3D décrivant notamment (i) le renfort de la résistance apparente pour des chargements combinés de compression / cisaillement hors-plan et le couplage existant (ii) entre la fissuration transverse et l'amorçage du délaminage a été proposé afin de prévoir la ruine de ces pièces et ce pour un large spectre d'empilements et de configurations d'essais (flexion 4 points, pliage, dépliage ...). La formulation de ce critère est relativement simple et chaque coefficient possède une signification physique claire, autorisant ainsi son utilisation dans un bureau d'étude. Ce modèle a été validé au travers d'essais sur cornières spécifiquement dimensionnées pour valider les points clés de ce critère de rupture. La validation du critère 3D, en particulier la justification du renfort en compression / cisaillement a pu être montrée par une exploitation alternative des résultats d'essais sur structures (analyse des points rompus mais également des points non rompus pour améliorer la capitalisation d'essais sur structures). De plus, la validation expérimentale du couplage fissuration transverse / délaminage, introduit dans ce modèle (comme dans d'autres [2]), constitue un point original de ce travail. Les différentes versions de ce modèle (avec ou sans prise en compte de la fissuration transverse) ont été transférées à Airbus sous forme de UMAT et ont été évaluées au sein du bureau des méthodes d'Airbus Group Avion sur des configurations d'essais de cornières réalisées par l'industriel.

V. Vers le dimensionnement de structures composites industrielles sous chargements réels

La production de pièces composites industrielles complexes, en série, ne peut être exempte de défauts soit initiaux, c'est-à-dire directement issus du procédé de fabrication, soit induits, notamment par la chute d'outils lors des phases de maintenances. Le dimensionnement de structures composites industrielles se doit donc de prendre en compte ces défauts initiaux ou induits et d'estimer leur nocivité sur la tenue de la pièce mais aussi sur sa durée de vie, en particulier pour les structures tournantes (aubes Fan, pale d'hélicoptère ...). Les modèles d'endommagement et de rupture présentés dans la section III ont été initialement construits pour décrire la réponse du matériau sain sous chargements quasi-statiques. L'objectif de cette section est de montrer l'apport de modèles matériaux avancés pour la prévision de la tenue et de la durée de vie de pièces en prenant en compte la réalité de la structure (contenant des défauts initiaux ou induits) et des chargements (statique et/ou fatigue).

V. 1. NOCIVITE DES DEFAUTS INITIAUX SUR MATERIAU STRATIFIE D'UDS

La question de l'acceptabilité d'une pièce composite présentant des défauts en sortie du procédé de fabrication est un point de première importance pour les industriels du domaine aéronautique. En effet, la tendance actuelle dans l'aéronautique consiste à produire des pièces composites « one shot » de dimensions de plus en plus importantes, comme la poutre ventrale de l'Airbus A350XWB d'une longueur de 16m par 4m de largeur. Lors de la phase de contrôle, la question de l'acceptabilité de telle pièce (dont le coût est très important) au sein de laquelle un défaut est détecté est essentielle d'un point de vue économique. Les critères d'acceptabilité sur des structures imposantes ne peuvent évidemment pas être abordés uniquement d'un point de vue expérimental étant donné le coût des structures. L'apport du « virtual testing » pour la gestion des effets des défauts répond donc clairement à un besoin industriel.

Dans le cadre du projet STRENGTH, financé par la DGAC et piloté par Airbus, une étude expérimentale et numérique a porté sur la nocivité des défauts d'ondulations des plis au sein du rayon de cornières composites en T700GC/M21 de grammage 268g/m². Les 18 premières cornières reçues dans le cadre du projet présentaient de très importantes ondulations dans le rayon induites par le procédé de fabrication. En effet, les cornières composites, fabriquées par un sous-traitant aéronautique, ont été drapées, dans un premier temps, sur un moule mâle et compactées simplement dans une poche à vide avant cuisson en autoclave. Deux stratifications désorientées de 20 plis ont été considérées à savoir un empilement $[45_2^\circ/90^\circ/-45_2^\circ/0^\circ/45^\circ/90^\circ/-45^\circ/0^\circ]_s$, noté 20/60/20 et un empilement $[90^\circ/45^\circ/90_2^\circ/-45^\circ/0^\circ/45^\circ/90_2^\circ/-45^\circ]_s$, noté 10/40/50. Les ondulations sont clairement fonction de l'empilement choisi et sont plus importantes pour l'empilement 20/60/20.

Une des difficultés de la thématique « effet des défauts » réside dans le fait qu'il est très difficile de réaliser de manière reproductible et donc maîtrisée des défauts non voulus. Ce point délicat n'a pas été traité dans cette étude, puisque des défauts « réalistes » non voulus et non maîtrisés étaient présents dans les éprouvettes. Un autre point dur réside dans la détectabilité des défauts au sein de la structure par des méthodes non destructives. Dans le cas présent, l'accès au chant des éprouvettes a fortement simplifié le problème, mais cette thématique nécessite clairement un lien étroit entre les aspects CND, la modélisation mécanique et la simulation des procédés.

La Figure 47 illustre la philosophie de prise en compte des défauts initiaux d'ondulation. Le chant des 18 éprouvettes non conformes a été poli et la géométrie des défauts a été étudiée de manière précise par analyse d'images. Après une analyse morphologique des différentes ondulations, il a été décidé d'approcher le défaut par une forme sinusoïdale, définie par l'angle θ_0 de la position centrale du défaut par rapport au plan moyen ($x=0$ sur la Figure 47) de la cornière, la largeur angulaire θ_n du défaut et enfin h la hauteur de l'ondulation du pli entre les deux interfaces. Comme illustré sur la Figure 47, ce type d'approximation très simple permet d'approcher de manière satisfaisante les défauts « réels » observés dans cette étude sur les différentes cornières. Ces trois paramètres sont identifiés sur les faces extérieures de la cornière (rayon interne et externe) et pour les interfaces entre les plis à 0° et les autres plis (interfaces facilement observables sur les photos). L'évolution des paramètres (θ_n , h) entre ces points de contrôle (face intérieure, interfaces des plis à 0° avec les autres orientations et face extérieure) est supposée linéaire. L'identification de la géométrie réelle des éprouvettes à partir des images du chant poli des éprouvettes est, à ce jour, manuelle et prend quelques minutes à l'aide d'un outil développé pour cette étude dans Matlab[®], comme illustré à l'étape 3 de la Figure 47. Par la suite, à partir de la connaissance de la géométrie des interfaces, il est possible de mailler les différents plis avec des éléments linéaires à base triangulaire. Une dernière étape consiste à bien orienter le repère matériau au sein des plis en prenant en compte l'ondulation locale.

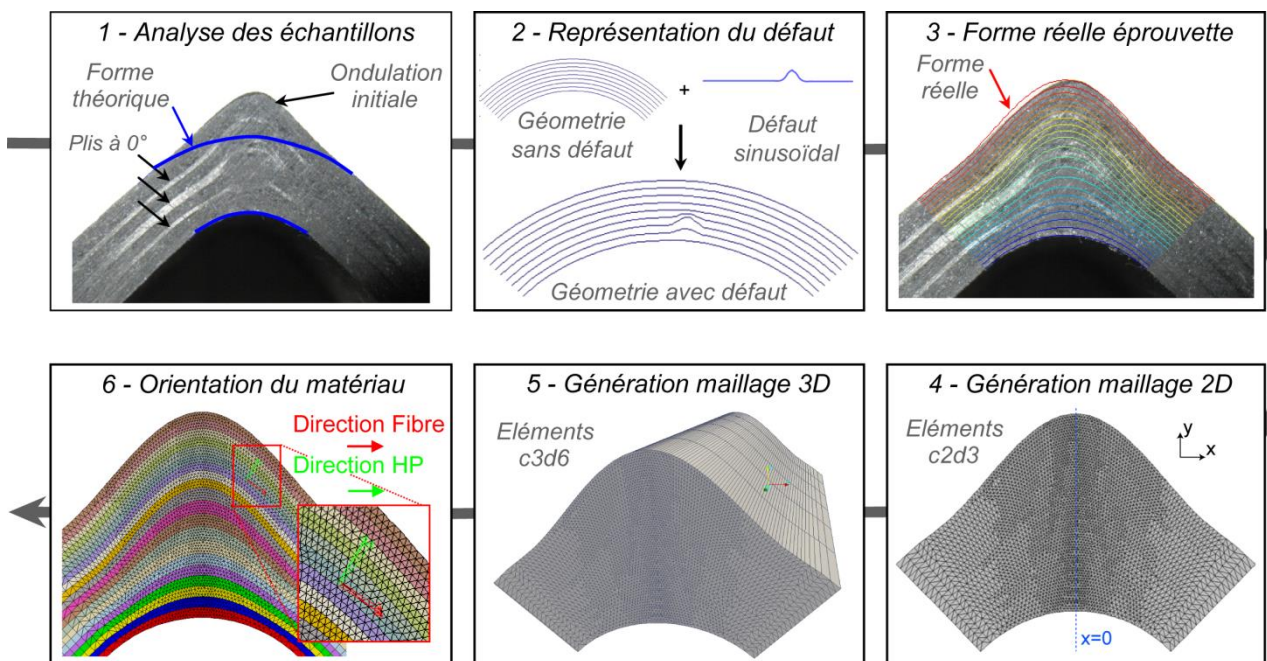


Figure 47 : Principe de la prise en compte des défauts initiaux d'ondulations dans une cornière composite.

Par la suite, l'introduction d'un contre moule femelle dans le rayon a permis d'assurer les tolérances géométriques requises et d'obtenir des éprouvettes conformes d'un point de vue géométrique. Afin d'étudier la nocivité des défauts au sein de cornières, 18 éprouvettes conformes d'un point de vue géométrique, ont été, par la suite, fabriquées et testées dans les mêmes configurations que les éprouvettes non conformes. Des essais de flexion 4 points et des essais de dépliage (deux configurations différentes) sur cornières stratifiées ont été réalisés.

Les essais de flexion 4 points sur les cornières avec les deux empilements ont été réalisés sur les éprouvettes conformes et non-conformes. Deux configurations d'essais ont été considérées avec des distances entre les rouleaux d'appuis différentes, à savoir pour la configuration 1 ($X_1=33\text{mm}$ et $X_2=67\text{mm}$) et pour la configuration 2 ($X_1=48\text{mm}$ et $X_2=82\text{mm}$). D'un point de vue expérimental, on constate une chute de l'effort à rupture notable due à la présence des défauts d'ondulation (-30% pour l'empilement 20/60/20 et -15% pour l'empilement 10/40/50). Les faciès de rupture observés sont notablement plus complexes que dans le cas des éprouvettes conformes abordées dans la section II. 3. La prévision de l'effort à rupture des éprouvettes saines a été effectuée avec le modèle simplifié, présenté dans la section IV. 3. 3, et permet de prévoir de manière satisfaisante la charge à rupture pour les deux empilements. Le même modèle matériau de rupture, avec la même identification, a par la suite été appliqué aux cas de cornières non-conformes en prenant en compte la géométrie réelle des éprouvettes. Les prévisions de la force à rupture sont en bon accord avec les forces à rupture mesurées sur les éprouvettes non-conformes d'empilement 20/60/20 mais également 10/40/50. Les faciès de rupture sont également bien reproduits par le modèle. L'ondulation des plis induit dans le rayon une contrainte de cisaillement hors-plan additionnel à celle de traction hors-plan, ce qui explique la chute de l'effort à rupture bien capturé par le critère de rupture 3D proposé. L'analyse des résultats de simulations par éléments finis permet de bien appréhender les causes de la chute de performances mécaniques de cornières composites sous sollicitation de flexion 4 points.

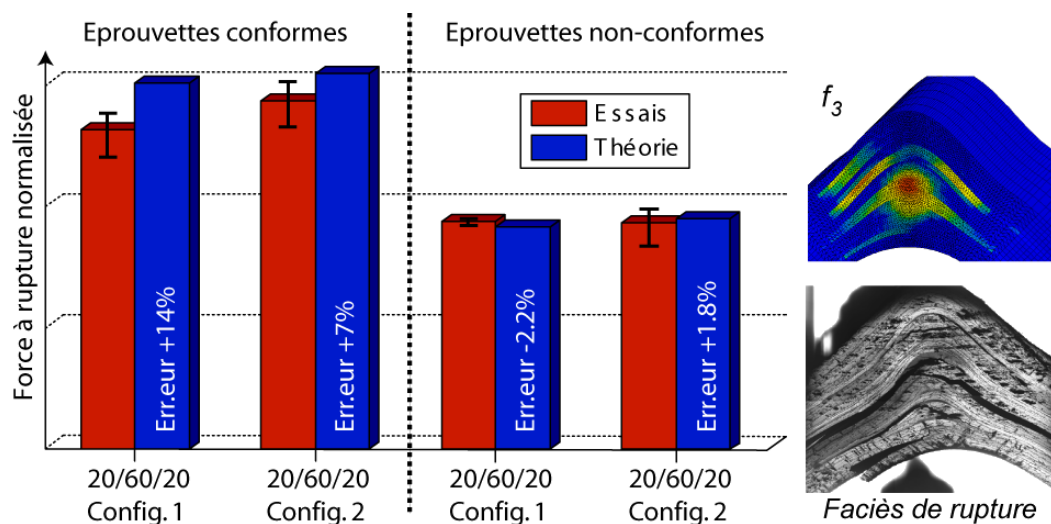


Figure 48 : Influence des défauts initiaux sur la tenue de cornières sous sollicitation de flexion 4 points.

Deux configurations d'essais de dépliage sur cornières ont également été testées et correspondent aux configurations notées 1 et 3 sur la Figure 44 pour obtenir des états de contraintes multiaxiaux dans le rayon et étudier l'influence des défauts d'ondulation. Comme précédemment, les défauts d'ondulation initiaux sont pris en compte de manière explicite dans le modèle par éléments finis. Le critère de rupture 3D simplifié est à nouveau utilisé pour les essais de dépliage. D'un point de vue expérimental, on constate une chute significative de l'effort à rupture due à la présence des défauts d'ondulation pour la configuration 3 de dépliage (-45% pour l'empilement 20/60/20 et -25% pour l'empilement 10/40/50). Bien que l'ondulation initiale soit faible dans les éprouvettes 10/40/50, l'effort chute de manière drastique (-25%) et montre bien la forte influence de ce type de défaut sur l'amorçage du délaminage.

La Figure 49 présente la comparaison des efforts à rupture pour les éprouvettes conformes et non-conformes d'empilement 10/40/50 et 20/60/20 pour le montage de dépliage en configuration 3. A nouveau, les prévisions du modèle sont en bon accord pour les efforts à rupture et les faciès de rupture sont relativement bien reproduits par les simulations par éléments finis. Les résultats sont similaires pour la configuration 1 de dépliage. La chute de l'effort à rupture est à nouveau due à la génération de cisaillement hors-plan additionnel dans le rayon ou en sortie de rayon. L'introduction du couplage traction/cisaillement dans le critère de rupture 3D permet de prévoir correctement la chute de performance mécanique.

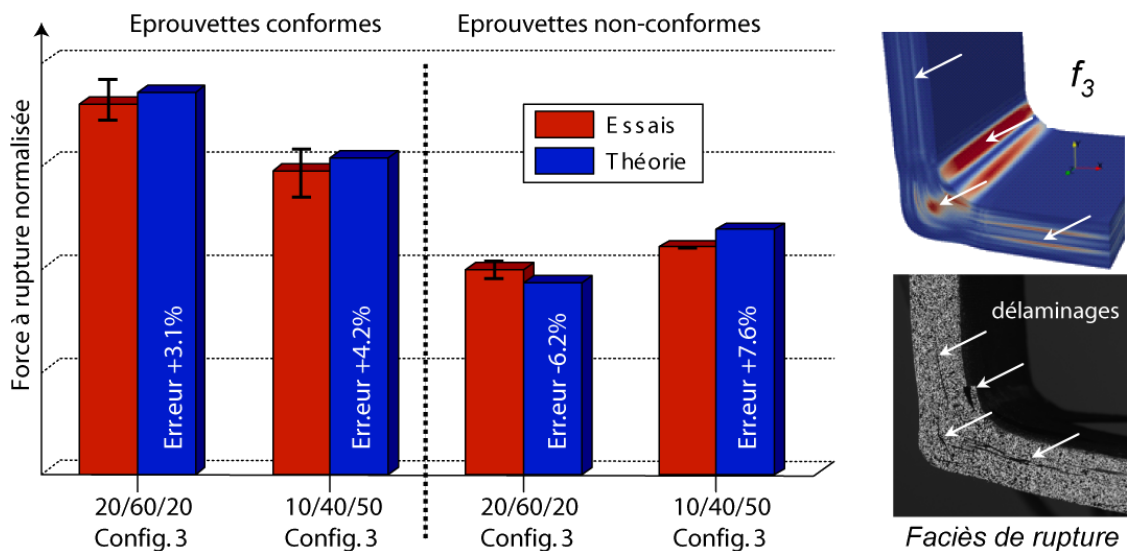


Figure 49 : Influence des défauts initiaux sur la tenue de cornières sous sollicitation de dépliage (configuration 3).

En conclusion, pour le cas de défauts initiaux de type ondulation de plis au sein de cornières composites, l'usage de modèles de rupture, reposant sur des bases physiques, combiné à une description géométrique des défauts, semble suffisant pour prévoir la chute de performances mécaniques de ce type de structures. L'ondulation des plis génère un cisaillement hors-plan additionnel qui explique la rupture prématurée des éprouvettes sous sollicitations de flexion 4 points ou de dépliage. L'explication de la chute de performance a pu être établie à l'aide des simulations par éléments finis. L'usage de modèles avancés de rupture peut donc permettre la génération « d'essais virtuels » avec défauts en complément de quelques essais sur structures présentant des défauts initiaux. L'usage de la modélisation autorise donc l'établissement de critères d'acceptabilité de pièces, qui ne soient pas forfaitaires, mais bien spécifiques à chaque pièce considérée. La diminution du taux de rebus, par une meilleure maîtrise des marges à rupture prenant en compte les défauts initiaux, constitue un enjeu économique majeur pour les industriels et l'apport des simulations avancées sur cette thématique me semble un point crucial.

V. 2. NOCIVITE DES DEFAUTS INDUITS PAR IMPACT SUR MATERIAU TISSE 3D A MATRICE ORGANIQUE

La nocivité de défauts induits, notamment par impact basse vitesse/basse énergie dû, par exemple, à la chute d'outils, au sein des structures composites constitue une problématique majeure dans l'industrie aéronautique et a donné lieu à de nombreuses études sur le sujet, en particulier pour les matériaux stratifiés d'UDs. En effet, de tels petits chocs sur ce type de structure peuvent conduire à l'apparition de larges délaminages entre les couches, sans générer pour autant de trace visible en surface, entraînant une chute significative des performances mécaniques en particulier en compression. Ce point a fait l'objet de nombreuses études tant sur le plan expérimental [22] que numérique [31,47,89] pour les composites stratifiés.

En revanche, il existe peu d'études sur la nocivité des défauts d'impact sur composite tissé 3D sur le plan expérimental [12,21] et aucune, à ma connaissance, sur le plan numérique, étant donné le récent développement de ces matériaux. Les matériaux composites tissés 3D présentent de meilleures propriétés hors-plan ainsi qu'une meilleure tolérance à l'impact que les matériaux stratifiés aéronautiques usuels. En effet, l'architecture tissée 3D de ces matériaux permet d'éviter l'apparition de grandes zones délaminées induisant une diminution importante des propriétés mécaniques, comme illustré dans la section II. 2. Toutefois, Il est nécessaire d'être en mesure de prévoir la nocivité des endommagements engendrés au sein de ces matériaux tissés 3D lors d'impacts basse vitesse / basse énergie sur les performances résiduelles de la structure. De plus, de par l'absence de larges délaminages au sein de la pièce impactée, le chargement de compression après impact n'est pas nécessairement le plus nocif pour les matériaux tissés 3D. Il convient donc de déterminer quel est le chargement le plus néfaste pour ces matériaux et l'usage de simulations permet donc d'éviter le recours à de larges campagnes expérimentales comme cela a été effectué par le passé pour les composites stratifiés d'UDs.

Par conséquent, la thèse d'Adrien Elias [27] a porté sur la proposition d'une méthodologie pour déterminer l'admissibilité des défauts induits par impact pour les structures composites tissées 3D CMO. Pour cela, une chaîne de calcul par éléments finis a été mise en place dans le code commercial par éléments finis Abaqus/standard. L'idée a consisté à simuler les essais d'impact par calculs par éléments finis avec le modèle ODM-CMO, présenté dans la section III. 3, afin de prévoir la distribution des différents endommagements au sein de la structure. Etant donné l'aspect diffus des endommagements observés et détaillés dans la section II. 2, l'utilisation du modèle ODM-CMO basé sur la mécanique de l'endommagement diffus semble justifiée pour les matériaux tissés 3D. Puis, dans un second temps, des essais de traction ou de compression après impact sont simulés en utilisant le même modèle et en utilisant l'état d'endommagement obtenu après impact comme état initial du matériau lors des essais statiques post-impact.

Les simulations d'impact basse vitesse / basse énergie ont été réalisées sur les deux montages d'impact disponibles à l'Onera, à savoir le montage à bride circulaire et le montage en appui simple sur rouleaux présenté dans la section II. 2 en Figure 13. Le modèle ODM-CMO a été implanté dans le code de calcul par éléments finis commercial Abaqus/standard, dans la version utilisant un solveur implicite, pour sa bonne gestion du contact et son efficacité. En effet, la durée des calculs d'impacts en dynamique implicite, avec le modèle ODM-CMO implanté directement dans le code Abaqus sous forme de UMAT, est de l'ordre de quelques heures (de 4h pour l'impact à 60J à 10h pour celui à 200J), rendant ainsi l'utilisation de ce type de modèle réaliste dans un bureau d'études. A l'aide des simulations par éléments finis, il a été montré que le mécanisme d'endommagement dissipant l'essentiel de l'énergie

lors d'un essai d'impact sur matériau tissé 3D correspondait aux décohésions inter-torons. Toutefois, la loi d'évolution liée aux endommagements hors-plan ne peut être identifiée que par méthode inverse à partir d'essais sur structures. Par conséquent, la loi d'évolution de la variable d'endommagement D_3 , en lien avec les décohésions inter-torons a été déterminée afin de décrire de manière satisfaisante le pic d'effort et l'énergie dissipée lors d'un essai d'impact à 150J, comme illustré sur la Figure 50. Les autres paramètres du modèle avaient déjà été identifiés à partir des essais sur éprouvettes élémentaires et trouées. Par la suite, pour déterminer les capacités prédictives du modèle ODM-CMO, les essais d'impact aux différentes énergies pour le montage encastré (60J, 100J et 200J) et pour le montage en appui simple (40J et 80J) ont été simulés et comparés avec succès aux résultats d'essais aussi bien en termes de pic d'effort que d'énergie dissipée. On notera que le temps de contact entre l'impacteur et la plaque tissée 3D est légèrement surestimé, mais reste en accord raisonnable avec les résultats d'essais.

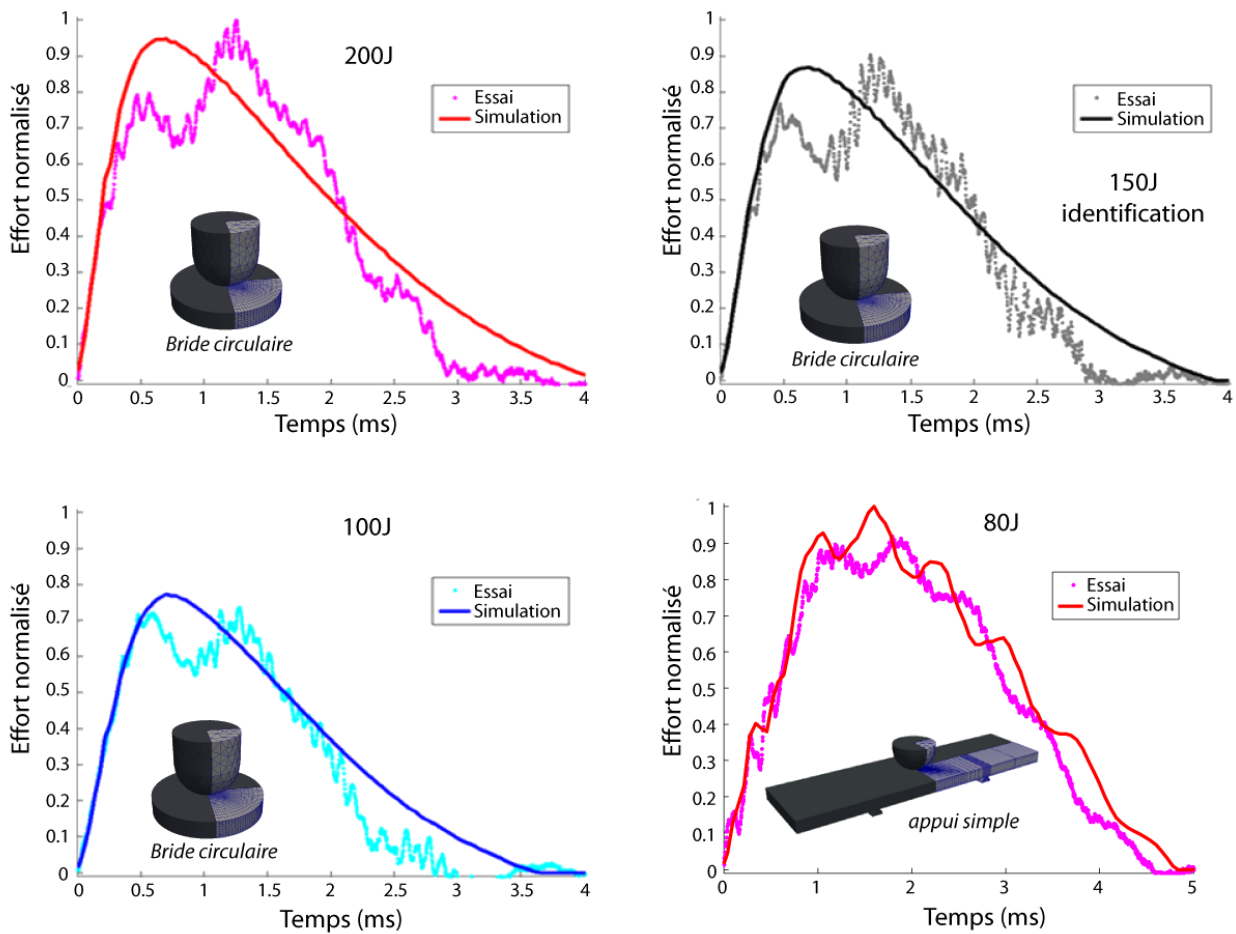


Figure 50 : Comparaison des courbes force/temps prévues avec le modèle ODM-CMO et mesurées avec le montage à bride circulaire pour différentes énergies d'impact.

Une comparaison entre l'aire endommagée prévue par le modèle et observée à partir d'une coupe micrographique est présentée sur la Figure 51a dans le cas d'une plaque impactée à 150J. Les endommagements hors-plan (fissures de cisaillement et décohésions inter-torons), représentés par la variable D_3 , présente un faciès typique en bon accord avec les observations expérimentales. On notera toutefois que la zone endommagée est légèrement surestimée mais est représentative des observations micrographiques et tomographiques. Aucun endommagement prévu ou observé n'est présent sous l'axe de l'impacteur en raison de l'influence bénéfique de la pression hydrostatique sur les seuils d'endommagement comme évoqué dans la section III. 1. De la fissuration matricielle est observée face

opposée à l'impacteur, due au chargement local de traction, et est également bien reproduite par le modèle ODM-CMO. Enfin, quelques ruptures de torons en traction face opposée à l'impact et peu de rupture de torons en compression proches de l'impacteur sont observées et relativement bien prévues. Ce type de comparaison a été effectué avec succès pour les différentes configurations d'essais d'impact (différents montages et différentes énergies).

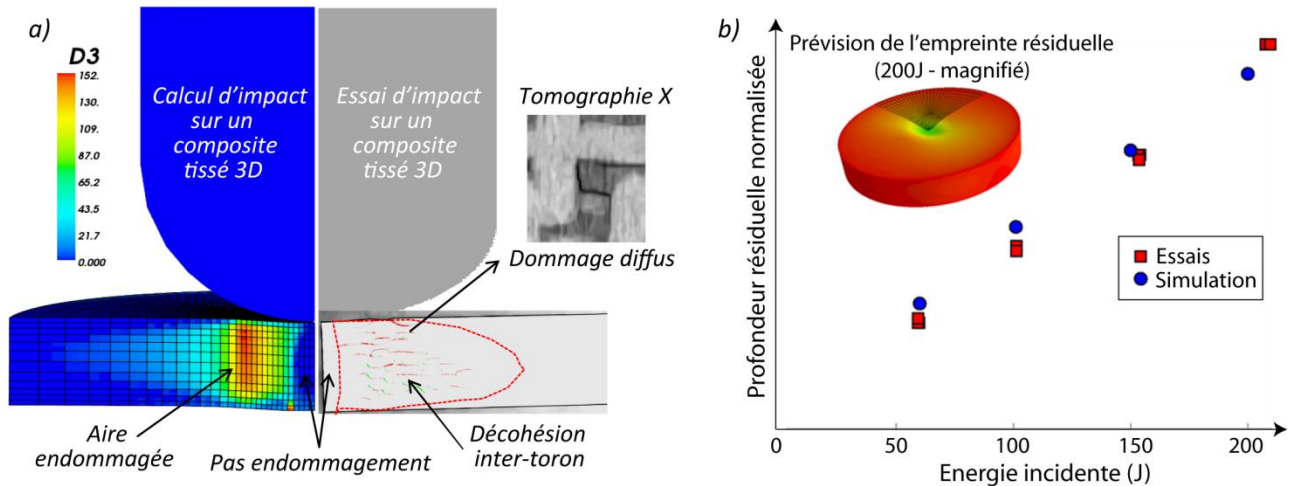


Figure 51 : Prédiction des endommagements au sein de matériaux composites tissés 3D après impact a) comparaison des faciès d'endommagement pour un impact à 150J et b) comparaison des profondeurs d'empreintes résiduelles prévues et mesurées par stéréo-corrélation d'images.

De plus, le modèle ODM-CMO permet de prévoir l'empreinte résiduelle de l'impacteur dans l'éprouvette. La comparaison de la profondeur d'empreinte résiduelle prévue par le modèle et mesurée par stéréo-corrélation d'images sont en bon accord comme montré en Figure 51b. Cette empreinte est essentiellement due, d'après le modèle ODM-CMO, aux déformations résiduelles dans le plan ($\underline{\epsilon}^r$) supposées dues au relâchement des contraintes résiduelles de fabrication par la création de fissurations matricielles. On notera que les paramètres liés aux déformations résiduelles planes ont été identifiés à partir d'essais incrémentaux de traction sur éprouvettes à 0° et 90° et que les prévisions de l'empreinte résiduelle ont été obtenues sans aucun recalage. Le modèle permet donc de prévoir de manière satisfaisante l'empreinte résiduelle de l'impacteur dans le matériau. Toutefois, une faible part de l'empreinte résiduelle est également due à la viscosité de la matrice qui se relaxe progressivement après l'impact (au maximum 10% de la profondeur de l'empreinte est relaxée pour l'impact avec le plus fort niveau d'énergie), ce qui a pu être mesuré expérimentalement en effectuant des mesures de profondeurs d'empreintes à différents temps après impact. Le modèle prend en compte la viscoélasticité de la matrice mais ne retranscrit pas de manière correcte la relaxation de l'empreinte résiduelle dans le temps. De plus, industriellement, des revêtements et des peintures sont usuellement placés sur la face exposée du matériau pouvant notablement modifier la détectabilité de l'empreinte résiduelle et nécessiterait donc la réalisation d'études complémentaires.

En conclusion, les comparaisons effectuées entre les prévisions du modèle ODM-CMO et les résultats expérimentaux ont permis de montrer la capacité du modèle à estimer à la fois des quantités globales (pic d'effort maximal) et locales (distribution spatiale de la fissuration et aire endommagée) tout en conservant un temps de calcul raisonnable. De plus, le modèle permet également de prévoir l'empreinte résiduelle après impact. Il est donc possible, pour les matériaux tissés 3D, de construire par simulations les relations entre l'énergie d'impact, l'aire endommagée et la profondeur d'impact, usuellement

obtenues à partir de campagnes d'essais onéreuses. On peut donc espérer, à présent, prévoir la nocivité des défauts d'impact sur les propriétés mécaniques d'un matériau tissé 3D.

Une chaîne de calcul, en deux étapes, a été mise en place au sein du code de calcul par éléments finis Abaqus/standard, comme illustré en Figure 52. Suite à la simulation d'impact, réalisée en dynamique implicite, une simulation statique de l'essai de traction ou de compression post-impact est réalisée. Les endommagements obtenus à la fin de la simulation d'impact sont utilisés comme état initial du matériau pour le calcul statique. L'utilisation d'un seul code de calcul et du même modèle ODM-CMO avec une identification similaire a simplifié notablement la mise en place de cette chaîne de calcul. Le calcul statique, piloté en déplacement, est mené ensuite jusqu'à l'effondrement de l'effort appliqué, considéré comme la force à rupture. L'essai de Compression Après Impact (CAI), usuellement étudié pour les matériaux stratifiés d'UDs impactés, a été considéré dans la direction chaîne du matériau. Cet essai est, pour les stratifiés d'UDs, le plus nocif en raison des larges délaminages présents dans ces matériaux, qui induisent des cloquages locaux entraînant la ruine prématurée de la structure sous sollicitation de compression. Toutefois, pour les matériaux tissés 3D, les endommagements générés par impact sont relativement diffus, et le chargement de compression après impact n'est pas nécessairement le plus nocif. Aussi, dans le cadre de cette thèse, des essais de traction après impact dans la direction chaîne ont été menés et simulés avec la chaîne de calcul. Toutes les éprouvettes testées en traction ou en compression ont été préalablement impactées avec le montage en appui simple. L'ensemble des essais post-impact a été réalisé, à l'Onera, par Pascal Paulmier, sur une machine hydraulique de capacité maximale 500kN avec mors hydrauliques. Les dimensions des éprouvettes impactées et testées en traction sont différentes de celles en compression, étant donné la capacité de la machine d'essai. Seules les largeurs ont été modifiées : 50mm pour les éprouvettes impactées testées en traction et 70mm pour les éprouvettes impactées testées en compression.

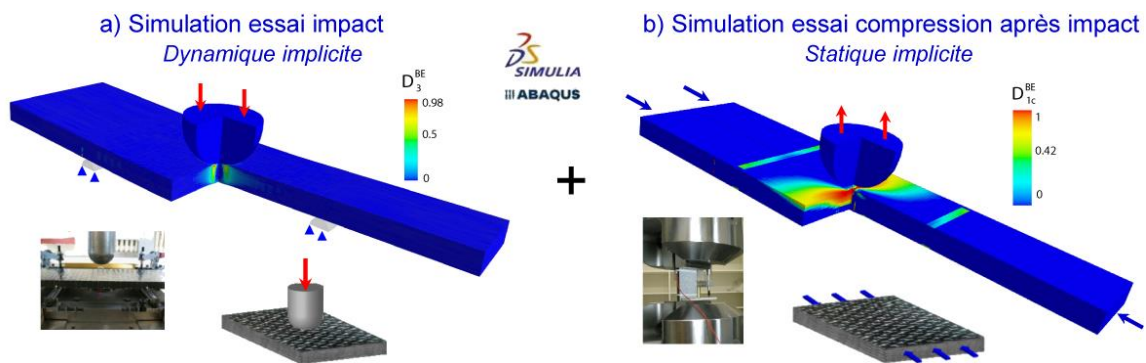


Figure 52 : Principe de la chaîne de calcul mise en place pour prévoir la nocivité des défauts induits par impact.

Les essais de compression après impact ont été simulés avec le modèle ODM-CMO, ce qui a permis d'expliquer un certain nombre de constats expérimentaux. Tout d'abord, la raideur globale des éprouvettes impactées sous sollicitation de compression est peu sensible à l'énergie d'impact (seulement 5% pour un impact à 80J) car les fissures matricielles, générées lors de l'impact et perpendiculaires à l'axe de sollicitation, se referment lors de l'effort de compression. L'aspect unilatéral de l'endommagement étant pris en compte dans le modèle ODM-CMO, les prévisions de l'évolution de la raideur sont en bon accord avec les données expérimentales. Durant les essais de compression après impact, une flexion additionnelle, mesurée par stéréo-corrélation d'images numériques pour les plus hauts niveaux d'énergies d'impact, est bien reproduite par les simulations EF, en raison de la dissymétrisation de l'éprouvette liée au gradient d'endommagements dans l'épaisseur du matériau.

Enfin, la rupture des éprouvettes impactées puis sollicitées en compression est due à la rupture des torons en compression par kinking, comme illustré en Figure 53a. La rupture s'amorce dans les torons pré-endommagés en compression, face impactée, puis se propage d'abord dans la largeur, par la présence d'une flexion additionnelle puis dans l'épaisseur, entraînant la ruine de l'éprouvette. Pour les faibles niveaux d'énergies d'impact (jusqu'à 50J) représentatifs de la chute d'un outil, le modèle ODM-CMO permet de prévoir de manière satisfaisante l'évolution de la résistance résiduelle de compression comme illustré en Figure 53b. En revanche, pour les forts niveaux d'énergie, la chute de la résistance en compression résiduelle expérimentale devient plus importante que les prévisions. Cet écart est probablement dû aux couplages entre les décohésions inter-torons et la rupture des torons par kinking qui n'ont pas été pris en compte explicitement dans le modèle. Ce point fait clairement partie des améliorations à apporter au modèle.

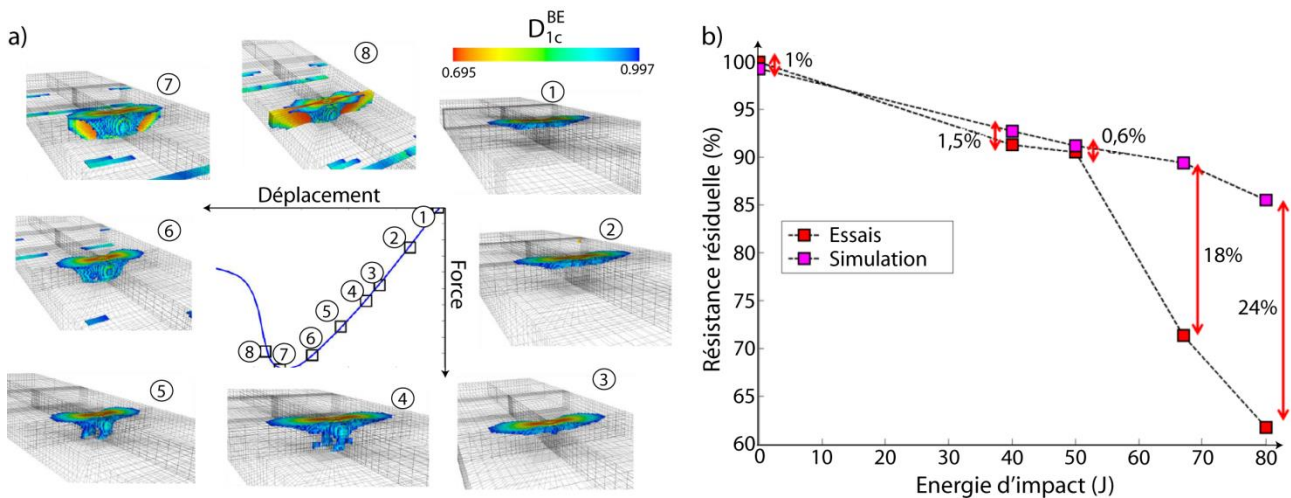


Figure 53 : a) Evolution des ruptures de torons en compression lors d'un essai de compression au sein d'un quart de plaque impactée à 80J et b) comparaison des résistances résiduelles en compression sens chaîne prévues et mesurées après impact pour différents niveaux d'énergie d'impact.

Concernant les essais de traction après impact, la raideur résiduelle diminue clairement en fonction de l'énergie d'impact (-25% après un impact à 80J) due à la présence des endommagements générés lors de la phase d'impact. Le modèle ODM-CMO permet de décrire de manière tout à fait satisfaisante la chute de raideur initiale des éprouvettes impactées. La ruine des éprouvettes est due à la rupture des torons de chaîne en traction, comme illustré en Figure 54a. Quelques ruptures de torons en traction face opposée à l'impact ont été prévues et observées après impact. Ces ruptures ne se propagent quasiment pas durant l'essai de traction jusqu'à 90% de la charge à rupture où un emballement des ruptures de fibres induit la ruine finale de l'éprouvette. Les prévisions de l'effort à rupture sont en bon accord avec les résultats d'essais avec une erreur aux alentours de 10%, comme montré en Figure 54b. On constate que cette erreur se stabilise aux alentours de 10% à partir de 50J (même pour les hauts niveaux d'énergie), ce qui semble montrer que le modèle ODM-CMO reproduit bien le scénario de rupture des éprouvettes pré-impactées sous sollicitation de traction. Toutefois, un couplage entre la fissuration matricielle et les ruptures de torons en traction pourrait permettre d'améliorer les prévisions, même si l'introduction de ce couplage semble moins critique qu'en compression.

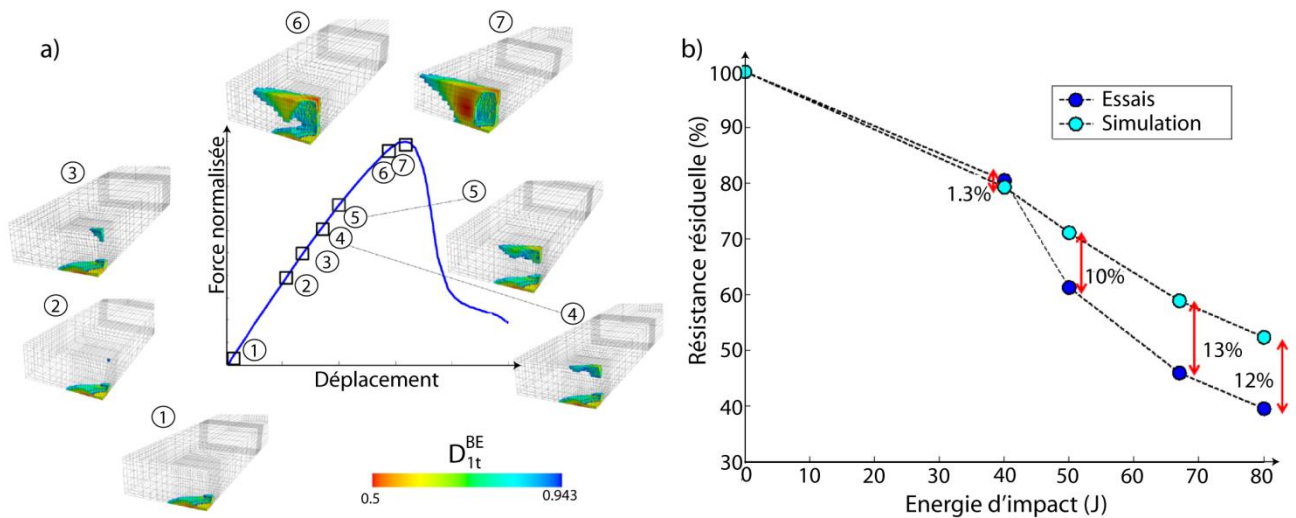


Figure 54 : a) Evolution des ruptures de torons en traction lors d'un essai de traction au sein d'un quart de plaque impactée à 40J et b) comparaison des résistances résiduelles en traction sens chaîne prévues et mesurées après impact pour différents niveaux d'énergie d'impact.

Il convient toutefois de nuancer les conclusions proposées, car la prévision des performances résiduelles d'un point de vue quantitatif (prévision du pic d'effort) est en lien étroit avec la méthode de régularisation utilisée (ici la méthode par effet retard). La robustesse des prévisions pour d'autres configurations d'impact (géométrie ou niveaux d'énergies) n'est pas assurée. Toutefois, le point important réside dans la capacité du modèle ODM-CMO à bien décrire les scénarii de rupture des éprouvettes impactées sous sollicitation de traction ou de compression (pour les niveaux d'énergies représentatifs d'une chute d'outils) et à prévoir la différence de nocivité des dommages induits par impact lors d'un chargement en traction ou en compression. Le modèle ODM-CMO est donc capable de déterminer numériquement quels sont les chargements les plus nocifs pour un matériau tissé 3D, évitant ainsi la réalisation de campagnes expérimentales onéreuses comme ce fut le cas pour les matériaux stratifiés par le passé.

En conclusion, une méthodologie de prévision de la nocivité de défauts induits par impact pour les matériaux tissés 3D a été proposée. Cette dernière consiste en la mise en place d'une chaîne de calcul dans le code de calcul commercial Abaqus/standard implicite en deux étapes : (i) simulation en dynamique implicite de l'essai d'impact sur matériau tissé 3D puis (ii) simulation du chargement statique post-impact pour prévoir les performances (rigidités et résistances) de la structure. Le modèle ODM-CMO est utilisé pour simuler la réponse du matériau lors des deux étapes de calcul. Les premières comparaisons aux résultats d'essais disponibles sont tout à fait prometteuses et montrent que le modèle est apte à décrire les scénarii de ruine d'une structure préalablement impactée et à déterminer quels sont les chargements les plus nocifs pour ce matériau présentant une architecture spécifique.

Toutefois, de nombreux points restent à explorer pour améliorer la qualité des prévisions. Une piste d'amélioration, en lien avec les aspects modélisation, réside dans l'introduction de couplages entre les endommagements matriciels et les ruptures de torons, et ce en particulier pour la rupture des torons en compression par kinking qui est intimement liée au mécanisme de décohésion inter-torons, comme constaté expérimentalement dans la section II. 2.

Enfin, une réflexion sur l'identification des paramètres du modèle sous chargement statique et sous chargement dynamique doit encore être menée. Dans le cadre du Projet de Recherche Fédérateur Transition Statique/Dynamique¹⁷, j'ai été amené à collaborer avec le département DADS à l'Onera Lille spécialiste des sollicitations dynamiques appliquées aux structures. L'extension des modèles d'endommagement et de rupture développés pour les chargements quasi-statiques au cas de chargements dynamiques rapides répond aussi aux demandes des partenaires industriels de l'Onera. Dans le cadre de la thèse de Julien Berthe [9,10], le modèle viscoélastique développé pour prévoir le comportement de stratifiés d'UDs sous chargement de fluage ou de relaxation a été étendu au cas de chargements dynamiques et a pu être validé expérimentalement par des essais couvrant une large gamme de vitesse. De plus, en collaboration avec Snecma, j'ai régulièrement des échanges avec les ingénieurs des bureaux d'études concernant les adaptations des modèles ODMs au cas de la dynamique rapide. Dans le cadre du PRC Composites, je collabore actuellement avec Nicolas Tran¹⁸ pour l'extension du modèle ODM-CMO aux cas de chargements dynamiques et en particulier concernant les aspects viscoélastiques. Il convient toutefois de noter que la réalisation de simulations en dynamique rapide avec un code explicite nécessite une culture particulière et un savoir-faire important. Aussi, cette thématique ne pourra être abordée de manière efficace qu'au travers de collaborations étroites entre entités spécialistes des aspects dynamiques et notamment l'Onera Lille et le département composite de l'Onera dont je fais partie, maîtrisant les aspects modélisation des mécanismes d'endommagement et de rupture des matériaux composites.

¹⁷ *Le Projet de Recherche Fédérateur (PRF) Transition Statique / Dynamique est un projet interne Onera d'une durée de 4 ans (2010-2013) piloté par J. Rannou, portant sur la compréhension et la modélisation des mécanismes d'endommagement et de rupture intervenant dans un très large éventail de sollicitations allant du statique à la dynamique rapide en passant par des régimes intermédiaires potentiellement localisés en espace et en temps.*

¹⁸ *Thèse de doctorat de l'Ecole Centrale de Lille de N. Tran, financée par une bourse CIFRE Snecma, intitulée Caractérisation du comportement mécanique (visco)-élastique des matériaux composites tissés 3D sous sollicitations dynamiques, 2013-2016. Je collabore avec N. Tran notamment sur les aspects extension du modèle ODM-CMO aux cas de chargements dynamiques.*

V. 3. PREVISION DE LA TENUE DE STRUCTURES TISSEES 3D SOUS CHARGEMENT DE FATIGUE

Le dimensionnement de structures tournantes ; telles que les hélices de l'A400M fabriquées par Ratier-Figeac, les aubes Fan du futur moteur Leap fabriquées par Snecma ou les pales d'éoliennes ou d'hélicoptères ; est aujourd'hui essentiellement effectué au travers de l'analyse d'essais de fatigue, la tenue de ce type de pièce pour un chargement statique ultime ne constituant pas un cas critique. Dans le cas du moteur Leap, qui équipera des avions civils tels que l'A320Néo, les durées de vie envisagées des pièces composites tissées 3D sont très longues et seront donc constituées d'un très grand nombre de cycles (plusieurs centaines de millions de cycles) pour répondre aux spécifications des compagnies aériennes. Il existe donc un fort besoin industriel concernant l'usage de méthodes de calcul en fatigue spécifiques aux matériaux composites.

La thèse menée à l'UTC Compiègne par Joseph Henry [40] s'est attelée à la compréhension des mécanismes d'endommagement en fatigue au travers d'essais multi-instrumentés sur un matériau tissé 3D à matrice organique. En parallèle, la thèse de Carole Rakotoarisoa¹⁹ a porté sur l'extension du modèle ODM-CMO au cas de chargement de fatigue mécanique. On notera que les aspects physico-chimiques n'ont pas été considérés dans ces travaux, mais ont été traités de manière complémentaire au laboratoire Pprime dans le cadre du PRC Composites.

Suite à l'analyse des mécanismes d'endommagement et de rupture intervenant au sein des matériaux tissés 3D sous sollicitations statique [92] et de fatigue [40], il a été constaté que les mécanismes d'endommagement (fissuration matricielle, décohésion inter-toron) et de rupture (rupture des torons en traction) étaient les mêmes pour les deux types de sollicitation mécanique. De plus, il a été supposé que les effets sur le comportement des différents types d'endommagement étaient similaires pour des chargements statiques ou de fatigue. La différence principale constatée entre les endommagements générés sous chargement statique ou sous chargement de fatigue réside dans leurs lois d'évolution. Aussi, le modèle ODM-CMO a uniquement été enrichi au niveau de la loi d'évolution des méso-endommagements matriciels ($i=1,2$) en supposant que l'endommagement présent dans le matériau correspondait à la somme des endommagements créés lors de la phase de mise en charge statique et des endommagements générés durant le chargement cyclique, comme illustré sur l'Eq. V-1.

$$d_i^{Total} = d_i^{Statique} + d_i^{Fatigue} \quad \text{pour } i = \{1, 2\} \quad (\text{V-1})$$

La loi d'évolution des endommagements générés lors de la montée en charge statique a été présentée dans la section III. 3. 2. On notera que l'endommagement statique contient également la contribution du fluage, due à la viscoélasticité de la matrice, qui peut être non négligeable en particulier pour des essais de fatigue hors-axe à 45°. L'originalité de ce travail réside dans la proposition de la loi de cumul de l'endommagement matriciel en fatigue cyclique qui est détaillée dans l'Eq. V-2.

¹⁹ La thèse de Carole Rakotoarisoa, intitulée « Prévion de la durée de vie en fatigue des composites à matrice organique tissés interlock », financée par une bourse CIFRE Snecma, a été soutenue le 6 Septembre 2013 et a eu pour directeur de thèse Zobeir Aboura à l'UTC Compiègne. J'ai co-encadré cette thèse à l'Onera avec Jean-François Maire et avec Loïc Olivier pour Snecma.

$$\frac{dd_i^{Fatigue}}{dN} = (d_{ci}^{Fatigue} - d_i^{Total})^{\gamma_i} \left(\frac{(1 - R_y^i)^{\beta_i} y_i^{\max} - y_{0i}^{Fatigue}}{y_{ci}^{Fatigue}} \right)^{\delta_i} \quad (V-2)$$

$$\text{avec } R_y^i = \begin{cases} \frac{y_i^{\min}}{y_i^{\max}} & \text{si } y_i^{\max} > 0 \\ 0 & \text{si } y_i^{\max} = 0 \end{cases} \quad (V-3)$$

Plusieurs points remarquables sont à noter dans la loi d'évolution en fatigue proposée dans l'Eq. V-2 :

- Tout d'abord, lorsque la variable d'endommagement s'approche de la valeur de saturation ($d_{ci}^{Fatigue}$), généralement observée au cours d'essais de fatigue, l'évolution de cette variable ralentit jusqu'à tendre asymptotiquement vers cette valeur limite. Dans ce travail, il a été supposé que la saturation du dommage était la même lors d'un essai statique ou d'un essai de fatigue et qu'il existait une asymptote unique, indépendante du chargement (probablement en lien avec l'architecture du matériau).
- L'effet du rapport de charge est pris en compte au travers du rapport des forces motrices de l'endommagement matriciel (R_y^i) évoluant entre 0 et 1 (les forces motrices étant des fonctions quadratiques des parties positives des déformations mécaniques). Ce choix, déjà effectué par d'autres auteurs [46], permet de considérer l'effet du rapport de charge pour des chargements multiaxiaux au travers de variables scalaires en lien direct avec les différents endommagements considérés. Un chargement de fluage correspond à ($R_y^i = 1$), et dans ce cas, la loi de fatigue n'apporte aucune contribution à l'évolution de l'endommagement plan. Il est important de noter que pour des rapports de charges en contrainte négatifs $R_\sigma < 0$, le rapport des forces motrices R_y^i correspondant est toujours nul, car il dépend de la partie positive des déformations mécaniques, les chargements de compression dans le plan étant considérés comme non endommageant pour cette étude.
- L'effet du chargement maximal est considéré ici comme le phénomène le plus influant en fatigue. Le chargement maximal est représenté par (y_i^{\max}) qui correspond à la force motrice maximale enregistrée au cours du chargement cyclique, et le seuil de fatigue ($y_{0i}^{Fatigue}$) qui conditionne l'apparition d'endommagement sous chargement cyclique. Les observations expérimentales [40] permettent de préciser que ce seuil de fatigue doit être choisi de façon à autoriser l'apparition d'endommagement en fatigue pour de faibles valeurs de contrainte, même si aucune fissuration matricielle (mésoscopique) n'a été observée lors de la première montée en charge. Ce seuil d'endommagement en fatigue peut-être vu d'une certaine manière comme la limite d'endurance du matériau.

Les paramètres ($\gamma_i, \beta_i, \delta_i$) sont des coefficients matériaux à identifier à partir de l'évolution de la rigidité effective durant les essais de fatigue à différents niveaux de contrainte maximale et différents rapports de charge.

D'un point de vue pratique, la première montée en charge (de la contrainte nulle à la contrainte moyenne), est effectuée à l'aide de la version statique du modèle ODM-CMO, ainsi qu'un premier cycle complet en partant de cette contrainte moyenne. Les valeurs des forces motrices à σ_{\min} et σ_{\max} sont enregistrées et permettent de calculer le rapport de charge des forces motrices. La résolution de l'Eq. V-2 est analytique en supposant les paramètres (y_i^{\max}, R_y^i) constants durant un bloc de cycles ΔN . Toutefois, l'endommagement évolue durant ce bloc de cycles et, dans le cas d'un pilotage de l'essai en contrainte (ce qui est usuellement effectué), la déformation maximale atteinte lors d'un cycle augmente, induisant donc une augmentation de la force motrice maximale y_i^{\max} . De plus, le rapport de charge peut également évoluer durant ce bloc de cycles, en raison d'une modification de la multiaxialité des déformations, particulièrement importante pour les essais de fatigue hors-axe. Par conséquent, la méthode de résolution proposée n'est valable que si durant le bloc de cycles ΔN , les endommagements évoluent peu. A la fin d'un bloc de cycles, il convient de simuler à nouveau un cycle de chargement complet avec le modèle statique pour réactualiser les valeurs des forces motrices. La procédure de calcul a été optimisée en faisant évoluer le nombre de cycles par bloc de cycles durant un essai de fatigue, en fonction de l'évolution de l'endommagement durant le bloc de cycles précédent. Ainsi, le nombre de cycles par bloc de cycles est faible lors des premiers cycles lorsque l'endommagement évolue notablement, puis le nombre de cycles par bloc augmente de façon importante lorsque l'endommagement évolue peu et re-diminue, peu de cycles avant la rupture. Un des intérêts de cette méthode de calcul est qu'elle est transférable dans un code de calcul par éléments finis pour prévoir la durée de vie d'une pièce composite. Ce point sera détaillé à la fin de cette section.

Concernant la rupture de l'éprouvette, cette dernière est effectuée par rupture des torons (uniquement en traction dans le cadre de cette étude). Les efforts initialement supportés par la matrice sont à présent reportés sur les torons de fibres qui se retrouvent ainsi surchargés au fur et à mesure de l'apparition d'endommagement matriciel. La prise en compte de ce report de charge sur les torons de fibres est effectuée en introduisant un couplage entre les forces motrices des ruptures de torons en traction et les méso-endommagements matriciels, comme illustré dans l'Eq. V-4.

$$\text{avec } y_i^f = \frac{1}{2} \left(1 + \sum_i \alpha_i d_i^{\text{Total}} \right) C_{ii}^0 \langle \varepsilon_i \rangle_+^2 \text{ pour } i = \{1, 2\} \quad (\text{V-4})$$

où (α_1, α_2) sont des coefficients matériaux à identifier à partir d'essais statiques et de fatigue. La prévision de la rupture des torons est effectuée à l'aide de l'Eq. III-32 présentée dans la section III. 3. 3. Pour les éprouvettes lisses sous sollicitation de fatigue mécanique, la rupture est due à la première rupture de torons. Aussi, dès qu'une des forces motrices de rupture de torons est supérieure à la force motrice seuil, l'éprouvette est supposée rompue et le calcul est arrêté. Il est important de noter que la procédure d'identification du modèle est plus complexe que précédemment. En effet, l'identification des seuils de rupture des torons et les coefficients de couplage nécessitent la réalisation d'un essai statique à rupture et d'un essai de fatigue à rupture dans les directions chaîne et trame. Un outil de calcul sous Matlab[®] pour prévoir la durée de vie d'éprouvettes lisses tissées 3D a été mis en place dans le cadre de cette thèse.

Une fois l'identification des différents paramètres du modèle effectuée, le modèle a été appliqué et comparé aux résultats d'essais fournis par Snecma et l'UTC Compiègne, non utilisés lors de la phase d'identification. La Figure 55 présente respectivement la comparaison entre l'évolution de la rigidité prévue par le modèle ODM-CMO et les mesures prises lors d'un essai de fatigue sens chaîne à 60% de

la charge à rupture ou d'un essai de fatigue sens trame à 55% de la charge à rupture, avec un rapport de charge $R_\sigma=0,05$ et une fréquence à 2Hz. Malgré la dispersion expérimentale (en particulier sens trame), les prévisions d'évolution des modules sens chaîne et trame lors d'essais de fatigue, non utilisés lors de l'identification, sont en bon accord avec les mesures disponibles. On notera que les niveaux d'endommagements atteints lors des essais de fatigue sont nettement supérieurs à ceux atteints lors des essais statiques et que l'on tend vers la saturation de l'endommagement.

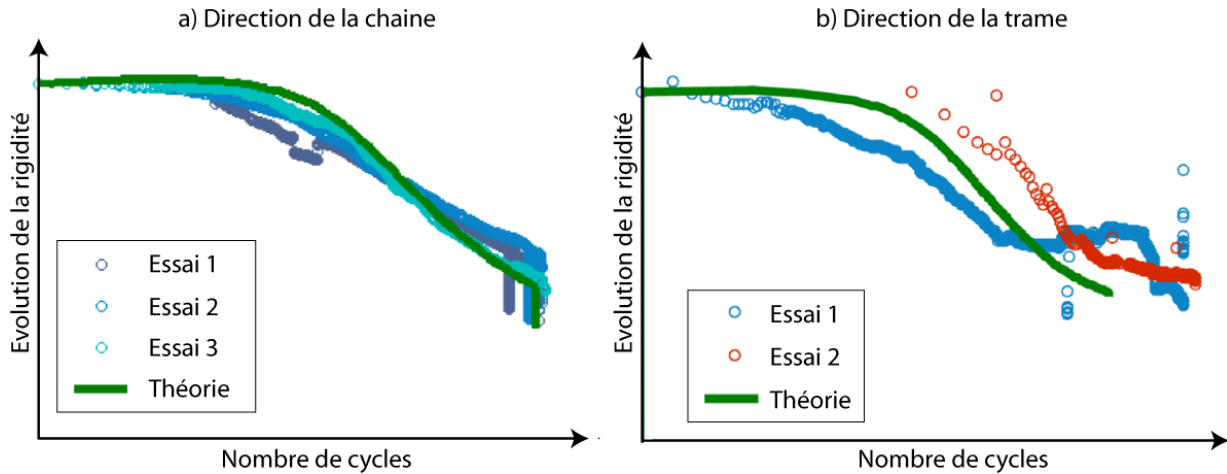


Figure 55 : Evolution de la rigidité d'un matériau tissé 3D sous chargement de fatigue cyclique jusqu'à rupture prévue par le modèle ODM-CMO et mesurée dans les directions a) chaîne et b) trame.

Concernant la prévision de la durée de vie, les seuils de rupture des torons et les coefficients de couplages endommagement/rupture sont identifiés à partir d'un essai statique à rupture et un essai de fatigue sens chaîne, référencés sur la Figure 56. Un certain nombre d'essais de fatigue menés à rupture avec un rapport de charge $R_\sigma=0,05$ et une fréquence à 2Hz ont été fournis par Snecma sens chaîne et sens trame. La Figure 56 présente la comparaison de la courbe de Wöhler sens chaîne prévue par le modèle ODM-CMO avec les résultats d'essais disponibles.

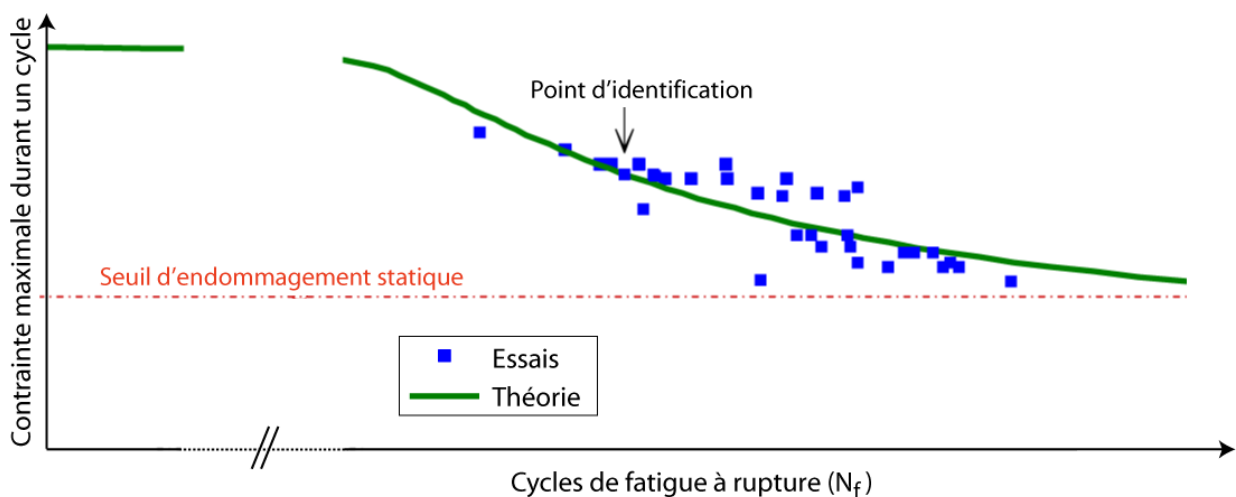


Figure 56 : Comparaison de la courbe de Wöhler prévue par la modèle ODM-CMO avec les essais disponibles dans la direction chaîne.

La Figure 57 présente la comparaison de la courbe de Wöhler sens trame prévue par le modèle ODM-CMO avec les résultats d'essais. Pour les deux directions matériau, les prévisions du modèle sont en bon accord avec les résultats d'essais. Dans la direction trame, on notera que le seuil d'endommagement de fatigue ($y_{0i}^{Fatigue}$) est inférieur au seuil d'endommagement statique (y_{0i}), ce qui a été constaté à l'aide d'essais de fatigue multi-instrumentés [40] à faibles niveaux de contraintes.

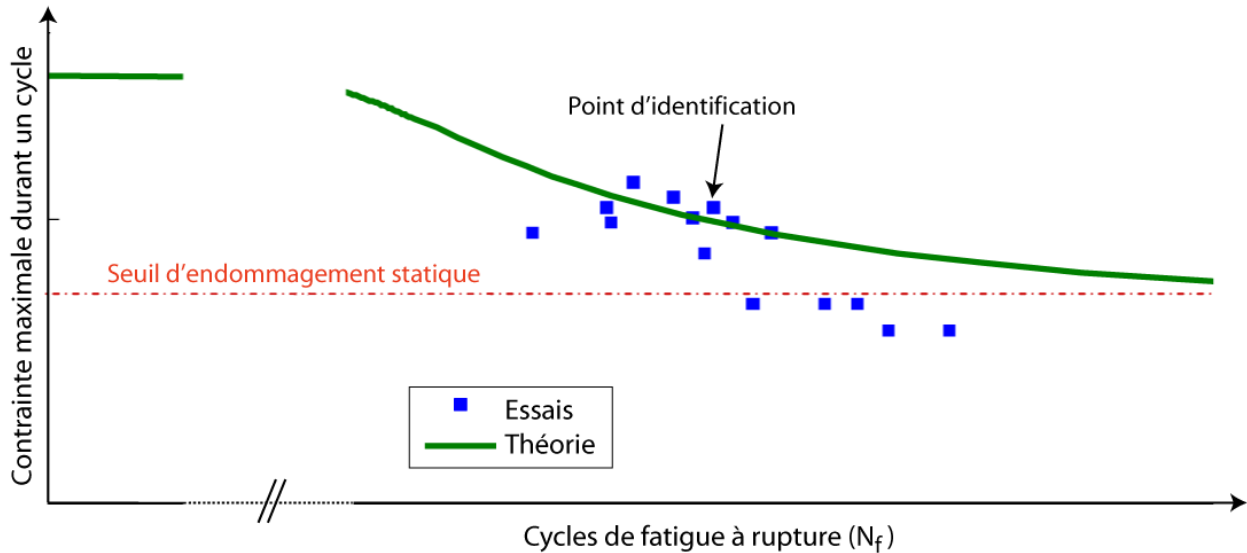


Figure 57 : Comparaison de la courbe de Wöhler prévue par la modèle ODM-CMO avec les essais disponibles dans la direction trame.

Enfin, la simulation d'essais de fatigue à deux niveaux (fort niveau de contrainte, puis faible ou faible niveau de contrainte, puis fort) a permis de montrer un cumul non-linéaire de l'endommagement, mettant en défaut la règle de Miner et montrant la nécessité de prendre en compte l'histoire du chargement de fatigue pour prévoir de manière satisfaisante la durée de vie du matériau.

La dernière partie de la thèse a consisté à montrer l'applicabilité du modèle sur un cas structural sous sollicitation de fatigue cyclique. L'extension du modèle ODM-CMO au chargement de fatigue et la procédure de calcul associée ont été implantées dans le code de calcul Zset, co-développé par l'Onera et l'école des Mines. La procédure de calcul proposée, réactualisation des forces motrices lors d'un cycle complet après un bloc de N cycles, est relativement similaire aux techniques de saut de cycles classiquement utilisées pour les matériaux métalliques. Un des points forts de cette méthode de calcul réside dans la prise en compte des reports de charge des zones endommagées au sein de la pièce vers les zones saines, permettant ainsi une prévision efficace des zones structurales critiques.

Cette méthodologie de calcul a été appliquée à un quart de plaque trouée (avec les conditions de symétries associées) sous sollicitation de fatigue cyclique à 80% de la charge à rupture, avec un rapport de charge de $R_\sigma=0,05$ à une fréquence de 2Hz. Comme attendu, les endommagements matriciels et les ruptures de torons se concentrent en bord de trou. Les endommagements matriciels évoluent progressivement, comme illustré en Figure 58, tandis que les évolutions des ruptures de torons induisent rapidement la ruine de la structure. Ce modèle a été appliqué au cas d'un pied d'aube sous sollicitation de fatigue cyclique pour montrer la possibilité d'utiliser ce type de modélisation pour une structure représentative de problématiques industrielles.

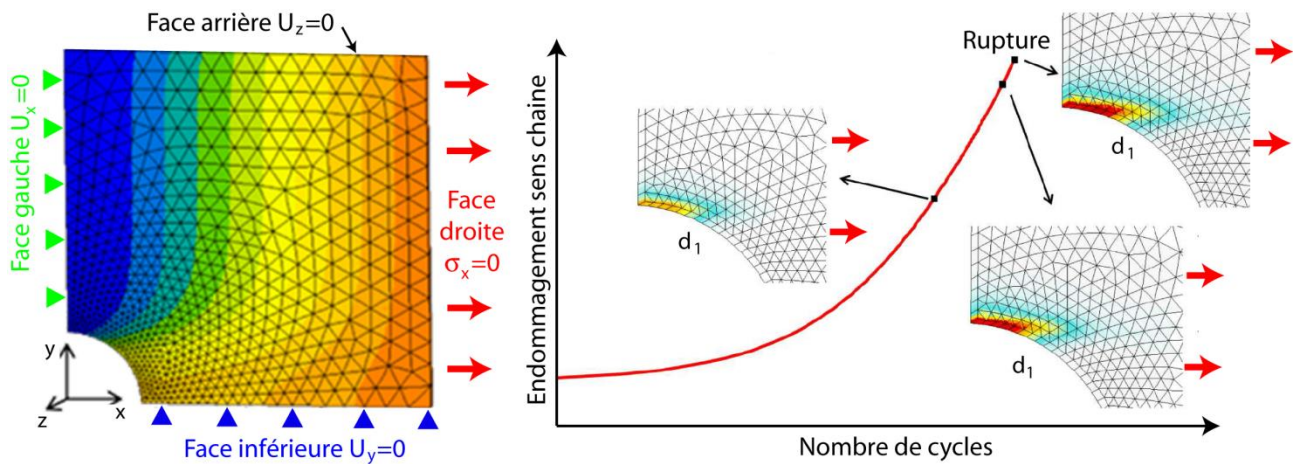


Figure 58 : Evolution de l'endommagement chaîne, concentré en bord de trou, au cours du chargement de fatigue mené à 80% de la résistance statique, $R_\sigma=0,05$, fréquence de 2Hz.

Toutefois, une pièce en environnement moteur est soumise à des chargements thermomécaniques complexes (amplitude de contrainte variable, température variable) et avec une forte interaction avec l'environnement. L'application de la démarche de prévision de la durée de vie, développée dans le cadre de la thèse de C. Rakotoarisoa, nécessite l'utilisation d'une méthode de comptage de cycles, permettant de décomposer le chargement en cycles élémentaires dont la durée, l'amplitude et la valeur moyenne sont connues et fixes. La suite de ces travaux de thèse a donc consisté en la reformulation du modèle ODM-CMO avec un formalisme incrémental temporel, revenant à passer d'un modèle dd/dN à un modèle en dd/dt fonction du temps, et ayant l'avantage de lever les difficultés relatives au traitement de sollicitations de fatigue non purement cycliques puisqu'il s'applique naturellement aux cas de chargements complexes et anisothermes. Ces travaux ont été menés dans le cadre de la thèse de Lise Angrand²⁰, encadrée par Rodrigue Desmorat au LMT Cachan en collaboration avec l'Onera et Snecma dans le cadre du PRC Composites. Récemment, une version incrémentale du modèle ODM-CMO, cohérente sur des cas simples de chargements cycliques avec la loi de cumul de l'endommagement développée précédemment, a été proposée et comparée avec succès à des résultats d'essais de fatigue sur éprouvettes élémentaires, y compris pour différentes températures.

²⁰ La thèse de Lise Angrand, intitulée « Lois d'endommagement incrémentales pour la prévision de durée de vie des composites tissés à matrice organique », financée par une bourse CIFRE Snecma a débutée en Juillet 2012 (2012-2015) et a pour directeur de thèse Rodrigue Desmorat du LMT Cachan et a été encadrée à l'Onera par Myriam Kaminski et Jean-François Maire. J'ai participé à l'encadrement de la thèse de Lise Angrand, en particulier, sur les aspects formulation de modèle et stratégies de calculs.

Pour les parties chaudes des moteurs, des pièces, telles que les aubes basse pression ou le mélangeur, sont aujourd'hui fabriquées par Herakles en Composite à Matrice Céramique afin de diminuer la consommation en carburant et/ou d'augmenter le rendement des avions civils. La durée de vie de ces composants aéronautiques pour des applications civiles est donc importante. La thèse d'Elen Hémon [39], encadrée à l'Onera en collaboration avec le LCTS et Herakles dans le cadre du PRC Composites, a donc consisté à développer un modèle de durée de vie pour ces composites auto-cicatrisants. Pour les applications à température ambiante, le modèle ODM-CMC présenté dans la section III. 2, a été étendu au cas de chargement de fatigue cyclique avec une loi de cumul de l'endommagement. A nouveau, il a été supposé que les mécanismes d'endommagement et leurs effets étaient les mêmes pour des chargements statique et de fatigue. Une nouvelle loi d'évolution des endommagements matriciels a été proposée sur la base des quelques essais disponibles avec une écriture relativement similaire à celle des CMOs. La particularité de ces composites est l'oxydation de chaque constituant du matériau en fonction de l'environnement (température, atmosphère sèche ou humide). L'originalité de l'approche proposée réside dans l'introduction d'un couplage fort entre un modèle d'endommagement mécanique et un modèle physico-chimique. Un modèle de durée de vie uniaxial a été proposé afin de justifier les différents couplages nécessaires entre les parties mécanique et physico-chimique. Afin de réaliser des essais de structures, un modèle de durée de vie multiaxial a, par la suite, été proposé et implanté dans le code de calcul Zset. Le modèle a été comparé avec les essais disponibles et les premiers résultats obtenus sont encourageants. Toutefois, de nombreux travaux sont encore nécessaires pour proposer une approche robuste de prévision de la ruine de pièces composites sous sollicitation de fatigue en température, en prenant en compte les différents aspects physico-chimiques (oxydation des fibres, auto-cicatrisation de la matrice, volatilisation du bouchon à haute température...). Dans les perspectives à ce travail, la reformulation du modèle de fatigue dans un modèle incrémental d'endommagement dépendant du temps constitue clairement une perspective intéressante à ce travail de thèse, car ce formalisme est bien adapté à un couplage avec un modèle physico-chimique dépendant également du temps.

De manière plus générale, la prévision robuste de la durée de vie de pièces composites doit prendre en compte les différents aspects multi-physiques du problème, tels que la dépendance des propriétés à la température, les changements de phases pour les matrices polymères, l'oxydation des fibres pour les applications CMC... L'Onera, de par sa structure et la multiplicité de domaines traités, semble être apte à aborder les problématiques multi-physiques, qui constituent aujourd'hui un challenge scientifique répondant à un besoin industriel.

VI. Conclusions / Perspectives

L'objectif des travaux de recherche que j'ai menés durant ces dix dernières années consiste essentiellement à développer des modèles d'endommagement et de rupture, reposant sur des bases physiques, et pouvant être utilisés, par l'usage de différentes stratégies de calcul, au sein de bureaux d'études pour le dimensionnement de structures industrielles. Cette démarche a été mise en place pour différentes classes de matériaux composites, à savoir les matériaux stratifiés d'unidirectionnels (au travers, notamment, d'un partenariat avec Airbus-Group), les matériaux tissés 3D à matrice organique (au travers d'un partenariat avec Snecma et Messier-Bugatti-Dowty du groupe Safran) et les matériaux tissés 3D à matrice céramique (au travers d'un partenariat avec Herakles du groupe Safran). On peut décomposer les études effectuées suivant 4 thèmes majeurs :

Du matériau aux mécanismes. La proposition de modèles matériaux reposant sur des bases physiques nécessite, dans un premier temps, la compréhension des mécanismes d'endommagement et de rupture, qui sont étroitement liés à l'architecture et aux constituants du matériau composite étudié. Les matériaux tissés 3D ayant été développés récemment, la compréhension des mécanismes de fissuration matricielle et de rupture des torons (en particulier en compression) était nécessaire. L'établissement des scénarii d'endommagement pour ces matériaux tissés 3D n'a pu être effectué qu'au travers de l'analyse d'essais par une multi-instrumentation riche (émission acoustique, corrélation d'images, μ -tomographie X et extensométrie). J'ai activement participé au développement des différents outils ayant permis l'analyse des essais sur matériaux tissés 3D et l'établissement des scénarii de rupture pour différents types de chargements (traction, compression ou flexion). De plus, même si l'endommagement et la rupture ont été largement étudiés pour les stratifiés d'UDs pour les chargements uni-axiaux dans le plan, il reste encore un besoin de compréhension concernant l'amorçage du délaminage et son interaction avec la fissuration transverse, ce qui est essentiel pour la prévision de la tenue de structures composites sous sollicitations tridimensionnelles. Une méthode de dimensionnement alternative à la norme existante pour l'essai de flexion 4 points sur cornières composites stratifiées a été proposée et permet d'étudier soit l'amorçage du délaminage seul, soit l'influence de la fissuration transverse sur le seuil de délaminage. Enfin, des essais de pliage et dépliage sur cornières ont été proposés et les résultats expérimentaux obtenus ont permis de valider un critère de rupture hors-plan pour des chargements multiaxiaux 3D.

Des mécanismes aux modèles matériaux. Une fois les mécanismes d'endommagement et de rupture établis pour les matériaux stratifiés d'UDs ou les matériaux tissés 3D CMO et CMC, il est alors possible de proposer des modèles avancés pour ces différents matériaux. Une approche hybride multiéchelle considérant les mécanismes d'endommagement aux différentes échelles (microscopique et mésoscopique) a été proposée dans le cadre des WWFEs pour les matériaux stratifiés d'UDs. Ce modèle a été comparé avec succès aux différents résultats d'essais issus de la littérature ou réalisés à l'Onera et est considéré comme l'un des plus matures, actuellement, par les organisateurs de cet exercice. Une attention particulière a été portée sur (i) la procédure d'identification associée nécessitant une bonne connaissance du modèle et (ii) sur son implémentation dans un code par éléments finis en utilisant une méthode non locale pour éviter les problèmes de localisation qui restent encore aujourd'hui délicats à traiter. Concernant les modèles ODM (Onera Damage Model) pour les composites tissés à matrice organique et céramique, j'ai activement participé à leur évolution/adaptation pour les matériaux tissés 3D de dernière génération. Le modèle ODM-CMO a été fortement modifié

ces dernières années afin de donner une signification claire aux différentes variables du modèle et simplifier ainsi la procédure d'identification et de validation du modèle. Ce modèle a été validé aussi bien au travers d'essais en traction, en compression mais, également, en flexion. Le modèle ODM-CMC a été enrichi, notamment avec une prévision de la rupture des torons, et un effort substantiel a été porté sur la résolution des différentes équations du modèle (déformations stockées et résiduelles). Le modèle a été validé au travers d'essais de traction hors-axe sur des éprouvettes élémentaires.

Transfert des modèles vers l'industrie. Le transfert des modèles développés vers différents partenaires industriels constitue une spécificité forte des travaux que j'ai menés ces dernières années. Suivant la complexité de la structure étudiée et le nombre de cas de chargements critiques devant être considérés lors du dimensionnement, différentes stratégies de calcul sont nécessaires pour permettre l'usage de modèles avancés en bureaux d'études. Dans le cas de structures de taille raisonnable (limitée à un ou deux millions de degrés de liberté (ddl) pour les représentations par éléments finis) et soumises au maximum à une dizaine de cas de chargements critiques, un usage direct des modèles d'endommagement et de rupture peut être envisagé. Des calculs non-linéaires avec les modèles ODMs (CMO et CMC) ont été réalisés par les ingénieurs de Safran, notamment sur des pieds d'aubes (Fan pour les CMO et basse pression pour les CMC). Il est important de noter que ce transfert n'est possible que (i) parce qu'un protocole d'identification clair des paramètres clés du modèle a été proposé à Safran (même si le protocole d'identification de certains paramètres, tels que les seuils d'endommagement hors-plan, est toujours en cours d'établissement) et (ii) par des formations aux calculs non-linéaires dispensées aux ingénieurs du groupe Safran. Dans le cas de structures de grandes dimensions (plusieurs millions de ddl), il n'est aujourd'hui pas envisageable d'utiliser des modèles avancés. Par conséquent, deux stratégies de calculs ont été proposées : la première repose sur une stratégie de « virtual testing ». L'idée consiste à générer des essais « virtuels » avec un modèle avancé, complémentaires des essais existants, et à identifier les modèles semi-empiriques, à faible coût de calcul, déjà utilisés dans l'industrie. Cette stratégie de calcul a été appliquée sur un cas de jonction fuselage/voilure, comprenant un grand nombre d'assemblages boulonnés, et les comparaisons avec les résultats d'essais sont tout à fait prometteuses. Cette stratégie pourrait être utilisée prochainement dans l'industrie car seul un faible nombre d'ingénieurs « experts » doivent être formés à ce type de modélisation pour générer des essais. Enfin, la dernière stratégie consiste à adapter le modèle avancé en fonction de la complexité de la pièce considérée. Seuls les mécanismes d'endommagement et de rupture les plus influents pour le problème traité sont conservés dans le modèle, réduisant ainsi la complexité du modèle et les temps de calculs associés. Ainsi, des modèles adaptés aux cas de plaques lisses, de plaques trouées, et de cornières ont été proposés et comparés aux résultats de la base d'essais disponibles, couvrant ainsi un large spectre de configurations. Ces modèles « adaptés » ont été transférés à Airbus-Group, afin de remplacer, à terme, les modèles semi-empiriques actuellement utilisés en bureaux d'études.

Extension du domaine de validité des modèles. Enfin, le dernier volet de mes activités a consisté à se rapprocher de la structure réelle, pouvant présenter des défauts initiaux ou induits, et des chargements réels qui lui sont appliqués et notamment en fatigue. Concernant les défauts initiaux, la problématique des ondulations initiales de plis au sein de cornières composites stratifiées d'UDs a été traitée expérimentalement et numériquement. Il a été montré qu'en représentant la géométrie réelle de l'éprouvette, et en utilisant des modèles de rupture avancés, il était possible de prévoir la nocivité de ce type de défauts pour différents cas de chargement multiaxiaux hors-plan. Concernant les défauts induits par impacts sur matériau tissé 3D à matrice organique, une chaîne de calcul complète, dans le code de calcul commercial Abaqus/standard, a été proposée, permettant de prévoir les défauts induits par impacts, puis leur influence sur la tenue résiduelle du matériau sous chargement de traction ou de

compression. Les résultats des simulations (endommagement et rupture) ont été comparés aussi bien après impact avec des résultats expérimentaux (coupes micrographiques, μ -tomographies X), qu'après l'application d'un chargement statique post-impact. Le modèle proposé permet de prévoir la nocivité des différents endommagements induits par impact en fonction du chargement appliqué. Pour le matériau tissé 3D étudié, le chargement le plus critique n'est pas la compression après impact. Il convient donc de déterminer quel chargement est le plus nocif pour la structure. Ce point pourrait être aujourd'hui abordé par simulations, avec le modèle ODM-CMO, évitant la réalisation de larges campagnes d'essais comme cela avait été réalisé pour les matériaux stratifiés d'UDs. Enfin, l'extension des modèles aux cas de chargement de fatigue a également été abordé pour les matériaux tissés 3D. L'idée a consisté à introduire dans les modèles ODM (CMO et CMC) une loi d'endommagement cumulé, en se basant sur l'hypothèse que les mécanismes d'endommagement en fatigue et en statique sont les mêmes, seules leurs lois d'évolution diffèrent. Ces modèles ont pu être validés au travers de comparaisons avec les résultats d'essais réalisés par Snecma et l'UTC Compiègne pour les CMO et Herakles, le LCTS et le MATEIS pour les CMC. De plus, le modèle de fatigue ODM-CMO a été réécrit dans un formalisme incrémental en collaboration avec le LMT Cachan pour pouvoir traiter des cas de chargements réels. Toutefois, la prévision de la durée de structures composites ne peut être abordée sans considérer les aspects physico-chimiques, en particulier dans le cas de chargement en température. Des études sur ce point sont en cours à l'Onera mais il reste de nombreux travaux à mener avant de pouvoir proposer des approches matures et transférables à l'industrie.

Les perspectives aux travaux de recherche que j'ai menés ces dernières années sont encore nombreuses.

A court terme, un certain nombre de points s'inscrivent directement dans la continuité des études déjà réalisées et ont été présentés au cours du manuscrit, comme notamment pour les matériaux tissés 3D : la proposition d'essais sur structures pour l'identification des lois adoucissantes et des méthodes de régularisation associées (travaux menés en lien avec la cellule numérique de l'Onera), la proposition d'un protocole d'identification robuste (utilisateur indépendant) des modèles ODMs, l'extension du modèle ODM-CMO au cas de chargement dynamique (travaux menés en lien avec le département DADS de l'Onera Lille) et, de manière plus amont, la proposition de modèles d'endommagement formulés à l'échelle mésoscopique et l'établissement de ponts avec les modèles macroscopiques existants.

A plus long terme, la maturité des modèles matériaux développés à l'Onera sur les matériaux stratifiés d'unidirectionnels, et sur les matériaux tissés 3D à matrice organique ou céramique devrait permettre leur utilisation dans d'autres domaines connexes, comme l'adaptation des modèles à d'autres types de matériaux (architecture ou constituants) notamment pour le secteur automobile, ou pour la prise en compte de physiques complémentaires aux aspects purement mécaniques (nécessaires pour la prévision de la durée de vie). Ces dernières perspectives de recherche s'inscrivent dans l'idée de se rapprocher des conditions réelles d'environnement et de chargement subies par le matériau au sein de la structure, afin de prévoir de manière fiable la tenue ou la durée de vie de la pièce considérée. Ces perspectives peuvent être déclinées en cinq points majeurs.

Extension vers d'autres types de matériaux composites. De par les nouvelles réglementations concernant la réduction des rejets de CO₂ dans le secteur automobile, la réduction de la masse des voitures est devenue un enjeu majeur pour les constructeurs. L'optimisation des pièces métalliques est aujourd'hui telle qu'une nouvelle réduction de masse importante passe nécessairement par l'utilisation

de matériaux composites à fibres longues mais compatibles en termes de coût, de cadence de production et de recyclabilité. De nouveaux types de matériaux composites « low cost » présentant de nouvelles architectures (telle que celle proposée par le CETIM pour les matériaux composites obtenus par estampage de patches obtenus par pultrusion) et utilisant des matrices thermoplastiques (intéressantes, entre autres, pour les aspects recyclabilité) sont en cours de développement. Un modèle de comportement avancé permettant de mieux maîtriser les marges de dimensionnement dans un secteur très concurrentiel, constituera un atout majeur pour les bureaux d'études. Etant donné les études précédentes que j'ai menées, la proposition de modèles, reposant sur des observations expérimentales (les mécanismes d'endommagement étant très particuliers pour ces matériaux), adaptés aux besoins et aux contraintes du secteur automobile me paraît une suite logique à mes travaux de recherche. De plus, pour ces matériaux « low cost » présentant de nombreux défauts initiaux, l'apport de la simulation concernant la nocivité de ces défauts de fabrication constituera un point clé dans le dimensionnement de pièces compétitives.

Etude du matériau au sein de la structure. Pour le dimensionnement de structures composites industrielles, potentiellement de taille importante, il s'avère nécessaire de connaître les propriétés du matériau au sein de la structure, potentiellement différentes d'un endroit à l'autre de la pièce. Cette notion de matériau dans la structure est importante pour les matériaux dont le procédé de fabrication est bien maîtrisé (stratifiés d'UDs, tissés 3D) mais fondamentale pour les matériaux « low cost » où les modifications de propriétés locales peuvent être particulièrement notables. La réalisation d'essais multi-instrumentés sur l'application industrielle finale et l'établissement d'un dialogue étroit entre les essais et les simulations est nécessaire pour caractériser les propriétés du/des matériaux au sein de la pièce finale. L'exploitation des résultats de l'émission acoustique pour l'établissement des seuils d'endommagements dans la pièce et l'identification des lois d'évolution des différents dommages à l'aide des courbes d'énergies acoustiques cumulées constitue une thématique de recherche très intéressante que je souhaite mener en collaboration avec les laboratoires experts du domaine tels que l'UTC Compiègne, ou MATEIS. En parallèle, la stéréo-corrélation d'images numériques permet tout d'abord d'étudier la géométrie réelle de l'éprouvette ce qui est essentiel dans le cas de structures industrielles complexes [6]. De plus, il est possible de déterminer par méthode inverse (par exemple à l'aide de la méthode FEMU [33]), à partir de la mesure des champs de déplacement, les propriétés élastiques, mais plus ambitieux, certains paramètres de lois de comportement non linéaires. Une collaboration avec le LMT Cachan, spécialiste de la corrélation d'images numériques, pourrait permettre d'identifier, à terme, certains paramètres des lois d'évolution des endommagements matriciels et surtout de la rupture progressive de torons de fibres du modèle ODM-CMO. Enfin, pour les modèles spécifiques aux matériaux tissés définis à l'échelle mésoscopique, l'usage de la μ -tomographie est indispensable pour connaître la microstructure locale du matériau et établir les liens avec les propriétés mécaniques. A nouveau, une collaboration avec les laboratoires spécialistes de ce moyen de mesure et de son exploitation (comme le LMT Cachan, LAMCOS, MATEIS ou Pprime) est une nécessité pour pouvoir avancer sur la définition du matériau au sein de la structure et définir les ponts entre la microstructure locale et les propriétés mécaniques associées.

Extension aux problématiques multi-physiques. La prévision de la durée de vie de structures composites dans des conditions réelles de fonctionnement ne peut être envisagée uniquement avec des considérations mécaniques. Il est absolument nécessaire de considérer également les aspects physico-chimiques. En effet, les matériaux composites à matrice organique (stratifiés ou tissés) utilisés pour des structures aéronautiques actuelles (y compris dans les parties froides du moteur) sont irrémédiablement soumis, durant la vie de la pièce, à des variations de température (pouvant évoluer entre -55°C et 80°C).

Ce cyclage thermique induira d'une part des chargements mécaniques cycliques (de par les différences de coefficients de dilatation des constituants) mais également entraînera des modifications de l'état physico-chimique de la matrice impliquant des modifications des propriétés mécaniques du matériau dans le temps. Il est donc essentiel de prendre en compte l'influence de la température sur les propriétés matériau, et de ne pas considérer uniquement leur influence sur les modules d'élasticité ou les contraintes à rupture, comme il est classiquement réalisé, mais également sur la partie visqueuse et, surtout sur les mécanismes d'endommagement (seuil, effets et lois d'évolution). Concernant les matériaux à matrice céramique, ces derniers étant destinés à être utilisés dans les parties chaudes des moteurs, il est évident qu'un couplage fort entre la physico-chimie et la mécanique est nécessaire pour prévoir la durée de vie de ces matériaux, en particulier à très hautes températures. La dépendance des propriétés mécaniques à la température nécessite donc (i) l'enrichissement des modèles actuels (pour l'instant valables uniquement à température fixée), (ii) la proposition de stratégies de calcul thermo-mécanique efficaces dans le cas de chargement anisotherme mais surtout (iii) la mise en place de protocoles d'essais mécaniques multi-instrumentés en température permettant d'identifier ou de valider les modèles. La réalisation de ces essais mécaniques à température contrôlée, le déploiement d'une multi-instrumentation et leur analyse nécessitent également des travaux de recherche. Une collaboration avec le laboratoire Pprime pour l'introduction des aspects physico-chimiques et la dépendance à la température des propriétés mécaniques au sein du modèle ODM-CMO sont actuellement en cours de mise en place. Pour les matériaux CMC, une collaboration avec le LCTS (et en particulier avec Francis Rebillat) a été initiée lors de la thèse d'E. Hémon [39] et devrait être poursuivie. La prévision de la durée de vie de structures composites et la mise en place de stratégies de calcul pour la prévision de la durée de vie en température reste actuellement un challenge. De plus, dans le cadre du Département des Matériaux et Structures Composites (DMSC), les problématiques de la tenue au feu ou à la foudre des matériaux composites sont actuellement traitées et font intervenir de nombreux domaines de la physique. L'environnement du DMSC se prête donc naturellement à une orientation de mes travaux de recherche vers ces aspects multi-physiques, tout en privilégiant certaines collaborations internes ou externes.

Conception d'essais innovants pour l'identification et la validation de modèles avancés. Le choix des essais et de l'instrumentation associée pour la détermination des propriétés élastiques et des résistances de traction dans le plan de matériaux composites (stratifié ou tissé) est aujourd'hui bien établi. On notera, qu'à l'exception de l'essai de traction sur stratifié [$\pm 45^\circ$], qui permet de mesurer le module de cisaillement plan, peu d'essais actuellement utilisés dans l'industrie exploitent réellement les spécificités des matériaux composites et, notamment, leur anisotropie. L'idée de cette thématique consiste donc à proposer des essais réellement innovants et spécifiques aux matériaux composites pour la détermination de propriétés élémentaires encore mal connues en se basant sur les résultats des simulations avancées présentées précédemment. Un premier pas a été franchi, avec la proposition d'améliorations de l'essai de flexion 4 points sur cornières composites pour mesurer la résistance de traction hors-plan du matériau. On notera que cet essai n'est valable que pour des matériaux anisotropes présentant un fort contraste entre les rigidités plan et hors-plan. Un des points originaux de ces travaux réside dans la proposition d'essais faisant intervenir des couplages entre les différents mécanismes d'endommagement et de rupture, non accessibles sur éprouvettes élémentaires. La difficulté réside dans le fait de proposer un essai sur structure qui soit suffisamment simple (en termes de géométrie et de chargement) pour être effectué en laboratoire mais exacerbe les interactions entre mécanismes d'endommagement souhaités. Pour les matériaux stratifiés, le choix de la séquence d'empilement ouvre un champ de possibilité extrêmement large. Il convient de noter qu'un des

domaines d'excellence du DMSC de l'Onera réside dans la proposition de méthodes d'optimisation des séquences d'empilement de matériaux stratifiés prenant en compte les contraintes de fabrication. Les outils développés, notamment par François-Xavier Irisarri, sont en cours d'interfaçage avec les modèles avancés et des travaux portant sur le dimensionnement d'essais d'identification innovants pour la résistance en compression longitudinale de plis UD, qui constitue toujours un point dur, sont actuellement en cours. Cette thématique de recherche, à la frontière entre les domaines de la modélisation, de la mise au point d'essais et de l'optimisation, constitue un sujet intéressant et pour lequel l'Onera présente un environnement très favorable.

Proposition de modèles adaptés pour un design innovant de pièces composites. Enfin, à plus long terme, la proposition de modèles, présentant de faibles coûts de calcul mais reposant sur des bases physiques, qui puissent être utilisés dans une démarche de conception de pièces, me paraît très intéressante. En effet, l'intégration dans une démarche de conception de pièces de modèles avancés devrait permettre de faire émerger des solutions composites radicalement innovantes, tant d'un point de vue du matériau (optimisation de la séquence d'empilement d'un stratifié d'UD ou de l'armure d'un matériau tissé), que d'un point de vue topologique. La thèse de Cécile Garcia²¹ portera ainsi, dans un premier temps, sur la compréhension et la modélisation avec le modèle ODM-CMO des mécanismes de ruine intervenant au sein d'un nouveau concept de chape composite tissée 3D ceinturée proposé par Messier-Bugatti-Dowty et, par la suite, une fois les capacités prédictives du modèle démontrées, les travaux porteront sur l'optimisation géométrique de ce type de pièce innovante. Cette thématique couvre plusieurs domaines d'excellence du DMSC de l'Onera et des collaborations internes devraient permettre l'émergence de solutions composites en rupture avec les concepts actuels.

²¹ La thèse de Cécile Garcia, intitulée « De la modélisation multiaxiale de l'endommagement et la rupture des matériaux tissés 3D à la conception optimisée de chapes ceinturées », financée par une bourse CIFRE MBD devrait débuter en Novembre 2015 (2015-2018). Le directeur de thèse sera Rodrigue Desmorat de l'ENS Cachan et j'encadrerai cette thèse à l'Onera avec François-Xavier Irisarri et Antoine Hurmane.

VII. Références bibliographiques

1. Abisset, E., Daghia, F., Ladeveze, P., 2011. On the validation of a damage mesomodel for laminated composites by means of open-hole tensile tests on quasi-isotropic laminates. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* **42**, 1515-1524.
2. Allix, O., 2011. A composite damage meso-model for impact problems. *Composites Science and Technology* **61**, 2193-2205.
3. Allix, O., Ladeveze, P., Vittecoq, E., 1994. Modelling and identification of the mechanical behaviour of composite laminates in compression. *Composites Science and Technology* **51**, 35-42.
4. ASTM. Standard test method for measuring the curved beam strength of a fibre reinforced polymer matrix composite. 1-20. 2006. Norm D6415/D6415M-06a.
5. Aubard, X., 1995. Modelling of the mechanical behaviour of a 2-D SiC-SiC composite at a meso-scale. *Composites Science and Technology* **54**, 371-378.
6. Beaubier, B., Dufour, J.E., Hild, F., Roux, S., Lavernhe, S., Lavernhe-Taillard, K., 2014. CAD-based calibration and shape measurement with stereoDIC. *Exp Mech* **54**, 329-341.
7. Benzeggagh, M.L., Kenane, M., 1996. Measurement of mixed-mode delamination fracture toughness of unidirectional glass/epoxy composites with mixed-mode bending apparatus. *Composites Science and Technology* **56**, 439-449.
8. Berro Ramirez, J.P., 2013. Caractérisation et modélisation de l'endommagement des composites bobinés. Application à la prédiction de l'éclatement des réservoirs bobinés hyperbares. Thèse de doctorat de l'Ecole Nationale Supérieure de Mécanique et d'Aérotechnique de Poitiers.
9. Berthe, J., 2013. Comportement thermo-visco-élastique des composites CMO - De la statique à la dynamique grande vitesse. Thèse de doctorat de l'Ecole Centrale de Lille.
10. Berthe, J., Brieu, M., Deletombe, E., 2013. Improved viscoelastic model for laminate composite under static and dynamic loadings. *Journal of Composite Materials* **47**, 1717-1727.
11. Besson, J., Cailletaud, G., Chaboche, J.L., Forest, S., 2001. *Mécanique non linéaire des matériaux*, Edition Lavoisier et Hermès.
12. Bibo, G.A., Hogg, P.J., 1996. The role of reinforcement architecture on impact damage mechanisms and post-impact compression behaviour. *Journal of materials science* **31**, 1115-1137.
13. Blassiau, S., Thionnet, A., Bunsell, A.R., 2006. Micromechanisms of load transfer in a unidirectional carbon fibre-reinforced epoxy composite due to fibre failures. Part I. *Composite Structures* **74**, 303-318.
14. Blassiau, S., Thionnet, A., Bunsell, A.R., 2006. Micromechanisms of load transfer in a unidirectional carbon fibre-reinforced epoxy composite due to fibre failures. Part II. *Composite Structures* **74**, 319-331.
15. Brewer, J.C., Lagace, P.A., 1988. Quadratic stress criterion for initiation of delamination. *Journal of Composite Materials* **22**, 1141-1155.

16. Camanho, P.P., Maimi, P., Davila, C.G., 2007. Prediction of size effects in notched laminates using continuum damage mechanics. *Composites Science and Technology* **67**, 2715-2727.
17. Camus, G., Guillaumat, L., Baste, S., 1996. Development of damage in a 2D woven C/SiC composite under mechanical loading: I. Mechanical characterization. *Composites Science and Technology* **56**, 1363-1372.
18. Carrere, N., Laurin, F., Maire, J.-F., 2012. Micromechanical based hybrid mesoscopic 3D approach for non-linear progressive failure analysis of composite structures. *Journal of Composite Materials* **46**, 2389-2415.
19. Chang, F.-K., Chen, M.-H., 1987. The in situ ply shear strength distributions in graphite/epoxy laminated composites. *Journal of Composite Materials* **21**, 708-733.
20. Charrier, J.-S., 2013. Développement de méthodologies dédiées à l'analyse robuste de la tenue de structures composites sous chargements complexes tridimensionnels. Thèse de doctorat de l'École Nationale Supérieure d'Arts et Métiers de Paris.
21. Chin, C.H., Lai, M.H., Wu, C.M., 2004. Compression failure mechanisms of 3-D angle interlock woven composites subjected to low-energy impact. *Polymers & Polymer composites* **12**, 309-320.
22. Davies, G.O., Olsson, R., 2004. Impact on composite structures. *Aeronautical journal* **108**, 541-563.
23. De Carvalho, N.V., Pinho, S.T., Robinson, P., 2011. An experimental study of failure initiation and propagation in 2D woven composites under compression. *Composites Science and Technology* **71**, 1316-1325.
24. Duvaut, G., Lions, J.-L., 1976. *Inequalities in mechanics and physics*.
25. Dvorak, G.J., Laws, N., Hejazi, M., 1985. Analysis of progressive matrix cracking in composite laminates I. Thermoelastic properties of a ply with cracks. *Journal of Composite Materials* **19**, 216-234.
26. El Bouazzaoui, R., Baste, S., Camus, G., 1996. Development of damage in a 2D woven C/SiC composite under mechanical loading: II. Ultrasonic characterization. *Composites Science and Technology* **56**, 1373-1382.
27. Elias, A., 2015. Nocivité des défauts induits par impact pour les structures composites tissées 3D à matrice organique. Thèse de doctorat de l'École Centrale Nantes.
28. Feissel, P., Schneider, J., Aboura, Z., Villon, P., 2013. Use of diffuse approximation on DIC for early damage detection in 3D carbon/epoxy composites. *Composites Science and Technology* **88**, 16-25.
29. Geers, M.G.D., De Borst, R., Brekelmans, W.A.M., Peerlings, R.H.J., 1998. Strain-based transient-gradient damage model for failure analyses. *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering* **160**, 133-153.
30. Germain, N., 2006. Modélisation non locale de l'endommagement dans les structures composites. Thèse de doctorat de l'École des Mines de Paris.

31. González, E.V., Maimi, P., Camanho, P.P., Turon, A., Mayugo, J.A., 2012. Simulation of drop-weight impact and compression after impact tests on composite laminates. *Composite Structures* **94**, 3364-3378.
32. Grail, G., 2013. Approche multimodèle pour la conception de structures composites à renfort tissé. Thèse de doctorat de l'Université d'Orléans.
33. Gras, R., Leclerc, H., Hild, F., Roux, S., Schneider, J., 2015. Identification of a set of macroscopic elastic parameters in a 3D woven composite: Uncertainty analysis and regularization. *International Journal of Solids and Structures* **55**, 2-16.
34. Guigon, C., 2015. Vieillessement par cyclage thermique de composites interlocks 3D à matrice polymère. Thèse de doctorat de l'Ecole Nationale Supérieure de Mécanique et d'Aérotechnique de Poitiers.
35. Guldner, J.-C., 2015. Développement d'un essai de traction de type arbalète pour la caractérisation à hautes vitesses des propriétés du composites interlock. Thèse de doctorat de l'Ecole Centrale Nantes.
36. Gutkin, R., 2010. Understanding and modelling failure of laminated composites. Thèse de doctorat de l'Imperial College de Londres.
37. Hallett, S.R., Green, B.G., Jiang, W.G., Wisnom, M., 2009. An experimental and numerical investigation into the damage mechanisms in notched composites. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* **40**, 613-624.
38. Hashin, Z., 1980. Failure criteria for unidirectional fiber composites. *Journal of Applied Mechanics* **47**, 329-334.
39. Hemon, E., 2013. Modèles multi-niveaux de prévision des durées de vie en fatigue des structures composites à matrice céramique pour usage en turbomachines aéronautiques. Thèse de doctorat de l'Université de Bordeaux I.
40. Henry, J., 2013. Etude et analyse des mécanismes d'endommagements en fatigue des composites à renforts tissus interlocks. Thèse de doctorat de l'Université de Technologie de Compiègne.
41. Hine, P.J., Duckett, R.A., Kaddour, A.S., Hinton, M.J., Wells, G.M., 2005. The effect of hydrostatic pressure on the mechanical properties of glass fibre/epoxy unidirectional composites. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* **36**, 279-289.
42. Hinton, M.J., Kaddour, A.S., 2012. Triaxial test results for fibre reinforced composites: Second World-Wide Failure Exercise benchmark data. *Journal of Composite Materials* **47**, 653-678.
43. Hinton, M.J., Kaddour, A.S., 2013. The background to Part B of the Second World-Wide Failure Exercise: Evaluation of theories for predicting failure in polymer composite laminates under three-dimensional states of stress. *Journal of Composite Materials* **47**, 643-652.
44. Hinton, M.J., Kaddour, A.S., Soden, P.D., 2002. Evaluation of failure prediction in composite laminates: Background to 'part B' of the exercise. *Composites Science and Technology* **62**, 1481-1488.
45. Hochard, C., Lahellec, N., Bordreuil, C., 2007. A ply scale non-local fibre rupture criterion for CFRP woven ply laminated structures. *Composite Structures* **80**, 321-326.

46. Hochard, C., Thollon, Y., 2010. A generalized damage model for woven ply laminates under static and fatigue loading conditions. *International Journal of Fatigue* **32**, 158-165.
47. Hongkarnjanakul, N., Bouvet, C., Rivallant, S., 2013. Validation of low velocity impact modelling on different stacking sequences of CFRP laminates and influence of fibre failure. *Composite Structures* **106**, 549-559.
48. Huchette, C., 2005. Analyse multiéchelle des interactions entre fissurations intralaminaires et interlaminaires dans les matériaux composites stratifiés. Thèse de doctorat de l'Université de Paris VI.
49. Hurmane, A., 2015. Analyse par un dialogue essais/calculs de la tenue en compression de structures composites tissées 3D. Thèse de doctorat de l'Université de Technologie de Compiègne.
50. Huth, H., 1986. Influence of fastener flexibility on the prediction of load transfer and fatigue life for multiple-row joints. In: Potter JM editor, *Fatigue in mechanically fastened composite and metallic joints ASTM STP 927*, 221-250.
51. Irisarri, F.X., Laurin, F., Carrere, N., 2011. 6-Strength prediction of bolted joints in carbon fibre reinforced polymer (CFRP) composites. In: Camanho, P., Tong, L. (Eds.), *Composite Joints and Connections Woodhead Publishing Series in Composites Science and Engineering* Woodhead Publishing, pp. 208-244.
52. Irisarri, F.X., Laurin, F., Carrere, N., Maire, J.F., 2012. Progressive damage and failure of mechanically fastened joints in CFRP laminates Part I: Refined Finite Element modelling of single-fastener joints. *Composite Structures* **94**, 2269-2277.
53. Irisarri, F.X., Laurin, F., Carrere, N., Maire, J.F., 2012. Progressive damage and failure of mechanically fastened joints in CFRP laminates Part II: Failure prediction of an industrial junction. *Composite Structures* **94**, 2278-2284.
54. Ishikawa, T., Matsushima, M., Hayashi, Y., 1985. Hardening non linear behaviour in longitudinal tension of unidirectional carbon composites. *Journal of materials science* **20**, 4075-4083.
55. Jelf, P.M., Fleck, N.A., 1992. Compression Failure Mechanisms in Unidirectional Composites. *Journal of Composite Materials* **26**, 2706-2726.
56. Ju, J.W., 1989. On energy-based coupled elastoplastic damage theories: constitutive modeling and computational aspects. *International Journal of Solids and Structures* **25**, 803-833.
57. Kaddour, A.S., Hinton, M.J., 2012. Benchmarking of triaxial failure criteria for composite laminates: Comparison between models of Part (A) of WWFE-II. *Journal of Composite Materials* **46**, 2595-2634.
58. Kaddour, A.S., Hinton, M.J., 2013. Maturity of 3D failure criteria for fibre-reinforced composites: Comparison between theories and experiments: Part B of WWFE-II. *Journal of Composite Materials* **47**, 925-966.
59. Kaddour, A.S., Hinton, M.J., Smith, P.A., Li, S., 2013. A comparison between the predictive capability of matrix cracking, damage and failure criteria for fibre reinforced composite laminates: Part A of the third World-Wide Failure Exercise. *Journal of Composite Materials* **47**, 2749-2779.

60. Kim, R.Y., Soni, S.R., 1986. Failure of composite laminates due to combined interlaminar normal and shear stresses. *Composites'86: Recent advances in Japan and the United States*, Ed. Kawata K., Umekawa S., Kobayashi A. *Proceedings of Japan-U.-S.CCM-III*, 341-350.
61. Krueger, R., 2002. The virtual crack closure technique: history, approach and applications. *NASA – ICASE, ICASE Report n°2002-10*, 1-64.
62. Ladeveze, P., Gasser, A., Allix, O., 1994. Damage mechanisms modeling for ceramic composites. *Journal of Engineering Materials and Technology* **116**, 331-336.
63. Ladeveze, P., Lubineau, G., 2001. On a damage mesomodel for laminates - micro-meso relationships, possibilities and limits. *Composites Science and Technology* **61**, 2149-2158.
64. Laffan, M.J., Pinho, S.T., Robinson, P., McMillan, A.J., 2011. Translaminar fracture toughness: The critical notch tip radius of 0° plies in CFRP. *Composites Science and Technology* **72**, 97-102.
65. Laurin, F., 2005. Analyse multiéchelle des mécanismes de rupture et de la tenue structurale des composites à matrice organique. Thèse de doctorat de l'Université de Franche-Comté.
66. Laurin, F., Carrere, N., Huchette, C., Maire, J.F., 2013. A multiscale hybrid approach for damage and final failure predictions of composite structures. *Journal of Composite Materials* **47**, 2713-2747.
67. Laurin, F., Carrere, N., Maire, J.-F., 2011. Strength analysis methods for high stress gradient parts in composite structures ensuring design office requirements. *Proc. IMechE PartG: J. Aerospace Engineering* **225**, 291-301.
68. Laws, N., Dvorak, G.J., Hejazi, M., 1983. Stiffness changes in unidirectional composites caused by crack systems. *Mechanics of Materials* **2**, 123-137.
69. Limodin, N., Réthoré, J., Buffière, J.Y., Gravouil, A., Hild, F., Roux, S., 2009. Crack closure and stress intensity factor measurements in nodular graphite cast iron using three-dimensional correlation of laboratory X-ray microtomography images. *Acta Materialia* **57**, 4090-4101.
70. Maire, J.F., 1992. Etudes théorique et expérimentale du comportement de matériaux composites en contraintes planes. Thèse de doctorat de l'Université de Franche-Comté.
71. Maire, J.F., Pacou, D., 1996. Essais de traction-compression-torsion sur tubes composites céramique-céramique. *Comptes rendus des 10^{èmes} Journées Nationales des Composites (JNC14)*.
72. Maire, J.-F., Lesne, P.-M., 1998. An explicit damage model for the design of composites structures. *Composites Science and Technology* **58**, 773-778.
73. Marcin, L., 2010. Modélisation du comportement, de l'endommagement, et de la rupture des matériaux composites à renforts tissés pour le dimensionnement robuste de structures. Thèse de doctorat de l'Université de Bordeaux I.
74. Marcin, L., Maire, J.F., Carrère, N., Martin, E., 2011. Development of a Macroscopic Damage Model for Woven Ceramic Matrix Composites. *International Journal of Damage Mechanics* **20**, 939-957.

75. Martin, E., Leguillon, D., Carrere, N., 2010. A twofold strength and toughness criterion for the onset of free-edge shear delamination in angle-ply laminates. *International Journal of Solids and Structures* **47**, 1297-1305.
76. Moevus, M., Rouby, D., Godin, N., RéMili, M., Reynaud, P., Fantozzi, G., Farizy, G., 2008. Analysis of damage mechanisms and associated acoustic emission in two SiC/SiCf composites exhibiting different tensile behaviours. Part I: Damage patterns and acoustic emission activity. *Composites Science and Technology* **68**, 1250-1257.
77. Mori, T., Tanaka, K., 1973. Average stress in matrix and average elastic energy of materials with misfitting inclusions. *Acta Metallurgica* **21**, 571-574.
78. Naouar, N., Vidal-Sallé, E., Schneider, J., Maire, E., Boisse, P., 2014. Meso-scale FE analyses of textile composite reinforcement deformation based on X-ray computed tomography. *Composite Structures* **116**, 165-176.
79. Olsson, R., 2011. A survey of test methods for multiaxial and out-of-plane strength of composite laminates. *Composites Science and Technology* **71**, 773-783.
80. Parvizi, A., Garrett, K., Bailey, J., 1978. Constrained cracking in glass fibre-reinforced epoxy cross-ply laminates. *Journal of materials science* **13**, 195-201.
81. Peerlings, R.H.J., De Borst, R., Brekelmans, W.A.M., De Vree, J.H.P., 1996. Gradient enhanced damage for quasi-brittle materials. *International Journal of Numerical Methods in Engineering* **39**, 3391-3403.
82. Pijaudier-Cabot, G., Bazant, Z.P., 1987. Nonlocal damage theory. *Journal of Engineering Mechanics* **113**, 1512-1533.
83. Pimenta, S., Gutkin, R., Pinho, S.T., Robinson, P., 2009. A micromechanical model for kink-band formation: Part I: Experimental study and numerical modelling. *Composites Science and Technology* **69**, 948-955.
84. Pimenta, S., Gutkin, R., Pinho, S.T., Robinson, P., 2009. A micromechanical model for kink-band formation: Part II: Analytical modelling. *Composites Science and Technology* **69**, 956-964.
85. Pinho, S.T., Iannucci, L., Robinson, P., 2006. Physically-based failure models and criteria for laminated fibre-reinforced composites with emphasis on fibre kinking: Part I: Development. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* **37**, 63-73.
86. Puck, A., Schurmann, H., 1998. Failure analysis of FRP laminates by means of physically based phenomenological models. *Composites Science and Technology* **58**, 1045-1067.
87. Racle, E., Godin, N., Reynaud, P., 2011. Mécanismes de ruine et cinétique d'endommagement sous sollicitation thermo-mécanique de composite à matrice céramique. *Journée des doctorants du PRC Composites*.
88. Rakotoarisoa, C., 2013. Prévision de la durée de vie en fatigue des composites à matrice organique tissés interlock. Thèse de doctorat de l'Université de Technologie de Compiègne.
89. Rivallant, S., Bouvet, C., Hongkarnjanakul, N., 2013. Failure analysis of CFRP laminates subjected to compression after impact: FE simulation using discrete interface elements. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* **55**, 83-93.

90. Roux, S., Hild, F., Viot, P., Bernard, D., 2008. Three-dimensional image correlation from X-ray computed tomography of solid foam. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* **39**, 1253-1265.
91. Schieffer, A., 2003. Modélisation multiéchelle du comportement mécanique des composites à matrice organique et effets du vieillissement thermique. Thèse de doctorat de l'Université de Franche-Comté.
92. Schneider, J., 2011. Mécanismes d'endommagement dans les composites multicouches à renforts interlock. Thèse de doctorat de l'Université de Technologie de Compiègne.
93. Soden, P.D., Hinton, M.J., Kaddour, A.S., 1998. A comparison of the predictive capabilities of current failure theories for composite laminates. *Composites Science and Technology* **58**, 1225-1254.
94. Soden, P.D., Hinton, M.J., Kaddour, A.S., 1998. Lamina properties, lay-up configurations and loading conditions for a range of fibre-reinforced composite laminates. *Composites Science and Technology* **58**, 1011-1022.
95. Soden, P.D., Hinton, M.J., Kaddour, A.S., 2002. Biaxial test results for strength and deformation of a range of E-glass and carbon fibre reinforced composite. *Composites Science and Technology* **62**, 1489-1514.
96. Soden, P.D., Kaddour, A.S., Hinton, M.J., 2004. Recommendations for designers and researchers resulting from the World-Wide Failure Exercise. *Composites Science and Technology* **64**, 589-604.
97. Suffis, A., Lubrecht, T.A.A., Combescure, A., 2006. Damage model with delay effect: Analytical and numerical studies of the evolution of the characteristic damage length. *International Journal of Solids and Structures* **40**, 3463-3476.
98. Tableau, N., 2014. Étude du Comportement en cisaillement plan et hors plan des CMC SiC-SiBC à renfort tissé 3D, à température ambiante. Thèse de doctorat de l'Université de Technologie de Compiègne.
99. Talreja, R., 1991. Transverse cracking and stiffness reduction in cross-ply laminates of different matrix toughness. *Journal of Composite Materials* **26**, 1644-1663.
100. Tan, S.C., 1988. Finite-width correction factors for anisotropic plate containing a central opening. *Journal of Composite Materials* **22**, 1080-1097.
101. Tvergaard, V., 1990. Effect of fibre debonding in a whisker-reinforced metal. *Materials Science and Engineering: A* **125**, 203-213.
102. Whitney, J.M., Nuismer, R.J., 1974. Stress fracture criteria for laminated composites containing stress concentrations. *Journal of Composite Materials* **8**, 253-265.
103. Wisnom, M.R., Hallett, S.R., 2009. The role of delamination in strength, failure mechanism and hole size effect in open hole tensile tests on quasi-isotropic laminates. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* **40**, 335-342.

VIII. Annexe 1: Publications

Le travail présenté dans ce manuscrit est illustré au travers de différentes publications extraites de journaux ou de proceedings de conférences. Le choix des publications en annexe a été effectué afin d'illustrer plus précisément chacune des quatre thématiques abordées dans ce document.

Compréhension des différents mécanismes d'endommagement et de rupture intervenant au sein de structures composites

1. **Laurin F.**, Charrier J.-S., Lévêque D., J.-F. Maire, A. Mavel, F. Nuñez, Determination of the properties of composite materials thanks to digital image correlation measurements, *Procedia of IUTAM*, 4, 2012, pp.106-115.

Modèles avancés pour prévoir l'endommagement et la rupture des structures composites

2. **Laurin F.**, Carrere N., Huchette C., Maire J.-F., A multiscale hybrid damage and failure approach for strength predictions of composite structures, *Journal of Composite Materials*, special issue for the WWFE-III PartA, 2013, 47 (20-21), 2013, pp. 2713-2747.
3. **Laurin F.**, Tableau N., Kaminski M., Aboura Z., Bouillon F., Validation of the Onera damage model through comparisons with multi-instrumented structural tests on interlock woven ceramic matrix composites, *ECCM16*, Seville, Spain, 22-26 Juin 2014.

Exemples de transfert des modèles avancés vers l'industrie aéronautique

4. Irisarri F.-X., **Laurin F.**, Carrere N., Maire J.-F., Progressive damage and failure of mechanically fastened joints in CFRP laminates (part II: failure prediction of an industrial junction), *Composite structures*, 94(8), 2012, pp. 2278-2284.
5. **Laurin F.**, Carrere N., Maire J.-F., Mahdi S., Enhanced strength analysis method for composite open-hole plates ensuring design office requirements, *Composites Part B: Engineering*, 62, 2014, pp. 5-11.

Vers le dimensionnement de structures composites industrielles sous chargements réels

6. **Laurin F.**, Elias A., Kaminski M., Gornet L. Experimental and numerical investigations of residual strength after impact of 3D woven composite with polymer matrix, 5th ECCOMAS Thematic Conference on Mechanical Response of Composites, Bristol, Royaume-Uni, 7-9 Septembre 2015.
7. Rakotoarisoa C., **Laurin F.**, Hirsekorn M., Maire J.-F., Olivier L., Development of a fatigue model for 3D woven polymer matrix composites based on a damage model, *ECCM15 Venise Italie*, 24-28 Juin 2012.

Full-field measurements and identification in Solid Mechanics

Determination of the properties of composite materials thanks to digital image correlation measurements

F. Laurin^{a,*}, J.-S. Charrier^{a,b}, D. Lévêque^a, J.-F. Maire^a, A. Mavel^a, P. Nuñez^a

^aONERA, 29 avenue de la Division Leclerc, 92322 Châtillon, France

^bAIRBUS, 316 route de Bayonne, 31060 Toulouse Cedex 9, France

Abstract

Designing composite structures for civil aircrafts necessitates a better understanding of the damage and failure mechanisms occurring in these components through experimental test campaigns and associated numerical simulations. These experimental tests have been performed at Onera using different classical measurement techniques (LVDT sensor, strain gauges...) and digital image correlation (DIC). The additional information provided by DIC allows (i) to validate the boundary conditions of the tests, (ii) to cross-check the measurements with other techniques, (iii) to improve the understanding of the physical mechanisms and (iv) to validate the predictions of the finite element simulations.

© 2012 Published by Elsevier B.V. Selection and/or peer review under responsibility of H.D. Espinosa and F. Hild.

Keywords: Digital image correlation, Composite laminated structures, Failure, Damage, Multi-instrumentation.

1. Introduction

Composite materials are being introduced in primary structures, such as the centre wing box, the fuselage or the wings, in order to answer to the request of aeronautical companies for lighter, safer and less polluting civil aircrafts. In order to design these composite components in design offices, these complex structures are decomposed in some simpler sub-components subjected to complex 3D loadings. It is thus necessary to predict the damage and failure for these different “elementary” test cases, such as

* Laurin. Tel.: +33 (0)1.46.73.46. 92; fax: +33 (0)1.46.73.46.47.

E-mail address: laurin@onera.fr.

flat plates, open-hole plates, L-shaped angle specimens. In order to understand the physical mechanisms involved, it is necessary to perform test campaigns on composite structures.

These tests on composite laminated structures, manufactured with carbon fibers and a polymer matrix, are rather complex to analyze due to the different sources of non linearities involved (viscosity of the matrix, intra-ply damage, delamination ...). Therefore, in order to understand the physical mechanisms involved, it is necessary to use different classical measurement techniques (Linear Variable Differential Transformer (LVDT) sensor, strain gauges,...) and Digital Image Correlation (DIC) which can provide interesting additional information.

The present paper presents the interest of the DIC measurements in order to analyse the tests performed on composite laminated structures.

The first section is devoted to the presentation of some experimental test campaigns performed at Onera in order to understand the physical mechanisms occurring in open-hole laminated plates subjected to tensile loading, laminated plates subjected to compression after impact and L-shaped angle specimens subjected to four-point bending loading. The classical measurement techniques (LVDT sensor, strain gauges, ...) used to analyze these tests are also presented in this section. These tests have also been analyzed through digital image correlation (DIC) which has permitted (i) to validate the boundary conditions of the tests, (ii) to perform a cross-check with other measurement techniques in order to increase the confidence in the test results, (iii) to improve the understanding of the damage mechanisms occurring during the tests and finally (iv) to validate the predictions of the finite element simulations.

2. Presentation of the test campaigns performed at Onera on composite laminated structures

The interests of the DIC for the analysis of tests on composite structures are illustrated, in the present paper, on experimental data extracted from three test campaigns performed at Onera during the last years and illustrated in Fig. 1. The material used for these experimental studies is the T700GC/M21 UD ply with an aerial weight of 268g/m².

The first presented test campaign has been performed in the framework of the PhD-thesis of Norbert Germain [1]. The objective of this test campaign was to obtain test results on open-hole plates subjected to tensile loading with non conventional configurations of perforation to validate the damage and failure approaches developed at Onera [2]. Three different configurations of perforation have been tested (one hole or two holes with a diameter of d=8mm, and four holes with d=4mm). These tensile tests have been performed on two different stacking sequences: a cross-ply laminate $[0_2^\circ/90_{1/2}^\circ]_s$ and a quasi-isotropic laminate $[0_2^\circ/\pm 60_2^\circ]_s$. The experimental device used for performing these tensile tests is presented in Fig. 1.a and the details of these tests can be found in reference [3].

The second test campaign has been performed in the framework of the PhD-thesis of Mathieu Hautier [4]. The objective of this study was to determine experimentally and numerically the residual properties (stiffness and strength) of impacted laminated plates subjected to compression tests. Two different quasi-isotropic laminated plates are considered, $[45^\circ/90^\circ/-45^\circ/90^\circ]_s$ and $[0_2^\circ/\pm 60_2^\circ]_s$ laminates, with respectively two different thicknesses (4.2mm and 3.14mm). The plates have been first impacted at different energies (18J, 23J and 28J) using a metallic hemispherical impactor and then have been tested in compression with a classical compression after impact (CAI) experimental device [5]. The CAI experimental device of these tests is presented in Fig. 1.b and the details of these tests can be found in reference [6].

The third test campaign has been performed in the framework of the STAF and STRENGTH projects directed by Airbus and under the financial support of DGAC. The objectives of these experimental studies were to understand the physical failure mechanisms (mainly delamination) inducing the final failure of L-shaped angle laminated structures subjected to complex 3D loading and to validate the

proposed 3D failure approach proposed by Onera [7,8]. Four different symmetrical lay-ups, composed of 0° , $\pm 45^\circ$ and 90° plies have been tested: a unidirectional ply $[0_8]_{ns}$ noted UD, a quasi-isotropic laminate $[(45/90/135/0)_2]_{ns}$ noted QI, an oriented laminate $[0_3/45/90_2/-45/0]_{ns}$ noted OR, and a highly disoriented laminate $[45_2/0/-45_3/90/45]_{ns}$ noted DIS. Three different total thicknesses of the specimens have been tested and n is associated with the number of repetition of the main sequence in each laminate ($n=\{1,2,3\}$). The experimental device for these four-point bending tests on L-angle specimens is presented in Fig. 1.c and the details of these tests can be found in reference [9].

In order to analyse these tests, a LVDT sensor is used to measure the displacement of the structure, strain gauges are used to measure the local stiffness of the material, acoustic emission is used to monitor the evolution of damage in the structure, image analysis also allows to estimate the evolution of the crack density in the composite structures [10]. In the following, the interest of the additional measurements obtained through digital image correlation is discussed and highlighted with examples extracted from these three test campaigns. Up to four CCD cameras with a 4Mpixels resolution are used for the stereo digital image correlation and the images are analysed using the Vic3D[®] commercial software.

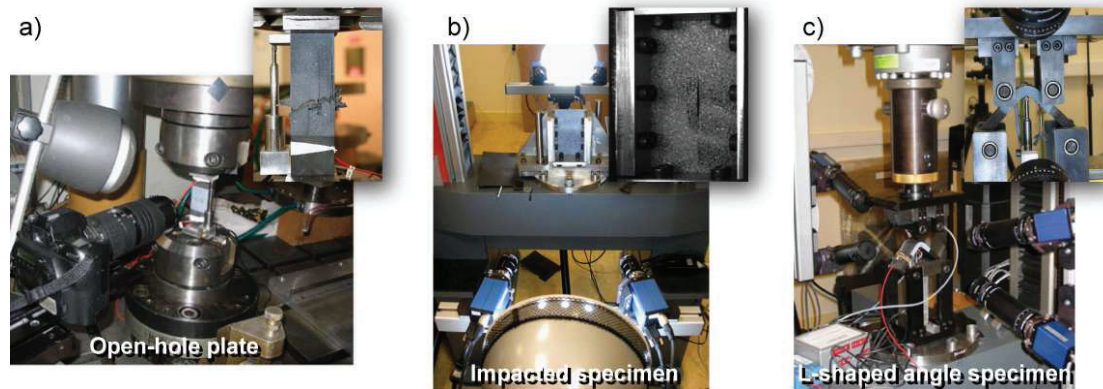


Fig. 1. Experimental device (a) for the multiperforated laminated plates subjected to uniaxial tensile loading; (b) for the laminated plates subjected to compression after impact; (c) for L-shaped angle specimens subjected to a four-point bending test.

3. DIC for validation of the boundary conditions of the tests

The first use of the DIC consists in validating the boundary conditions to be applied in the numerical simulations of the tests performed with complex experimental devices.

For the compression after impact fixture, due to the presence of several anti-buckling guides, it is rather difficult to obtain a perfect alignment of the specimen with the loading axis. Through the analysis of the displacement field measured during the tests, it is possible to measure the initial misalignment of the tested specimens and to introduce it into the finite element (FE) simulation to be representative of the real boundary conditions. Moreover, the DIC can assist in positioning the specimen in the experimental device. In fact, a small level of load is applied first and if the misalignment measured through DIC is reasonable, then the test can be performed, otherwise, the specimen is positioned again and the same procedure is repeated.

For the four-point bending test, the translations and rotations of the loading and support cylindrical noses are measured through DIC during the tests to improve the knowledge of the boundary conditions. The loading noses only translate in the vertical axis of the experimental device (see Fig. 1.c) without rotation, while no translation is observed for the support noses whereas rotation is important. Thanks to

the measurement of the rotation of the support noses through DIC, it is possible to determine experimentally the evolution of the contact area between the support noses and the specimen. The evolution of the contact “points” is strongly linked to the friction between the nose and the composite L-shaped angle specimen. In parallel, some FE simulations have been performed with different coefficients of friction and compared through the DIC measurements. In the present case, it has been demonstrated that friction can be neglected, which is in good agreement with the results obtained with the experimental device in which ball bearings have been introduced.

4. Cross-check between the different measurement techniques

The second interest of the digital image correlation consists in performing a cross-check between the different measurement techniques in order to improve the confidence in the test results. This point has been especially addressed in the four-point bending test campaign on L-angle specimens (see Fig. 1.c). In fact, the measurements of the global curvature of the specimen with a LVDT sensor located at the centre of the inner face of the radius have been compared to the displacements measured through the DIC method. As reported in Fig. 2., the obtained measurements are consistent and permit to validate the global response of the structure. Moreover, thanks to the measurement of the displacement on the two edges of the specimen with two stereo systems, it has been demonstrated that there is no additional torsion of the specimen during the tests.

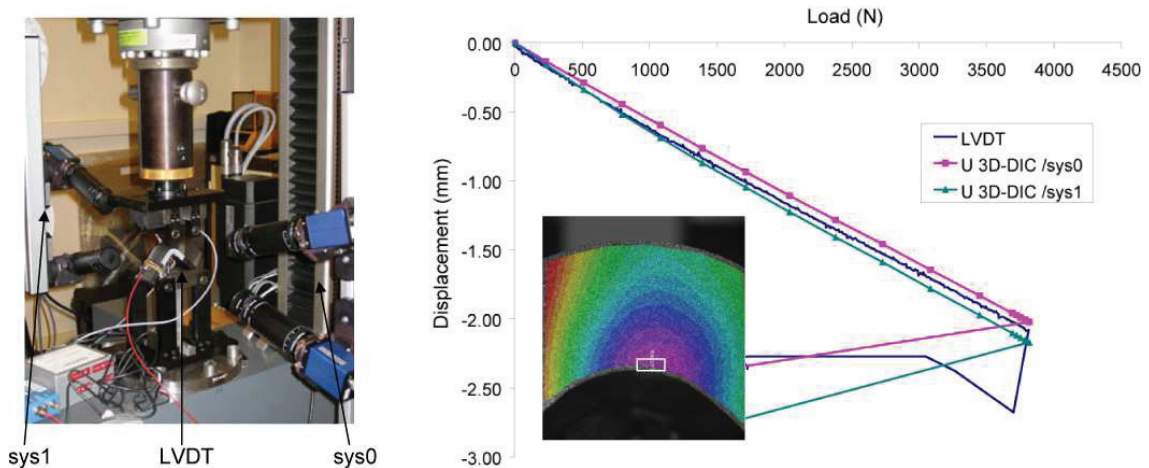


Fig. 2. Comparison of the global curvature measured with a LVDT sensor and that measured through DIC on the two edges of the specimen for the thick oriented laminated L-shaped angle specimen.

Moreover, to measure the material stiffness at the local scale, two strain gauges have been bonded to the inner and outer faces of the specimens. The strain measurements have been compared with those obtained through DIC. Virtual strain gauges have been defined in order to compare the strain measurements, reported in Fig. 3. A good agreement is observed with the measurement of the outer strain gauge and the virtual DIC gauge. Nevertheless, there is an important discrepancy between the measurements of the inner strain gauge and the DIC. This discrepancy has been observed for most of the tested specimens. It has been assumed that it is more difficult to bond a strain gauge (initial misalignment, initial grid bending...) to the inner face because the internal radius is significantly smaller than the outer one.

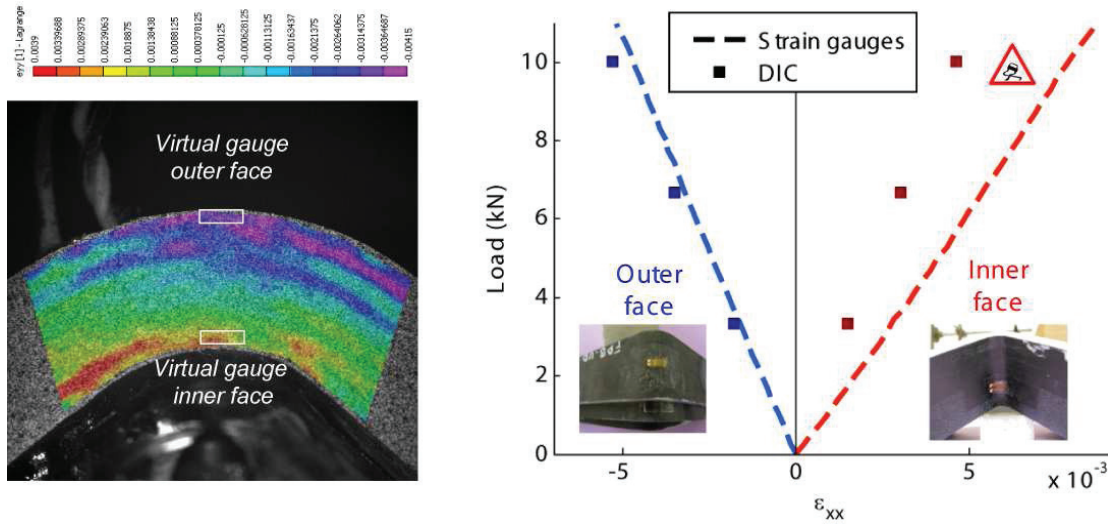


Fig. 3. Comparison of the load/strain curves on the outer and inner faces of the thick oriented laminated L-shaped angle specimen measured with strain gauges and through DIC using virtual gauges.

5. Comprehension of the failure and damage mechanisms

The measurements of the full-field displacement through digital image correlation are very useful to improve the understanding of the different physical mechanisms occurring during tests on composite structures. For many years [11], the measurement of the out-of-plane displacement field has been used to detect the global buckling load of composite structures and the associated buckling mode, as an alternative to the Moiré fringes method. Moreover, using two systems of two cameras to perform stereo correlation on both faces of the specimen, it becomes possible to distinguish a global buckling (i.e. the whole specimen buckles as illustrated in Fig.4.a) from a local wrinkle (due to an initial delamination, only the upper plies of the laminates wrinkle as represented in Fig.4.b). Fig. 4.a presents, through the analysis of the out-of-plane displacement field, the buckling mode of an undamaged laminated $[0_2^\circ/\pm 60_2^\circ]_s$ plate subjected to a uniaxial compressive loading (see Fig. 1.b).

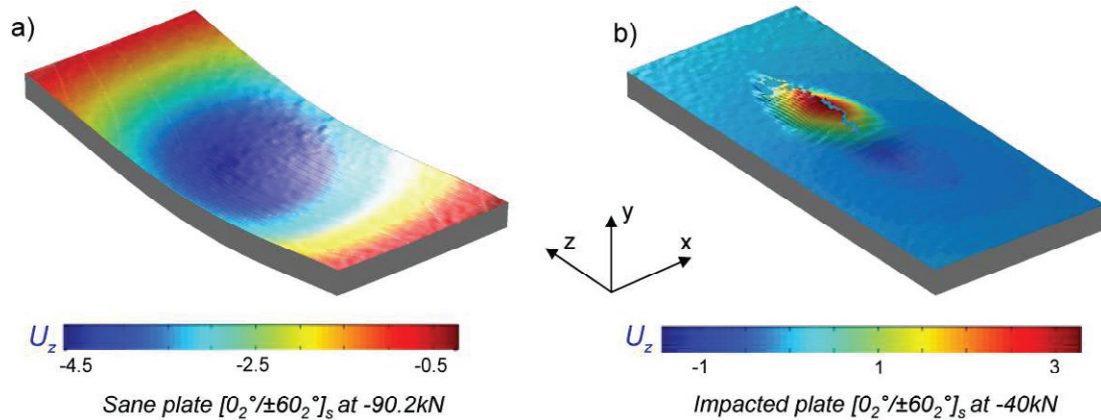


Fig. 4. (a) Determination of the global buckling mode of an undamaged $[0_2^\circ/\pm 60_2^\circ]_s$ plate under -90.2kN; (b) determination of the local buckling of an impacted $[0_2^\circ/\pm 60_2^\circ]_s$ plate under -40 kN.

A second laminated $[0_2^\circ/\pm 60_2^\circ]_s$ plate is first subjected to a low velocity impact inducing delamination between plies and is then tested in compression. In this case, a local buckling is clearly observed (Fig. 4.b) on the opposite face of the impact where the most important delaminated area is located. Moreover, considering the difference between the out-of-plane displacements on the outer and inner faces, it is possible to estimate the evolution of the delaminated area (which induces the local wrinkle of the upper plies of the laminate) until the final failure.

The analysis of the displacement field can also permit to detect mesoscopic intra-laminar cracks in the structures. Indeed, the mesoscopic cracks, which propagate instantaneously through the thickness of the ply, can be detected by analyzing the discontinuity of the displacement field along the mid-plane of each ply. The evolution of the crack density can be automatically measured, after calibration of the critical onset of discontinuity of the displacement to distinguish a crack from noise, using the strain field which permits to detect visually the cracks as illustrated in Fig.5. The measured kinetics of the crack density has been compared successfully in the four-point bending test campaign on L-shaped angle specimens with other techniques such as acoustic emission (as reported in Fig. 5) or micrograph analysis method. Nevertheless, the proposed method can only be used if the cracks are not too close to the inner or outer specimen surfaces and if the crack density remains low (in fact, if the strain gradient of a crack interacts with that of another crack, then the simple proposed method will detect only one crack).

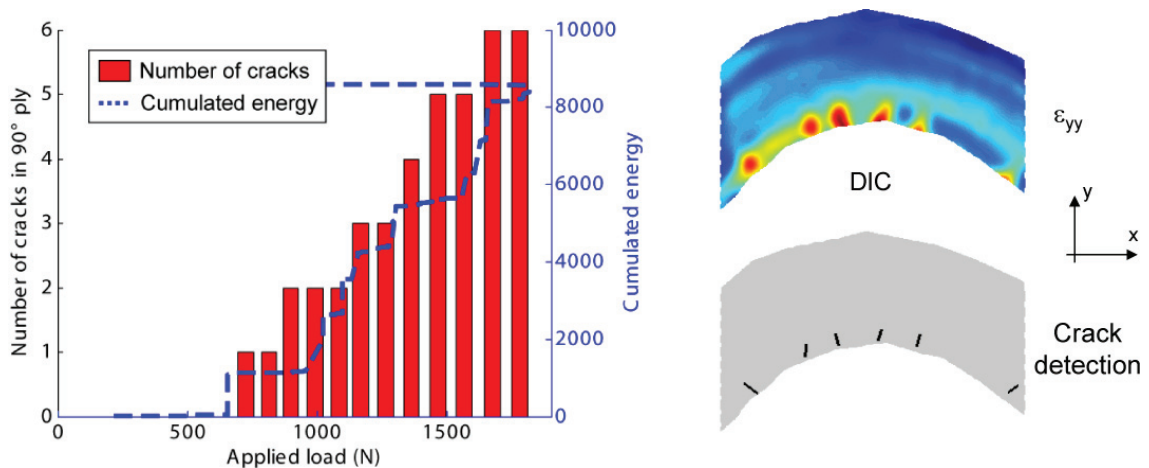


Fig. 5. Comparison between the evolutions of the crack density determined through digital image correlation and measurement of the acoustic emission for the disoriented specimen noted DIS.

6. Validation of the Finite Element simulations

In this section, the validation of finite element simulations on composite structures through comparisons with full-field measurements through Digital Image Correlation is presented and illustrated on the three test campaigns, presented in section 2, performed on coupons subjected to compression after impact, L-angle specimens and open-hole plates.

6.1. Predictions of the global buckling of plates subjected to compressive loading

As mentioned previously, it is possible to measure the onset of global buckling of composite structures and to determine experimentally the associated buckling mode through the analysis of the out-of-plane displacement field. The buckling load, the post-buckling behavior, and the failure of an undamaged $[0_2^\circ/\pm 60_2^\circ]_s$ plate subjected to compression using the CAI device are predicted successfully with the FE code ZeBuLoN.

Moreover, simulations taking into account delamination due to a low velocity impact have been performed and the onset of the local buckling (see Fig. 4.b) is also accurately predicted. The post-local buckled behavior and the final failure of impacted specimens subjected to compressive loading is much more complex and this point is currently addressed.

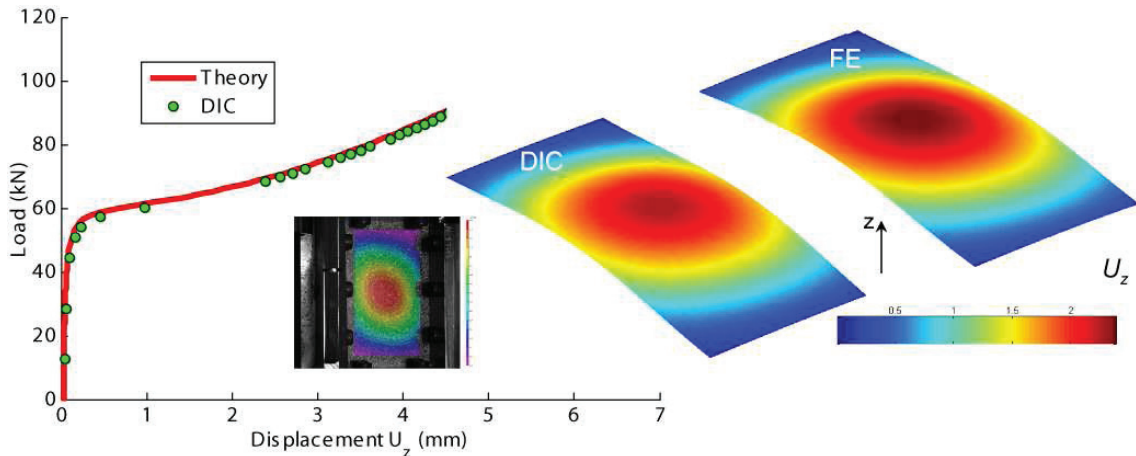


Fig. 6. Validation of the predicted buckling load, buckling mode and post-buckled global response of an undamaged $[0_2^\circ/\pm 60_2^\circ]_s$ plate subjected to compressive loading, thanks to the out-of-plane displacement measured with stereo-digital image correlation.

6.2. Predictions of the out-of-plane behavior in L-shaped angle laminated structures

The full displacement or strain field measured through DIC can also be used to validate the predicted local behavior of the composite materials. In the four-point bending test campaign on L-shaped angle specimens, the measured strain field on the edge of a thick UD L-shaped angle specimen is compared with the strain field predicted by FE simulation at 60% of the failure load. The description of the out-of-plane strain gradient with the FE simulations is qualitatively accurate. The final failure of this specimen is due to delamination occurring in the most loaded part of the radius as reported in Fig. 7. The measured and predicted gradients through the thickness of the specimen are also plotted in Fig. 7.b. After a sensitivity study on the 9 elastic properties (E_{11} , E_{22} , E_{33} , ν_{12} , ν_{23} , ν_{31} , G_{12} , G_{23} , G_{31}) performed with finite element simulations, it has been determined that the strain ϵ_{yy} is only sensitive to the out-of-plane modulus E_{33} . In the FE simulations, the unidirectional ply is assumed to be transversely isotropic, leading to the assumption $E_{22}=E_{33}$ which seems to be relevant, regarding to the accuracy of the strain predictions.

Some additional interlaminar shear stress (ILSS) tests [12] on laminated plates have been performed and in a similar manner the assumption $G_{12}=G_{13}$ (due to the transverse isotropy of the UD ply) has been validated through analysis of the out-of-plane shear strain gradient through the thickness of the laminated UD plate.

Moreover, unfolding tests on L-angle specimens have been performed to validate the proposed 3D damage and failure approach developed at Onera. The lengths of the two legs of the L-shaped angle specimens have been optimized in order to obtain different states of stress into the radius in which the final failure due to delamination occurs. The displacement field measured through DIC has permitted to validate experimentally the FE simulations until the final failure of the specimens.

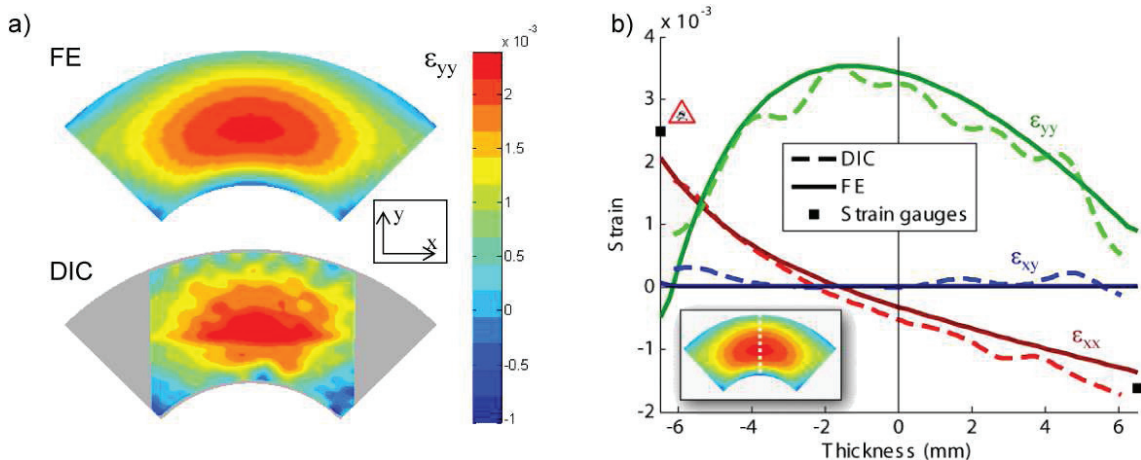


Fig. 7. Comparison (a) between the predicted strain field ϵ_{yy} with FE simulation and the measurements performed through DIC; and (b) between the predicted gradient through the thickness of the strain fields and those measured through DIC for the thick UD L-shaped angle specimen at 60% of the failure load.

6.3. Predictions of the damage patterns in open-hole plates

As discussed in section 5, digital image correlation can be used to detect cracks and their evolution during loading until the final failure. The test campaign on open-hole plates with many holes subjected to tensile loading has been performed to validate the damage and failure approach developed at Onera during the last few years [2].

Fig. 8 presents, respectively, the qualitative comparisons between the predicted matrix damage pattern (noted d_2) on the upper 0° ply of $[0_2^\circ/90^\circ/0_2^\circ]$ perforated plates with 2 holes or 4 holes and the splitting crack detected through DIC on the upper face. The onset, the location, the orientation and the evolution of these splitting cracks until the final failure are well predicted by the proposed damage and failure approach. Further works should consist in using more advanced post-processing of the DIC information, as proposed in [15], in order to identify precisely the crack locations (positions and lengths) for the different load levels to perform quantitative comparisons with the present damage model.

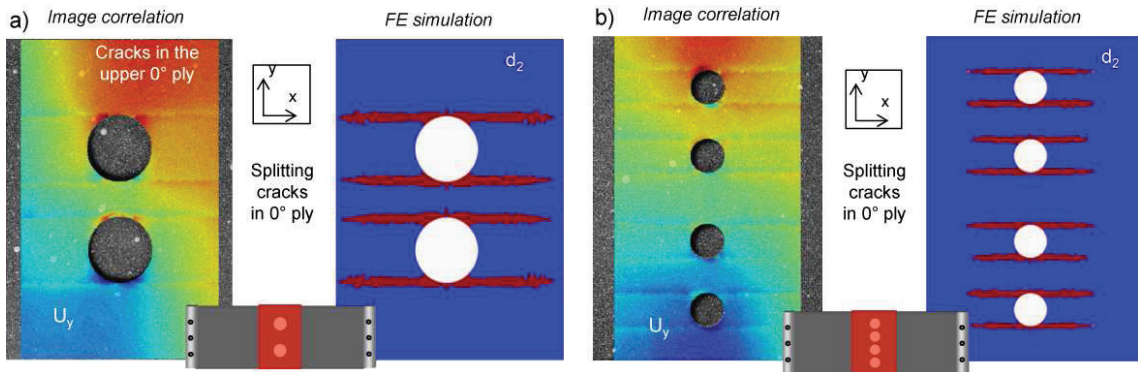


Fig. 8. Comparison of the observed damage detected by DIC in the upper 0° ply with FE predicted matrix damage for $[0_2^\circ/90^\circ/0_2^\circ]$ perforated plates with (a) 2 holes; (b) 4 holes.

7. Conclusions

In order to design composite structures for civil aircrafts, it is necessary to understand the damage and failure mechanisms occurring in these components through experimental test campaigns and associated numerical simulations. The full-field measurements through Digital Image Correlation are used as a help for the analysis of tests on composite structures and it has been illustrated through analysis of three test campaigns performed at Onera dealing with the damage and failure of multi-perforated plates subjected to tensile loading, impacted plates with initial delamination subjected to compressive loading, and L-shaped angle specimens subjected to four-point bending loading.

These tests have been analyzed using different classical measurement techniques (LVDT sensor, strain gauges, acoustic emission...) and through stereo digital image correlation (DIC).

The additional information provided by DIC has permitted to:

- Validate the boundary conditions of the tests, such as detection of initial misalignment of the specimen in the experimental device, for instance,
- Cross-check the measurements obtained with other more classical techniques in order to improve the confidence into these methods,
- Improve the understanding of the damage and failure mechanisms and permit to distinguish a global from a local buckling, or to detect intra-ply damage or delamination...
- Validate the (behavior, buckling, damage and failure) predictions of the Finite Element simulations.

To go further, some works dealing with the inverse identification of the 3D properties of the constitutive UD plies of the composite structures representative of aeronautical components using full-field measurements through DIC are currently under investigation. Different existing approaches presented during the IUTAM symposium, such as Virtual fields method [13] or DIC method assisted by solid mechanics using FE simulations [14], will be considered and applied to different composite structures subjected to 3D multiaxial loadings.

Acknowledgements

A part of this work was carried out under the STAF and STRENGTH projects directed by Airbus and funded by the DGAC which is gratefully acknowledged.

References

- [1] Germain N. *Modélisation non locale de l'endommagement dans les structures composites*. PhD-thesis of Ecole des Mines de Paris; 2006.
- [2] Laurin F., Carrere N., Maire J.-F., *A multiscale progressive failure approach for composite laminates based on thermodynamical viscoelastic and damage models*, Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, 38(1); 2007, p. 198-209.
- [3] Laurin F., Carrere N., Maire J.-F., *Strength analysis methods for high stress gradient parts in composite structures ensuring design office requirements*, Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part G: Journal of Aerospace Engineering, 225(3); 2011, p. 291-301.
- [4] Hautier M. *Analyse des réparations des matériaux composites : mise en œuvre d'un procédé par infiltration et étude du comportement mécanique*. PhD-thesis of the University of Toulouse 3 Paul Sabatier; 2010.
- [5] de Freitas M., Reis L., Failure mechanisms on composite specimens subjected to compression after impact. Composites Structures, 42; 1998, p. 365-373.
- [6] Hautier M., Lévêque D., Huchette C., Olivier P., *Investigation of a composite repair method by liquid resin infiltration*, Proceedings of Composites 2010, American Composites Manufacturers Association, Las Vegas, Nevada USA, 09-11 February 2010.
- [7] Charrier J.-S., Carrere N., Laurin F., Bretheau T., Goncalves-Novo E., Mahdi S., *Proposition of 3D progressive failure approach and validation on tests cases*, Proceeding of ECCM14, Budapest, Hongrie, 07-10 June 2010.
- [8] Charrier J.-S., Carrere N., Laurin F., Bretheau T., Goncalves-Novo E., Mahdi S., *Proposition of a strength analysis method dedicated to composite structures subjected to out-of-plane loadings*, Proceeding of JNC17, Poitiers, France, 15-17 Juin 2011.
- [9] Lévêque D., Laurin F., Mavel A., Carrère N., Laborie J.-M., Goncalves-Novo E., Mahdi S., *Investigation on failure mechanisms of composite structures subjected to 3D state of stresses*, Proceeding of SEM 2010 Annual Conference on Experimental and Applied Mechanics, Indianapolis, Indiana USA, June 7-10 2010.
- [10] Huchette C. *Analyse multiéchelle des interactions entre fissurations intralaminaires et interlaminaire dans les matériaux composites stratifiés*, PhD-thesis of the University of Paris VI ; 2005.
- [11] Degenhardt R., Wilckens D., Rohwer K., Zimmermann R., Teßmer J. *Improved material exploitation of composite airframe structures by accurate simulation of collapse - the COCOMAT project*, Proceeding of 2nd International Conference on Buckling and Postbuckling Behaviour of Composite Laminated Shell Structures, Braunschweig, Germany, 3 -5 September 2008.
- [12] Norm DIN EN 2563. *Unidirectional laminates - Determination of the apparent interlaminar shear strength*, Aerospace series, European standard, 1997.
- [13] Grediac M., *Identifying constitutive parameters from heterogeneous strain fields using the Virtual Fields method*, Proceeding of IUTAM symposium: Full-field measurements and identification in Solid Mechanics, Cachan, France, 04-08 July 2011.
- [14] Roux S., *Mechanical assist to DIC*, Proceeding of IUTAM symposium: Full-field measurements and identification in Solid Mechanics, Cachan, France, 04-08 July 2011.
- [15] Rannou J., Limodin N., Réthoré J., Gravouil A., Ludwig W., Baïetto-Dubourg M.-C., Buffière J.-Y., Combescure A., Hild F., Roux S., *Three dimensional experimental and numerical multiscale analysis of a fatigue crack*, Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering, 199(21-22); 2010, p. 1307-1325.

A multiscale hybrid approach for damage and final failure predictions of composite structures

F Laurin, N Carrere, C Huchette and J-F Maire

Abstract

This paper presents a multiscale hybrid approach for predicting damage and failure of laminated composite structures based on the thermo-mechanical properties (stress/strain behaviour and strength) of the unidirectional plies. This kind of approach is thus predictive for different stacking sequences. The approach introduces viscosity of the matrix in order to obtain an accurate description of the mesoscopic behaviour, especially the non-linearity under shear loading. The failure criterion used is based on physical principles and introduces micromechanical aspects (such as the effect of the local debonding on the non-linear failure behaviour) at the mesoscopic scale. The main improvements, over those proposed in the second world-wide failure exercise, are related to (1) the evolution and effects of the mesoscopic cracks and (2) the coupling between those cracks and delamination (inter-ply damage). This approach has been implemented in an implicit finite element code in order to predict the strength of composite structures, exhibiting different levels of complexity (unnotched plates, open-hole plates) and subjected to complex loadings (membrane or bending loadings). All the 13 Test Cases of the third world-wide failure exercise have been solved.

Keywords

Multiscale modelling, failure criterion, continuum damage modelling, crack density, finite element simulation

Introduction

The prediction of the mechanical behaviour up to final failure of composite structures remains an important topic even after years of investigations. The predictive capabilities of various approaches have been evaluated during the first two “World Wide Failure Exercises,” proposed in References [1,2]. The first exercise was focused on the prediction of the behaviour and failure of different laminated composites (with glass or carbon fibres and different stacking sequences) subjected to in-plane multi-axial loadings. It has been shown at the end of this exercise that the most mature approaches^{3–5} permit an accurate description of the failure of laminates presenting classical stacking sequences. The second World Wide Failure Exercise (WWFE-II) deals with the strength analysis of structures subjected to triaxial loadings² (direct 3D loading including in-plane shear loading combined with hydrostatic pressure). In order to attain this goal, we have proposed a multiscale hybrid failure approach.⁶ The originality of this approach lies on the introduction at the mesoscopic scale of some micromechanical aspects such as the

effect of micro-damages (within the matrix) on the non-linear behaviour and on the strengths at the mesoscopic scale.

However, it is worth mentioning that in order to increase the confidence into the design of their structures, especially for fatigue or durability problems, designers must also be able to describe precisely the nature, the location and the evolution of the different damages up to final failure. This problem is being addressed in the third world-wide failure^{7,8} (WWFE-III). In the present paper, representing a contribution to the WWFE-III, two kinds of damages are especially taken into consideration: transverse cracks and delamination.

Another problem emphasized in the conclusions of the first WWFE (WWFE-I) concerns the

ONERA/DMSC, Châtillon cedex, France

Corresponding author:

F Laurin, ONERA/DMSC, 29 avenue de la Division Leclerc, BP 72, F-92322 Châtillon cedex, France.
Email: frederic.laurin@onera.fr

implementation of the approaches proposed during this exercise into a Finite Element (FE) code. A lot of such approaches are nowadays available in general FE codes. It permits to treat more complex problems in which the stress field is no more homogeneous. This is the second point investigated in the present exercise: prediction of the damage and failure (1) of unnotched coupons subjected to bending (the stress gradient could be considered as moderate) and (2) of open-hole plates subjected to uni-axial tension or compression (in this case the stress gradient is very high near the holes). These failure predictions are not trivial, since they necessitate treating some complex numerical problems such as localization of damage. Moreover, in order to describe delamination in an FE modelling, cohesive zone models seem to be the most effective solution. However, even if the theory of such cohesive models is now well understood, it is still necessary to use this kind of models cautiously because of the numerous associated numerical problems.

The objective of this article is to present the model developed during the last few years at Onera in order to predict the behaviour and the damage up to final failure of the composite structure. The present model shares the same general philosophy as the model proposed in the framework of WWFE-II⁶ and is briefly described in the following section. Moreover, the main improvement of the proposed approach concerns the description of damage mechanisms and is presented in detail in this paper. Finally, the results of the test cases are presented and a discussion concerning the present modelling is proposed.

Background on progressive multiscale failure approaches at Onera

While microscopic failure approaches constitute the most promising modelling,^{9,10} they are not yet mature enough to be used in the industries because of the complexity of the modelling and of the associated identification procedure. Therefore, the choice of the elementary entity of the modelling is the unidirectional ply. The mesoscopic scale presents the best compromise: difficulties in identification/complexity of modelling/accuracy of the predictions.

Most of the mesoscopic failure approaches proposed in the literature are generally implemented by following five main steps which are: (step 1) the method of change of scales, from the macroscopic scale to the mesoscopic scale (and the way back), (step 2) the mesoscopic behaviour which permits to determine the stress and strain inside the different UD plies constituting the laminate, (step 3) the mesoscopic failure criterion which permits to predict the failure of a ply inside the laminate, (step 4) the degradation model of the failed

ply which describes the decrease of its mechanical properties and (step 5) the definition of the final failure of the specimen which is not necessarily the ply failure in fibre mode.

2D multiscale progressive failure approach proposed for WWFE-I

This model is aimed at describing the behaviour up to final rupture of laminates subjected to multiaxial in-plane loadings.

The proposed method of change of scales (step 1) is written in a general framework which permits to predict the mechanical response of a laminate (symmetrical or not) subjected to combined in-plane membrane loadings and bending loadings. Moreover, the present method of change of scales has been extended to the non-linear behaviour.¹¹

In our point of view, in order to predict accurately a ply failure inside a laminate, it is an absolute necessity to estimate accurately the mesoscopic stresses and strains (step 2). A thermo-viscoelastic non-linear behaviour¹² has thus been proposed which permits to take into account (1) the thermal residual stresses through a simple thermo-elastic behaviour (essential to estimate accurately the first ply failure in a laminate) and (2) the viscosity of the matrix modelled with a non-linear viscoelastic behaviour (essential to predict accurately the failure of $[\pm\theta^\circ]_s$ laminates and able to predict the effects of the loading rate and failure during creep or relaxation tests).

The proposed failure criterion (step 3) is based on the Hashin's assumptions;¹³ two failure modes are taken into account: a fibre failure (FF) mode and an in-plane interfibre failure (IFF) mode. For each failure mode, a distinction is made between failures in tension and in compression due to their different failure mechanisms. The main improvements of the FF criterion are (1) a coupling between the state of damage of the matrix and the longitudinal tensile strength and (2) taking into account the effect of the in-plane shear loading on the longitudinal compressive strength while avoiding erroneous predictions for pure in-plane shear loading. The main improvements of the IFF criterion are (1) the description of the strength reinforcement for combined transverse compression and in-plane shear loading without additional identification tests and (2) taking into account the effect of premature failure of fibres (δ_f) on the IFF strength, even for non-proportional tests.

The progressive degradation model (step 4) is based on continuum damage models which were developed at Onera.¹⁴ The main idea is based on modelling the crack density in a ply inside a laminate by an equivalent homogenized ply in the laminate.^{12,15} The aim of this

damage model only is based upon modelling the effect of a ply failure on the macroscopic behaviour and on the final failure of the laminate. The mesoscopic damage modelling presented in this section is predictive for different stacking sequences from the knowledge of the intrinsic mechanical properties of the damaged ply. Moreover, the framework of the continuum damage theory ensures the second principle of the thermodynamic and permits to obtain robust predictions even for complex multiaxial loadings (proportional or non-proportional loading paths).

This model permits to describe correctly the non-linear behaviour, the sequence of ply failures and the final failure of various laminates¹² subjected to multi-axial in-plane loadings.

3D hybrid multiscale progressive failure approach for WWFE-II

This model is aimed at describing the behaviour up to final rupture of laminates subjected to triaxial loadings.

Because of the limitations of the classical laminate theory (CLT) to in-plane loadings, a 3D meso/macro change of scale method is proposed (step 1), based on the transformation field analysis method.¹⁶

The main idea of the proposed hybrid multiscale failure approach is based on introducing, at the mesoscopic scale, the effects of failure occurring at the microscopic scale, on the non-linear behaviour (step 2) and the strengths of the UD ply (step 3).

The proposed viscoelastic behaviour distinguishes between the deviatoric part and the hydrostatic part of the stress tensor. The effects of micro-damages (micro-cracks inside the matrix or fibre/matrix debonding) on the viscoelastic behaviour are taken into account as outlined in the section dedicated to the non-linear mesoscopic behaviour.

The failure criteria used to describe the failure of the plies are based on effective strengths, which are defined as a function of the “virtual” mesoscopic strengths without any micro-damage and of the micro-damages degrading the effective strengths.

This hybrid multiscale failure approach has been proposed in the framework of WWFE-II exercise, and the comparisons with experimental data¹⁷ have demonstrated its good capabilities to predict the catastrophic (final) rupture of various composite laminates under complex 3D loadings.

3D hybrid multiscale damage and failure approach for WWFE-III

In the previous phenomenological progressive failure models, the damage variables were considered simply as “effect variables” which only estimate the effect of

damage on the macroscopic behaviour and failure of the laminate. Nevertheless, these damage variables could not be directly linked to the physical observed indicators of damage such as crack density in the different plies or length of local delamination between the different layers. The estimation of the crack density is essential in order to predict accurately the residual strength for structures that has been impacted or in durability problems (fatigue,^{18,19} oxidation²⁰). The majority of the test cases investigated in the present framework concerns the prediction of the crack density and its effect on the behaviour up to final rupture of various composites subjected to in-plane loadings.

The main improvement, as compared to the model proposed in WWFE-II, is the development of a progressive damage model (step 4) based on physical variables such as the crack density and the associated local delamination (described in the section dedicated to transverse crack modelling). The proposed physical damage model is based on previous work performed at Onera^{21,22} in which a separate testing program on cross-ply and quasi-isotropic laminates subjected to tensile loading has been performed in order to obtain quantitative information concerning the evolution of the crack density and the associated length of local delamination. According to these measurements, a discrete damage model has been proposed, identified and validated on the experimental data obtained at Onera or found in the literature. One of the main conclusions of this work was to evidence the strong interaction between crack density and the associated local delamination.

All the other features (micro-damages, viscoelastic behaviour adapted to 3D loadings such as hydrostatic pressure...) developed during WWFE-II are of course maintained in the present model.

Figure 1 summarizes the general philosophy of the proposed progressive hybrid damage and failure modelling and presents the different steps in order to predict accurately the behaviour, the crack density and the final failure of the laminated specimen under consideration.

Another challenge concerns the prediction of the rupture of composite structures with geometrical singularities inducing high stress gradients such as open-hole plates. In order to fulfil this goal, the proposed model has been implemented into an implicit general FE Code.

Presentation of the proposed 3D refined damage and failure approach

Non-linear mesoscopic behaviour

This part is dedicated to the presentation of the non-linear mesoscopic behaviour occurring prior to

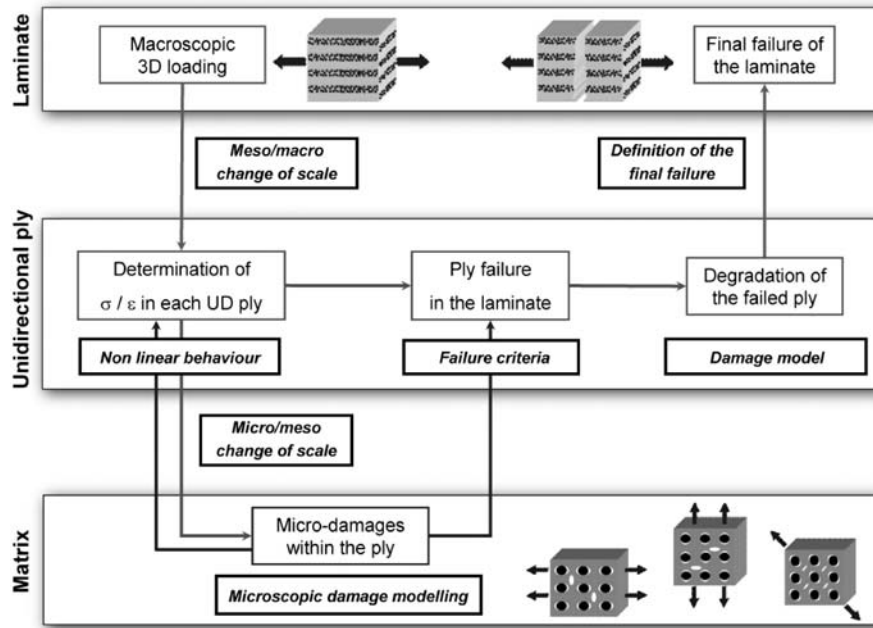


Figure 1. Presentation of the general philosophy of the proposed multiscale hybrid damage and failure approach.

the ply failure. Some modifications have been performed as compared to the behaviour used in the previous version proposed in WWFE-II.⁶ Therefore, the behaviour law is briefly reminded and the improvements, developed for the present study, are detailed in this section.

In order to predict accurately the final failure of laminates, it is necessary to describe correctly the non-linear behaviour of the UD plies, as described in equation (1).

$$\tilde{\sigma} = \tilde{\tilde{C}} : \left(\tilde{\varepsilon} - \tilde{\varepsilon}^{th} - \tilde{\varepsilon}^{ve} - \tilde{\varepsilon}^p \right) \quad \text{with} \quad \tilde{\tilde{C}} = \tilde{\tilde{S}}^{-1} \quad (1)$$

where $\tilde{\sigma}$ is the mesoscopic stress, $\tilde{\tilde{C}}$ the elastic apparent stiffness (see the section dedicated to the effect of in-plane damage for more details), $\tilde{\varepsilon}$ is the total strain, $\tilde{\varepsilon}^{th}$ is the thermal strain (with α the ply expansion tensor, T_0 the stress free temperature of the ply and T the temperature of the tests), $\tilde{\varepsilon}^p$ is a permanent strain due to the micro-damages and $\tilde{\varepsilon}^{ve}$ is the non-linear viscoelastic strain. These different non-linear strains are detailed in the following.

The viscoelastic strain $\tilde{\varepsilon}^{ve}$ is assumed to be the sum of some elementary viscous mechanisms ($\tilde{\xi}_i$ is the i th elementary viscous strain) defined through their relaxation time τ_i and their weight μ_i (see equations (2–4))

$$\dot{\tilde{\varepsilon}}^{ve} = \sum_i g_i(\tilde{\sigma}) \dot{\tilde{\xi}}_i \quad \text{and} \quad \dot{\tilde{\xi}}_i = \frac{1}{\tau_i} \left(\mu_i g_i(\tilde{\sigma}) \tilde{\tilde{S}}_{\approx R}^{UD} : \tilde{\sigma} - \tilde{\xi}_i \right) \quad (2)$$

with

$$g_i(\tilde{\sigma}) = 1 + \mu_i \left(\frac{|\sigma_{eq}|^+}{\sigma_0^{UD}} \right)^{p^{UD}} \quad \text{and} \quad \sigma_{eq} = \sqrt{{}^t \tilde{\sigma} : M_{\approx d}^{UD} : \tilde{\sigma} + c^{UD} \text{tr} \left(B_m : \tilde{\sigma} \right)} \quad (3)$$

with

$$\tilde{\tilde{S}}_{\approx R}^{UD} = S_{\approx R}^{UD} + \sum_{i=2}^3 \delta_i H_{\approx i}^{ve} \quad \text{and} \quad M_{\approx d}^{UD} = a^{UD} {}^t B_m : H_{\approx}^D : B_m \quad (4)$$

The proposed viscoelastic law presents two different sources of non-linearities. The first non-linearity (equation (3)) is inherent to the viscosity of the matrix and described through the non-linear functions $g_i(\tilde{\sigma})$. The equivalent stress (σ_{eq}) distinguishes a deviatoric part and a hydrostatic part in order to take into account the effect of a hydrostatic pressure on the mesoscopic behaviour. The fourth order tensor H^D is the classical deviatoric tensor reminded in Reference [6] and B_m is the localization tensor,²³ which correlate the stress at the ply scale with the stress in the matrix.

It is worth mentioning that the parameters of the mesoscopic viscoelastic behaviour ($p^{UD}, \sigma_0^{UD}, c^{UD}$) are inherited from the identified parameters of the

viscoelastic behaviour of the matrix. The second non-linearity (equation (4)) is due to the coupling between the micro-damages (δ_2, δ_3) and the viscous compliance (\tilde{S}_R^{UD}), through the introduction of the effects tensors (H^{ve}).

\approx_i The matrix micro-damages (δ_2 and δ_3) could be fibre/matrix debondings or cracks within the matrix. The evolution of this damage is a function of the elastic strain within the matrix (ε^e), obtained through a simple method of localization.²³ This scalar damage law assumes that the orientations of the cracks are imposed by the architecture of the material.

$$y_2 = (y_2^{np_y} + a_{y2} y_2^{ip_y})^{1/p_y} \text{ with} \quad (5)$$

$$\times \begin{cases} y_2^i = \frac{1}{2} C_{m22} \varepsilon_m^{e+2} \\ y_2^t = \frac{1}{2} (b_2 C_{m44} \gamma_{m23}^{e+2} + b_2^p C_{m66} \gamma_{m12}^{e+2}) \end{cases}$$

$$\delta_i = d_i^c \left(1 - e^{-\left(\frac{\langle \sqrt{y_i} - \sqrt{y_i^0} \rangle^+}{\sqrt{y_i^c}} \right)^{p_i}} \right) \text{ with} \quad (6)$$

$$\dot{\delta}_i \geq 0 \text{ for } i = (2,3)$$

where C_m is the elastic stiffness of the matrix, ε_m^{e+} the positive part²⁴ of the elastic strain tensor of the matrix (defined by $\varepsilon_m^e = K_M : \sigma$ where K_M is a localization tensor calculated by a Mori-Tanaka approach²³), y_i the thermodynamical forces of the proposed damage law and $\langle \cdot \rangle^+$ are the Macauley brackets. $a_{y2}, b_2, b_2^p, p_y, d_i^c, y_i^0, y_i^c, p_i$ are material coefficients given in the section dedicated to the identification of the model on the materials proposed in the WWFE-III. It should be noted that y_3 is given by a simple permutation of the indices in equation (5).

Finally, a permanent strain ε^p is created by these micro-damages. This permanent strain represents the residual strain after unloading. This residual strain is observed even after an infinite recovery time. This effect cannot be taken into account in the previous viscoelastic model. This permanent strain has thus been introduced to describe more accurately the cyclic behaviour. This permanent strain is a linear function of the evolution of the matrix micro-damages and could only increase during tests.

$$\dot{\varepsilon}^p = \sum_{i=2}^3 \chi_i \dot{\delta}_i \left(H_i^{ve} : \sigma \right) \quad (7)$$

χ_2, χ_3 are material coefficients also given in the section dedicated to the identification of the model on the materials proposed in the WWFE-III.

Finally, the effective compliance tensor $\tilde{\tilde{S}}$ is defined as follows

$$\tilde{\tilde{S}} = \tilde{S}^0 + \Delta \tilde{\tilde{S}}(d_1^+) + \Delta \tilde{\tilde{S}}(d_1^-) + \Delta \tilde{\tilde{S}}(\bar{\rho}, \bar{\mu}) + \Delta \tilde{\tilde{S}}(d_2^-) \\ + \Delta \tilde{\tilde{S}}(d_3^+) + \Delta \tilde{\tilde{S}}(d_3^-) \quad (8)$$

where $\Delta \tilde{\tilde{S}}(d_1^+)$ and $\Delta \tilde{\tilde{S}}(d_1^-)$ are, respectively, the effect of fibre rupture in tension and in compression on the compliance tensor, $\Delta \tilde{\tilde{S}}(d_3^+)$ and $\Delta \tilde{\tilde{S}}(d_3^-)$ are, respectively, the effect of out-of-plane interfibre rupture in tension and in compression on the compliance tensor, $\Delta \tilde{\tilde{S}}(\bar{\rho}, \bar{\mu})$ and $\Delta \tilde{\tilde{S}}(d_2^-)$ are, respectively, the effect of in-plane interfibre rupture in tension and in compression on the compliance tensor. These different failure mechanisms are explained in the following section.

Catastrophic failure mechanisms

The FFs and the out-of-plane failures are considered as catastrophic. The in-plane transverse compression failure is also considered as catastrophic. These failure criteria are presented in the two following sections. Then, the effects of these catastrophic modes are modelled using softening behaviour as explained in the dedicated section.

Compared to the version proposed in WWFE-II,⁶ only minor improvements have been introduced, especially in fibre mode. The catastrophic failure criteria are thus briefly reminded in the following.

Failure criteria in fibre mode

The longitudinal tensile failure of a UD ply is represented in Figure 2(a). The tensile FF criterion (f_+^1) is a strain criterion expressed in equation (9), where F^{1+} is the associated failure tensor (equation (10)) $\tilde{\tilde{S}}$ and depends on the longitudinal tensile strain at failure of the UD ply ($X_{\varepsilon t}^{UD}$), on the longitudinal tensile strain at failure of a dry fibre bundle ($X_{\varepsilon t}^{yarm}$) and on the effective micro-damages (δ_2, δ_3) within the considered UD ply.

$$f_+^1 = \frac{Y_{1+}^{eq}}{Y_{1+}^0} = 1 \text{ with } \begin{cases} Y_{1+}^{eq} = \varepsilon : F^{1+} : \varepsilon \\ Y_{1+}^0 = 1 \end{cases} \quad (9)$$

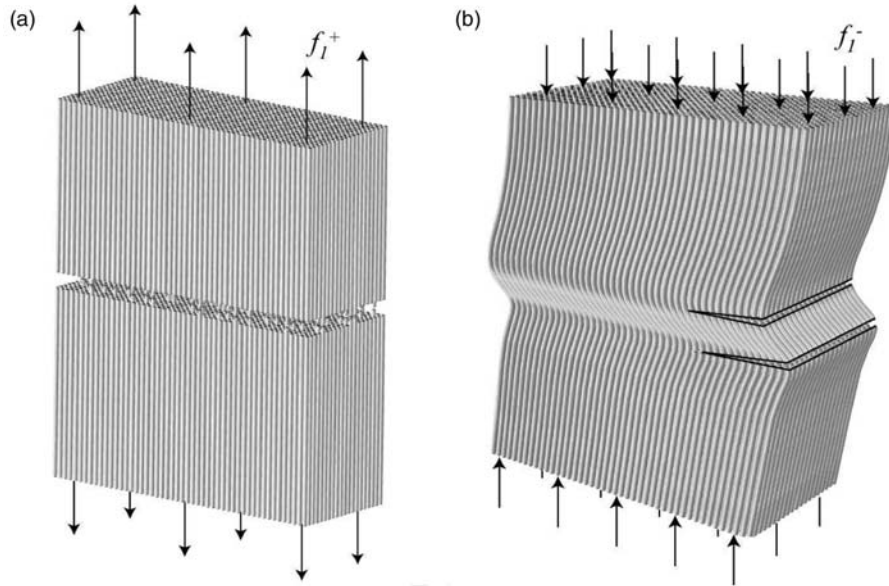


Figure 2. Catastrophic failure mechanisms of the UD ply in fibre mode: (a) failure in longitudinal tension and (b) failure in longitudinal compression.

$$\begin{cases} F_{11}^{1+} = \eta_1 / \tilde{X}_{\epsilon t}^2 & \text{with } \tilde{X}_{\epsilon t} = X_{\epsilon t}^{UD} e^{-h_{1t}(\delta_2 + \delta_3)} + X_{\epsilon t}^{arm} (1 - e^{-h_{1t}(\delta_2 + \delta_3)}) \\ \eta_1 = \begin{cases} 1 & \text{if } \sigma_{11} \geq 0 \\ 0 & \text{if } \sigma_{11} < 0 \end{cases} \end{cases} \text{ and the other components of the tensor } \tilde{F}^{1+} \text{ are null} \quad (10)$$

In fact, it has been experimentally demonstrated that the effective longitudinal tensile strain at failure of the UD ply depends on the state of degradation of the matrix.²⁵ This coupling permits to obtain conservative final failure predictions, especially for Eglass/epoxy composite materials. Only the material coefficient h_{1t} has to be identified (see the section dedicated to the identification of the model on the materials proposed in the WWFE-III).

The longitudinal compressive ply failure is due to fibre kinking²⁶ and is represented in Figure 2(b). The compressive FF criterion (f_1^- reported in equation 11) could be considered a “plastic shear band” expressed in the fracture planes (1, 2) or (1, 3).

$$f_1^- = \frac{\text{Max}_{i=\{2,3\}} \left(\sqrt{g_n^{1-} (\sigma_{11} - \sigma_{ii})^2 + g_t^{1-} \tau_{1i}^2} \right) \cdot \epsilon_{11}^-}{\tilde{Y}_{1-}^0} = 1 \quad (11)$$

$$\tilde{Y}_{1-}^0 = Y_{1-}^0 \frac{1 - \delta_f}{1 + h_{1-}(\delta_2 + \delta_3)} \text{ and } \delta_f = 1 - e^{-\left(\frac{(\sigma_{11} - \sigma_i^f)^+}{\sigma_1^f} \right)^m} \quad (12)$$

where the variable \tilde{Y}_{1-}^0 represents the onset of the compressive FF criterion which is a function of the matrix

micro-damages (δ_2, δ_3). $Y_{1-}^0, g_n^{1-}, g_t^{1-}$ and h_{1-} are material parameters. \tilde{Y}_{1-}^0 is also defined as a function of the damage due to premature single fiber failure (δ_f) as proposed for the two interfibre compressive criteria (equation (12)).

These premature FFs are due to a statistical effect in the fibre strength²⁷ and lead to fibre/matrix debondings which facilitate the emergence of the failure of the UD ply. σ_{11}^f is the longitudinal stress in the fibre obtained through a simple method of localization,²³ while $\sigma_1^{0f}, \sigma_1^{cf}$ and m are material parameters.

Failure criteria for interfibre mode

The through-the-thickness tensile failure within a UD ply is represented in Figure 3(a). The failure criterion for the out-of-plane tensile interfibre ply failure (f_3^+) is expressed in equation 13.

$$f_3^+ = \frac{Y_{3+}^{eq}}{\tilde{Y}_{3+}^0} = 1 \text{ with } \begin{cases} Y_{3+}^{eq} = {}^t \sigma : \tilde{F}^{3+} : \sigma \\ \tilde{Y}_{3+}^0 = Y_{3+}^0 (1 - \delta_f) \end{cases} \quad (13)$$

$$\begin{cases} F_{33}^{3+} = \eta_3 / \tilde{Z}_t^{*2}, F_{23}^{3+} = 1 / \tilde{S}_{23}^{*2} \text{ and } F_{13}^{3+} = 1 / \tilde{S}_{13}^{*2} \\ \text{the other components of tensor } \tilde{F}^{3+} \text{ are null} \end{cases} \quad (14)$$

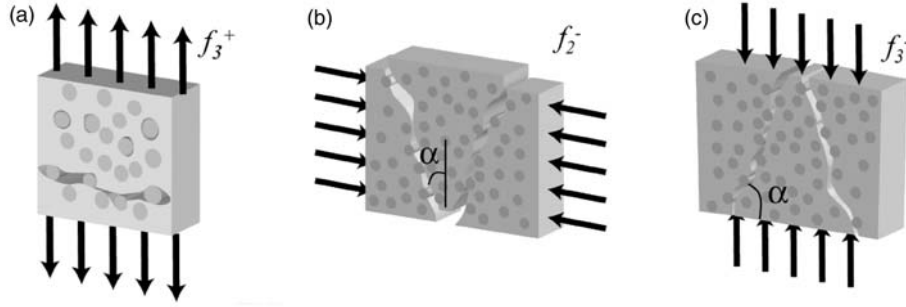


Figure 3. Catastrophic failure mechanisms of the UD ply in interfibre mode: (a) failure in through-the-thickness tension, (b) failure in transverse compression and (c) failure in through-the-thickness compression.

$$\text{with } \begin{cases} \tilde{Z}_t^* = Z_t^*/(1 + h_{3t}\delta_3) \\ \tilde{S}_{23}^* = S_{23}^*/(1 + h_{23t}\delta_3) \\ \tilde{S}_{13}^* = S_{13}^*/(1 + h_{13t}\delta_3) \end{cases} \text{ and } \eta_3 = \begin{cases} 1 & \text{if } \sigma_{33} \geq 0 \\ 0 & \text{if } \sigma_{33} < 0 \end{cases} \quad (15)$$

where F^{3+} is the associated failure tensor (equation (14)) and depends on the effective out-of-plane tensile strength (\tilde{Z}_t^*) and on the out-of-plane shear strengths (\tilde{S}_{13}^* and \tilde{S}_{23}^*). These effective strengths are defined as a function of the “virtual” mesoscopic strengths without any micro-damage (Z_t^* , S_{13}^* and S_{23}^*) and of the matrix micro-damage (δ_3) which reduces the effective strengths. h_{3t} , h_{23t} and h_{13t} are material parameters. The physical meaning of the “virtual” mesoscopic strengths and the associated experimental proofs (test case 2 of the WWFE-II) are presented in Reference [24]. The identification procedure of the “virtual” mesoscopic strengths is briefly described in this paper and more details can be found in Reference [24].

The variable \tilde{Y}_{3+}^0 represents the onsets of the tensile IFF criterion which is defined as a function of the damage due to premature single FF (δ_f).

The failure criteria for the in-plane compressive interfibre ply failure (f_2^- in equation (16)) and for the out-of-plane compressive interfibre ply failure (f_3^- in equation (17)) are energy criteria, expressed, respectively, in the fracture planes (3,2) and (2,3) making an angle $\pm\alpha$ with respect to the axes 2 and 3, as represented in Figure 3(b) and (c).

$$f_2^- = \frac{\text{Max}_{\theta=\{-\alpha,+\alpha\}} \left(g_n^{2-} |\tau_n^{(3,2)\theta} \gamma_n^{(3,2)\theta}| + g_t^{2-} |\tau_t^{(3,2)\theta} \gamma_t^{(3,2)\theta}| \right)}{\tilde{Y}_{2-}^0} \quad (16)$$

$$= 1 \quad \text{if } \sigma_2 < 0$$

$$f_3^- = \frac{\text{Max}_{\theta=\{-\alpha,+\alpha\}} \left(g_n^{3-} |\tau_n^{(2,3)\theta} \gamma_n^{(2,3)\theta}| + g_t^{3-} |\tau_t^{(2,3)\theta} \gamma_t^{(2,3)\theta}| \right)}{\tilde{Y}_{3-}^0} \quad (17)$$

$$= 1 \quad \text{if } \sigma_3 < 0$$

with

$$\tilde{Y}_{i-}^0 = Y_{i-}^0 \frac{1 - \delta_f}{1 + h_{i-}(\delta_2 + \delta_3)} \quad \text{for } i = (2,3) \quad (18)$$

where $\tau_n^{(2,3)\theta}$, $\tau_t^{(2,3)\theta}$, $\gamma_n^{(2,3)\theta}$, $\gamma_t^{(2,3)\theta}$ and $\tau_n^{(3,2)\theta}$, $\tau_t^{(3,2)\theta}$, $\gamma_n^{(3,2)\theta}$, $\gamma_t^{(3,2)\theta}$ are, respectively, the normal and tangential shear stresses and strains in the fracture planes (3,2) and (2,3) making an angle $\theta = \pm\alpha$ with respect to the axes 2 and 3. The variables \tilde{Y}_{i-}^0 (expressed in equation (18)) represent the onsets of the failure compressive criteria and are defined as a function of the matrix micro-damages (δ_2 , δ_3) and of the damage due to premature single FFs (δ_f). For the sake of simplicity, the angles of the fracture planes for the in-plane and out-of-plane interfibre compression are assumed to be equal to $\alpha = 45^\circ$.

The equations of all the catastrophic failure mechanisms are summarised in Table 1.

Associated softening behaviour

A different damage variable is assigned to each failure mechanism presented in the previous section. These failure mechanisms being catastrophic, the evolution of these damage variables lead to softening behaviours. These evolution laws of damage are expressed by the following equation

$$d_i^\pm = \alpha_i^\pm \left(\sqrt{f_i^\pm(\sigma^{eff})} - 1 \right)^{n_i^\pm} \quad \text{and} \quad \Delta \tilde{S}(d_i^\pm) = \sum_i d_i^\pm H_{\approx i}^{eff} \quad (19)$$

where i represents the failure mode ($i=1-3$) and \pm stands for either traction (+) or compression (-). α_i^\pm and n_i^\pm are material parameters. The terms $d_i^\pm H_{\approx i}^{eff}$ represent the effects of the different failure modes on the compliance of the failed ply as reported in equation (8). More details on evolution laws of

Table 1. Equations of the catastrophic failure criteria for UD ply.

Fibre failure mode in tension

$$f_1^+ = \frac{Y_{1+}^{eq}}{Y_{1+}^0} = 1 \text{ with } \begin{cases} Y_{1+}^{eq} = \tilde{\varepsilon} : F^{1+} : \tilde{\varepsilon} \\ Y_{1+}^0 = 1 \end{cases}$$

where $F_{11}^{1+} = \eta_1 / \tilde{X}_{et}^2$ with $\eta_1 = \begin{cases} 1 & \text{if } \sigma_{11} \geq 0 \\ 0 & \text{if } \sigma_{11} < 0 \end{cases}$

$$\tilde{X}_{et} = X_{et}^{UD} e^{-h_{it}(\delta_2 + \delta_3)} + X_{et}^{lam} (1 - e^{-h_{it}(\delta_2 + \delta_3)})$$

The other components of the tensor F^{1+} are null

Fibre failure mode in compression

$$f_1^- = \frac{\text{Max}_{i=\{2,3\}} \left(\sqrt{g_n^{1-} (\sigma_{11} - \sigma_{ii})^2 + g_t^{1-} \tau_{ii}^2} \right) \cdot \tilde{\varepsilon}_{11}^-}{\tilde{Y}_{1-}^0} = 1$$

The considered fracture planes are (1,3) and (1,3)

and \tilde{Y}_{1-}^0 is defined by $\tilde{Y}_{1-}^0 = Y_{1-}^0 \frac{1 - \delta_f}{1 + h_{1-}(\delta_2 + \delta_3)}$

with Y_{1-}^0 the onset of the fibre failure compressive criterion of the UD ply and $\delta_f, \delta_2, \delta_3$ the micro-damages

Out-of-plane interfibre failure mode in tension

$$f_3^+ = \frac{Y_{3+}^{eq}}{Y_{3+}^0} = 1 \text{ with } \begin{cases} Y_{3+}^{eq} = \tilde{\sigma} : F^{3+} : \tilde{\sigma} \\ Y_{3+}^0 = Y_{3+}^0 (1 - \delta_f) \end{cases}$$

where F^{3+} is defined from UD strengths:

$$F_{33}^{3+} = \eta_3 / \tilde{Z}_t^{*2}, F_{23}^{3+} = 1 / \tilde{S}_{23}^{*2} \text{ and } F_{13}^{3+} = 1 / \tilde{S}_{13}^{*2}$$

with $\begin{cases} \tilde{Z}_t^* = Z_t^* / (1 + h_{3t}\delta_3) \\ \tilde{S}_{23}^* = S_{23}^* / (1 + h_{23t}\delta_3) \\ \tilde{S}_{13}^* = S_{13}^* / (1 + h_{13t}\delta_3) \end{cases}$

and $\eta_3 = \begin{cases} 1 & \text{if } \sigma_{33} \geq 0 \\ 0 & \text{if } \sigma_{33} < 0 \end{cases}$

The other components of the tensor F^{3+} are null

In-plane and out-of-plane interfibre failure modes in compression

$$f_2^- = \frac{\text{Max}_{\theta=\{-\alpha, +\alpha\}} \left(g_n^{2-} |\tau_n^{(3,2)\theta} \gamma_n^{(3,2)\theta}| + g_t^{2-} |\tau_t^{(3,2)\theta} \gamma_t^{(3,2)\theta}| \right)}{\tilde{Y}_{2-}^0} = 1$$

Where $\tilde{Y}_{i-}^0 = Y_{i-}^0 \frac{1 - \delta_f}{1 + h_{i-}(\delta_2 + \delta_3)}$ for $i = (2,3)$

$$f_3^- = \frac{\text{Max}_{\theta=\{-\alpha, +\alpha\}} \left(g_n^{3-} |\tau_n^{(2,3)\theta} \gamma_n^{(2,3)\theta}| + g_t^{3-} |\tau_t^{(2,3)\theta} \gamma_t^{(2,3)\theta}| \right)}{\tilde{Y}_{3-}^0} = 1$$

The normal and tangential shear stresses and strains used in the failure criterion are expressed in the fracture planes (3,2) and (2,3) making an angle $\theta = \pm 45^\circ$ with respect to the axes 2 and 3.

damage due to catastrophic failure modes and on the associated effect tensors can be found in Reference [24]. In order to obtain a softening behaviour, an effective stress is used in the different failure criteria. This effective stress is expressed in the following equation

$$\tilde{\sigma}^{eff} = C_0 : \left(\tilde{\varepsilon} - \tilde{\varepsilon}^{th} - \tilde{\varepsilon}^{ve} - \tilde{\varepsilon}^p \right) \quad (20)$$

It means that until the failure criterion is reached, this effective stress is equal to the ‘‘true’’ stress ($\tilde{\sigma}$).

When the failure criterion is attained, the effective stress continues to increase while the true stress decreases.

Transverse crack modelling

Transverse cracking is a major damage mechanism in a UD ply subjected to in-plane loadings. These transverse cracks are initiated from fibre/matrix interface debonding or matrix micro-cracks. The coalescence of these

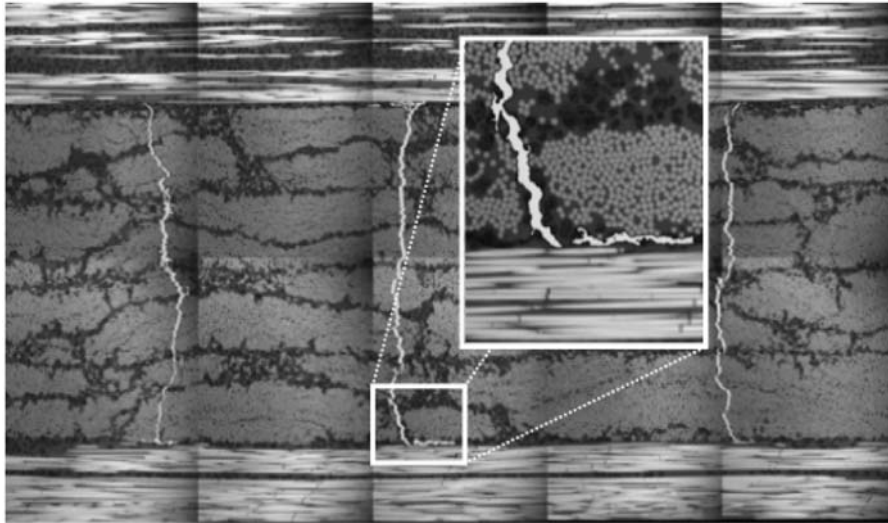


Figure 4. Observation of the transverse cracks and associated local delamination in the $[0_2^\circ/90_4^\circ]_s$ T700GC/M2I laminate.²¹

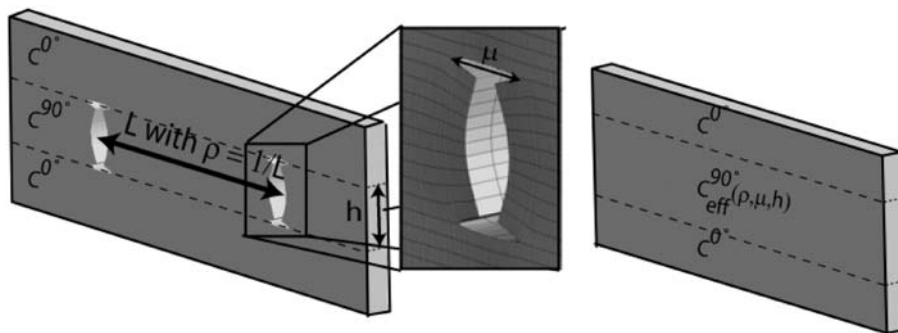


Figure 5. Definition of the equivalent stiffness tensor as a function of the thickness h and of the damage parameters of the ply (ρ , μ).

micro-defects through the ply thickness leads to a mesoscopic transverse crack. A local delamination can be initiated at the transverse crack tip at the interface between the plies due to the stress concentration, as reported in Figure 4. These local delaminations have an important effect on the saturation of transverse cracking.^{28,29} This is the reason why two damage variables are taken into account into the present model: $\bar{\rho}$ (the normalized crack density, i.e. the crack density multiplied by the thickness of the considered ply) and $\bar{\mu}$ (the delamination ratio, i.e. the total length of local delaminations divided by the total length of the interface).

The proposition of a damage law able to predict accurately the crack density and the associated local delamination ratio is the major improvement introduced into the present hybrid multiscale damage and failure approach.

Effect of in-plane damage. In order to develop a mesoscopic damage law, it is first necessary to identify the

effect of the damage on the stiffness of the damaged ply. Nevertheless, it is very difficult to determine experimentally the stiffness reduction of a cross-ply laminate with a sufficient accuracy, especially for carbon/epoxy composites. Several authors^{30–33} define this stiffness reduction by a micromechanical approach and others^{34–37} by a numerical approach. The advantage of the numerical approach on the micromechanical approach is that no hypothesis is made on the displacement or stress fields. In order to determine the stiffness of the damage cross-ply laminate, a classical assumption on the periodicity of the damage pattern is made.^{30,34,36} For each crack density and delamination ratio given, a representative periodic cell is defined (Figure 5). This unit cell represents a cross-ply laminate. The damage occurs only in the central 90° ply. The behaviour of the ply is described by an elastic transversely isotropic behaviour. The six elementary strain components are applied to this representative cell and the stiffness of the laminate is defined by the average of the stress field over this cell.

By assuming that the laminate stiffness evolution is only due to the loss of stiffness in the 90° plies, an equivalent stiffness of the damaged ply could be identified by a homogenization approach.

The results of this “numerical tests” campaign show that the compliance components, modified by the presence of transverse cracks without delamination, are \tilde{S}_{22} , \tilde{S}_{44} and \tilde{S}_{66} . This result is in qualitative agreement with a micromechanical approach.³³ Taking into account the delamination induced by transverse cracking leads to modify not only the out-of-plane components of the compliance tensor (\tilde{S}_{33} and \tilde{S}_{23}) but also to increase the compliance of the in-plane components (\tilde{S}_{22} , \tilde{S}_{44} and \tilde{S}_{66}) already impacted by the transverse cracking (see Figure 6). It is worth mentioning that the normalized evolution of the stiffness (it means the evolution of the ratio \tilde{E}_{ii}/E_{ii}) as a function of the crack density and of the local delamination ratio is more or less independent of the material properties (see Figure 7). This evolution is also observed for the expansion coefficients.

The effects of the normalized crack density $\bar{\rho}$ and the associated local delamination ratio $\bar{\mu}$ obtained through the “numerical” test campaign can also be fitted with the following proposed analytical formulation

$$\Delta \tilde{S}(\bar{\rho}, \bar{\mu}) = \bar{\rho} \cdot H^a + \frac{\bar{\mu}}{1 - \bar{\mu}} \cdot H^b + \bar{\rho}^2 \cdot H^c + \bar{\rho} \cdot \frac{\bar{\mu}}{1 - \bar{\mu}} \cdot H^d + \frac{\bar{\mu}}{(1 + \bar{\rho} - \bar{\mu})^2} \cdot H^e \quad (21)$$

To summarize, the analytical expression of the evolution of the effective compliance tensor $\Delta \tilde{S}(\bar{\rho}, \bar{\mu})$, reported in equation (21), is used in the proposed

damage model and the coefficients of the different effect tensors (H^a , H^b , H^c , H^d and H^e) are identified through the “numerical” test results. It is worth mentioning that, in order to simplify the identification procedure and especially to guarantee a positive-definite compliance tensor, the effect tensors are assumed diagonal.

Damage evolution laws. In long fibre composite materials, it is now well established that the thickness of the damaged plies is an important parameter. In fact, the threshold of the damage and the evolution of the crack density are a function of the thickness of the ply^{38,39} (the thicker the ply is, the lower the damage threshold and the higher the evolution of damage is). The evolution laws of damage are thus given by the following relations

$$\begin{cases} \bar{\rho} = h(1 - \bar{\mu}) \left[\alpha_I (y_I - y_I^0)_+^n + \alpha_{II} (y_{II} - y_{II}^0)_+^n + \alpha_{III} (y_{III} - y_{III}^0)_+^n \right] \\ \bar{\mu} = \langle a_h \bar{\rho}^2 + hb_h \bar{\rho} \rangle_+ \end{cases} \quad (22)$$

where y_I, y_{II} and y_{III} are the thermodynamic forces, h is the thickness of the ply, $\alpha_I, \alpha_{II}, \alpha_{III}$ and n are material parameters and y_I^0, y_{II}^0 and y_{III}^0 are the thresholds of the damage (their signification are explained later). It is worth mentioning that the local delamination is an explicit function of the crack density as explained in the section dedicated to the identification of the transverse cracks modelling. a_h and b_h are material

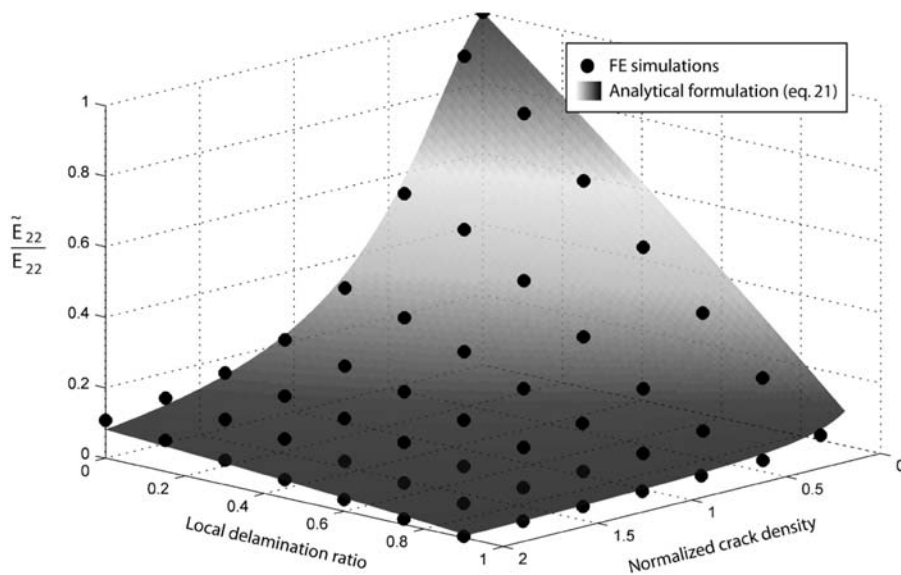


Figure 6. Numerical determination of the equivalent stiffness tensor as a function of the normalized crack density and the associated local delamination ratio and identification of the proposed analytical formulation (see equation (21)) on these “numerical” test results.

parameters. Moreover, the local delamination tends to slow down the evolution of the transverse cracks.

The thermodynamic forces are expressed in equation (23). The proposed form of these forces permits (1) to describe the softening behaviour of the ply after in-plane IFF (mainly due to the elastic forces noted y_i^e with $i=(I,II,III)$) and (2) to estimate the evolution of the crack density during creep or relaxation tests (due to the viscoelastic forces noted y_i^{ve} with $i=(I,II,III)$).

$$\begin{cases} y_I = y_I^e + y_I^{ve} \text{ with } y_I^e = \sigma_{22}^+ \tilde{S}_{22} \sigma_{22} \text{ and } y_I^{ve} = \sigma_{22}^+ \epsilon_{22}^{ve} \\ y_{II} = y_{II}^e + y_{II}^{ve} \text{ with } y_{II}^e = \tau_{12}^+ \tilde{S}_{66} \tau_{12} \text{ and } y_{II}^{ve} = \tau_{12}^+ \gamma_{12}^{ve} \\ y_{III} = y_{III}^e + y_{III}^{ve} \text{ with } y_{III}^e = \tau_{23}^+ \tilde{S}_{44} \tau_{23} \text{ and } y_{III}^{ve} = \tau_{23}^+ \gamma_{23}^{ve} \end{cases} \quad (23)$$

These thermodynamical forces depend on the positive part of the stress σ^+ , as defined in Reference [40], to predict damage for tensile loading or even for combined low transverse compression and high shear loadings.

Finally, as explained previously, the thickness of a ply plays an important role in the damage threshold. Experimental observations lead us (as some other authors⁴¹) to consider that the onset of transverse cracking needs to fulfil two criteria. The first one, the “stress” criterion, corresponds to the onset of damage by creation of a critical amount of micro-cracks at the

fibre/matrix scale. The second one, the “energy” criterion, ensures the propagation through the entire ply thickness of the transverse crack initiated from micro-scale damage. Both conditions are complementary and necessary. This phenomenon is taken into account according to the proposed mixed damage thresholds expressed in equation (24).

$$\begin{cases} y_I^o = \max \left[\frac{y_I^{oE}}{h}, y_I^{o\sigma} \right] \\ y_{II}^o = \max \left[\frac{y_{II}^{oE}}{h}, y_{II}^{o\sigma} \right] \\ y_{III}^o = \max \left[\frac{y_{III}^{oE}}{h}, y_{III}^{o\sigma} \right] \end{cases} \quad (24)$$

The two thresholds are defined as follows:

The “energy” thresholds are given by the material parameters y_I^{oE} , y_{II}^{oE} and y_{III}^{oE} which have to be identified as explained in the section describing the procedure of identification.

The “stress” thresholds $y_I^{o\sigma}$, $y_{II}^{o\sigma}$ and $y_{III}^{o\sigma}$ (equation (24)) are the thermodynamical forces calculated when the in-plane interfibre criterion (f_2^+ given in equation (25)) is first fulfilled. The in-plane IFF criterion has been already presented in Reference [6].

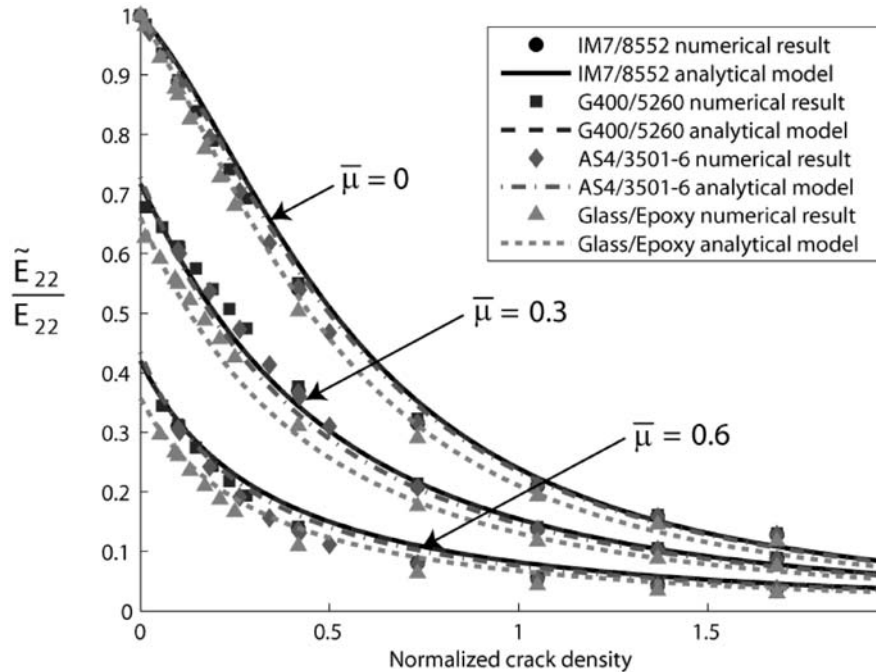


Figure 7. Identification of the analytical evolutions (equation (21)) of the relative transverse Young’s modulus of the different third world-wide failure exercise (VWFE-III) materials as a function of the normalized crack density, with several values of the local delamination ratio, thanks to the previously obtained numerical results.

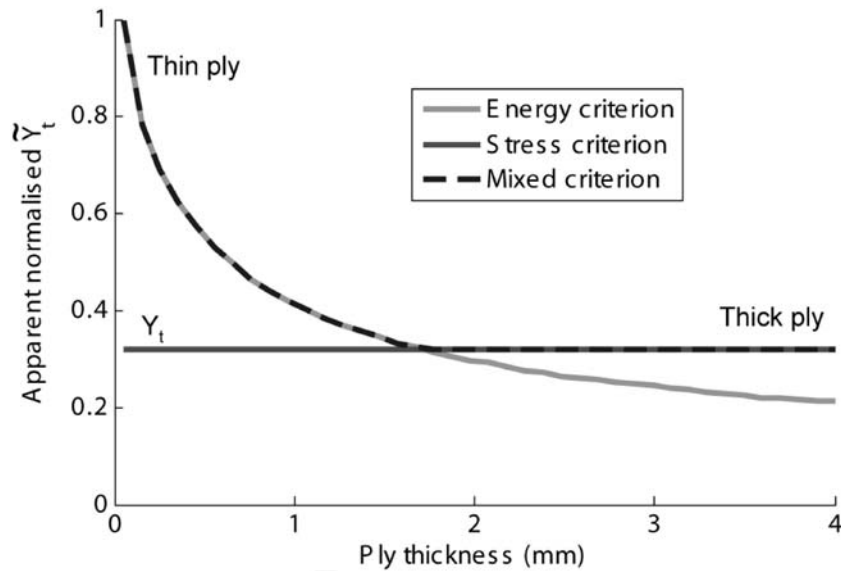


Figure 8. Evolution of the apparent transverse tensile strength of the UD ply as a function of the thickness of the ply.

The main idea is based on assuming that the uniaxial mesoscopic strengths are functions of the matrix micro-damage (δ_2).

$$f_2^+ = \frac{Y_{2+}^{eq}}{\tilde{Y}_{2+}^0} = 1 \text{ with } \begin{cases} Y_{2+}^{eq} = \sigma : F^{2+} : \sigma \\ \tilde{Y}_{2+}^0 = Y_{2+}^0 (1 - \delta_f) \end{cases} \quad (25)$$

$$\begin{cases} F_{22}^{2+} = \eta_2 / \tilde{Y}_t^{*2}, F_{23}^{2+} = 1 / \tilde{S}_{23}^{*2} \text{ and } F_{12}^{2+} = 1 / \tilde{S}_{12}^{*2} \\ \text{the other components of tensor } F^{2+} \text{ are null} \end{cases} \quad (26)$$

With

$$\begin{cases} \tilde{Y}_t^* = Y_t^* / (1 + h_{2t} \delta_2) \\ \tilde{S}_{23}^* = S_{23}^* / (1 + h_{23t} \delta_2) \text{ and } \eta_2 = \begin{cases} 1 & \text{if } \sigma_{22} \geq 0 \\ 0 & \text{if } \sigma_{22} < 0 \end{cases} \\ \tilde{S}_{12}^* = S_{12}^* / (1 + h_{12t} \delta_2) \end{cases} \quad (27)$$

Therefore, the proposed thresholds permit to predict accurately the onset of the transverse cracks for plies in laminate presenting different thicknesses. For a thick ply, the apparent criterion is the stress criterion, since the energy criterion is already fulfilled, while for a thin ply, the apparent criterion is the energy one, as reported in Figure 8.

It is well known that, due to a lack of constraints, thin external plies failed at a loading lower than that of thin internal ones.^{42,43} In the present model, and in order to reproduce this physical mechanism, the external plies were assumed to behave as if their apparent thickness were double their true thickness.

The equations for the modelling of transverse cracks due to transverse or shear loading and the associated local delamination are summarised in Table 2.

Delamination modelling

Cohesive law. The delamination is an essential damage phenomenon that must be taken into account to describe the final failure of composite structures. Delamination is due to out-of-plane stresses that can be generated directly by out-of-plane loadings or can be induced by geometrical singularities (such as holes or notches). Cohesive zone elements are often used to simulate the interfaces between the plies. This interface is represented by cohesive elements, with the cohesive element mesh sharing nodes with the matching solid meshes of the upper and lower plies on both sides. A cohesive zone element could be considered a spring element inserted between two nodes (initially superposed), one node belongs to the upper-ply and the other one belongs to the lower-ply.

The behaviour of these interfaces is elastic with softening damage rules in normal tension and shear; moreover, friction is taken into account in shear. In the present work, we have used the cohesive model proposed in Reference [44]. The damage evolution is taken into account by the damage variable λ , which combines the tension and the shear damages as follows

$$\lambda = \sqrt{\left(\frac{\langle U_n \rangle_+}{\delta_n}\right)^2 + \left(\frac{U_t}{\delta_t}\right)^2} \quad (28)$$

The non-linear relations between (U_n, U_t) and (T_n, T_t) have the forms

$$\begin{cases} T_n = \frac{U_n}{\delta_n} F(\lambda) \\ T_t = \alpha \frac{U_t}{\delta_t} F(\lambda) \end{cases} \text{ with } F(\lambda) = \frac{27}{4} \sigma_{\max} (1 - \lambda)^2 \quad (29)$$

Table 2. Equations of the modelling of transverse cracking for UD ply.

In-plane tension interfibre “stress” failure criterion

$$f_2^+ = \frac{Y_{2+}^{eq}}{\tilde{Y}_{2+}^0} = 1 \quad \text{with} \quad \begin{cases} Y_{2+}^{eq} = {}^t\sigma : \tilde{F}^{2+} : \sigma \\ \tilde{Y}_{2+}^0 = Y_{2+}^0 (1 - \delta_f) \end{cases}$$

where \tilde{F}^{2+} are defined from UD strengths:

$$F_{22}^{2+} = \eta_2 / \tilde{Y}_t^{*2}, F_{23}^{2+} = 1 / \tilde{S}_{23}^{*2} \text{ and } F_{12}^{2+} = 1 / \tilde{S}_{12}^{*2}$$

$$\text{with} \quad \begin{cases} \tilde{Y}_t^* = Y_t^* / (1 + h_{2t}\delta_2) \\ \tilde{S}_{23}^* = S_{23}^* / (1 + h_{23t}\delta_2) \\ \tilde{S}_{12}^* = S_{12}^* / (1 + h_{12t}\delta_2) \end{cases}$$

$$\text{and } \eta_2 = \begin{cases} 1 & \text{if } \sigma_{22} \geq 0 \\ 0 & \text{if } \sigma_{22} < 0 \end{cases}$$

The other components of the tensor \tilde{F}^{2+} are null

Mixed damage thresholds

$$\begin{cases} y_I^0 = \max \left[\frac{y_I^{0E}}{h}, y_I^{0\sigma} \right] \\ y_{II}^0 = \max \left[\frac{y_{II}^{0E}}{h}, y_{II}^{0\sigma} \right] \\ y_{III}^0 = \max \left[\frac{y_{III}^{0E}}{h}, y_{III}^{0\sigma} \right] \end{cases}$$

where $(y_I^{0\sigma}, y_{II}^{0\sigma}, y_{III}^{0\sigma})$ are the thermodynamical forces determined when the “stress” failure criterion is first ensured

$(y_I^{0E}, y_{II}^{0E}, y_{III}^{0E})$ are material parameters corresponding to the “energy” threshold. h is the thickness of the ply the mixed damage threshold corresponds to the maximum between the “stress” and the “energy” onset. Both conditions are complementary and necessary.

Thermodynamical forces

$$\begin{cases} y_I = y_I^e + y_I^{ve} \\ y_{II} = y_{II}^e + y_{II}^{ve} \\ y_{III} = y_{III}^e + y_{III}^{ve} \end{cases}$$

The thermodynamical forces (y_I, y_{II}, y_{III}) are decomposed into elastic and viscous thermodynamical forces

$$\begin{cases} y_I^e = \sigma_{22}^+ \tilde{S}_{22} \sigma_{22} \\ y_{II}^e = \tau_{12}^+ \tilde{S}_{66} \tau_{12} \\ y_{III}^e = \tau_{23}^+ \tilde{S}_{44} \tau_{23} \end{cases} \quad \text{and} \quad \begin{cases} y_I^{ve} = \sigma_{22}^+ \varepsilon_{22}^{ve} \\ y_{II}^{ve} = \tau_{12}^+ \gamma_{12}^{ve} \\ y_{III}^{ve} = \tau_{23}^+ \gamma_{23}^{ve} \end{cases}$$

Evolution and effect of transverse cracks

$$\begin{cases} \bar{\rho} = h(1 - \bar{\mu}) \left[\alpha_I (y_I - y_I^0)_+^n + \alpha_{II} (y_{II} - y_{II}^0)_+^n + \alpha_{III} (y_{III} - y_{III}^0)_+^n \right] \\ \bar{\mu} = (a_h \bar{\rho}^2 + h b_h \bar{\rho})_+ \end{cases}$$

where $\bar{\rho}$ is the normalized crack density and $\bar{\mu}$ is the associated local delamination ratio $\alpha_I, \alpha_{II}, \alpha_{III}$ and n, a_h and b_h are material parameters

$$\Delta \tilde{S}(\bar{\rho}, \bar{\mu}) = \bar{\rho} \cdot H^a + \frac{\bar{\mu}}{1 - \bar{\mu}} \cdot H^b + \bar{\rho}^2 \cdot H^c + \bar{\rho} \cdot \frac{\bar{\mu}}{1 - \bar{\mu}} \cdot H^d + \frac{\bar{\mu}}{(1 + \bar{\rho} - \bar{\mu})^2} \cdot H^e$$

where H^a, H^b, H^c, H^d, H^e tensors are the effect tensors of the mesoscopic damage.

with $0 \leq \lambda \leq 1$, where σ_{\max} and $\alpha\sigma_{\max}$ are, respectively, the maximum values of T_n and T_t in pure modes. The damage parameter λ evolves continuously from 0 (locally bonded case) to 1 (locally debonded case). The complete separation between two corresponding nodes occurs for $\lambda = 1$ ($F(\lambda) = 0$) so that δ_n and δ_t are the maximum values of the relative displacements U_n and U_t in pure normal and pure shear modes, respectively.

Coupling between inter and intra damages. It has been noted in the previous section that the delamination is mainly due to out-of-plane stresses. However, it has been demonstrated for a few years that the transverse cracks could initiate local delamination at the interface of the damaged plies,^{21,45} as reported in Figure 4. This local delamination leads to modify the apparent toughness of the interface.^{46,47} Moreover,

it seems reasonable to assume that the local delamination decreases the interfacial strength. In order to describe this phenomenon, the cohesive zone model has been modified. The apparent strength of the interface has been defined as a function of the local delamination ratio

$$\tilde{\sigma}_{\max} = (1 - h_{\mu}\bar{\mu})\sigma_{\max} \quad \text{with } 0 \leq h_{\mu} \leq 1 \quad (30)$$

where $\bar{\mu}$ is the maximal local delamination created by the upper or the lower plies, σ_{\max} is the strength of the interface without initial local delamination associated to transverse cracks and h_{μ} is a material parameter.

Practical handling of the proposed damage and failure approach

Procedure of identification

The proposed hybrid multiscale failure approach necessitates the identification of an important number of coefficients. Nevertheless, the number of parameters to be identified could be drastically reduced due to mechanical considerations, such as the assumption of transverse isotropy of the UD ply. The procedure of identification of the viscoelasticity, the micro-damages and the mesoscopic strengths has already been presented in WWFE-II⁶ and is briefly summarized in the following section. The identification procedure of the proposed fine damage modelling, which predicts the crack density and the associated local delamination, is then detailed. Finally, the strategy of identification for the softening behaviour of a failed ply in catastrophic failure modes, using the FE simulations, is presented.

Identification of viscoelasticity, micro-damages and mesoscopic strengths. The identification of the viscoelastic behaviour and of the micro-damages necessitates the use of simple tests at two different scales:

At the matrix scale: tension, compression and shear tests have to be performed to identify the parameters of the viscoelastic behaviour of the matrix and thus, by change of scale, to determine the parameters of the viscoelastic behaviour at the ply scale;

At the UD ply scale: a transverse compression test is needed to update the parameter of the non-linear function of the viscoelasticity and an in-plane shear test has to be performed to identify the parameters of the evolution of the micro-damages. The effect of matrix micro-damages (H_2^{ve} , H_3^{ve}) on viscosity is determined through a micro-mechanical approach.³³

The main idea is based upon using the available experimental data at the different scales to increase the robustness of the identification. Figure 9 presents the identification of the parameters of the viscoelastic

behaviour and of the micro-damages for the Eglass/MY750 UD ply, thanks to the results of the experimental tests at the microscopic and mesoscopic scales provided in WWFE-II.²

Once the mesoscopic uniaxial behaviour is determined, through the five classical uniaxial strengths of the UD ply, then it is possible to identify the “virtual” mesoscopic strengths without micro-damages and the effects of micro-damages on the strengths of the UD ply. This procedure of identification has been automated and is explained in detail in Reference [6].

Identification of transverse cracks modelling. The identification of the model that describes the evolution of the transverse crack density has been performed on T700GC/M21 carbon/epoxy material using experimental test results previously performed at Onera.²¹

A tensile test on a cross-ply $[0_2^{\circ}/90^{\circ}/0_2^{\circ}]$ laminate with a thin 90° ply ($t_{ply} = 0.26$ mm) is necessary to identify the “energy” normal threshold y_I^{oE} and the normal damage evolution law (α_I and n). Due to the use of a digital video microscope, during the tensile tests, every damage occurring in the gauge section of the specimen can be recorded under loading. These *in-situ* observations have provided a quantitative measurement of the evolution of the transverse crack density and of the associated local delaminations. Figure 10(a) presents the comparison between the measured and theoretical $\bar{\rho}$ normalized crack density in the central 90° ply as a function of the applied macroscopic stress. Moreover, the parameters a_h and b_h , related to the evolution of local delamination are also determined on the same test.

A tensile test on a $[\pm 45^{\circ}]_2$ laminate is necessary to identify the “energy” shear threshold y_{II}^{oE} and the in-plane shear damage evolution law α_{II} . Figure 10(b) presents the measured and theoretical normalized crack density $\bar{\rho}$ in the central -45° ply ($t_{ply} = 0.52$ mm) as a function of the applied macroscopic stress. Moreover, the averaged normalized crack density $\bar{\rho}$ in the other $\pm 45^{\circ}$ plies is also reported in Figure 10(b). It is worth mentioning that the evolution of damage in the central -45° ply is higher than that in the other plies because this ply is twice as thick as the others.

Finally, the “stress” threshold Y_I is identified through tensile tests on a thick 90° UD ply ($t_{ply} = 2.08$ mm).

In order to validate the proposed damage modelling and the associated procedure of identification, some additional uniaxial tensile tests have been performed on different cross-ply $[0_2^{\circ}/90_n^{\circ}/0_2^{\circ}]$ laminates in which the 90° ply has different thicknesses $n = (1, 2, 4, 6)$, as reported in Figure 11. The present damage model is able to predict accurately (1) the onset of in-plane mesoscopic damage, (2) the evolution of the crack density in the 90° ply and (3) the associated local delamination for cross-ply laminates with a 90° ply presenting different thicknesses.

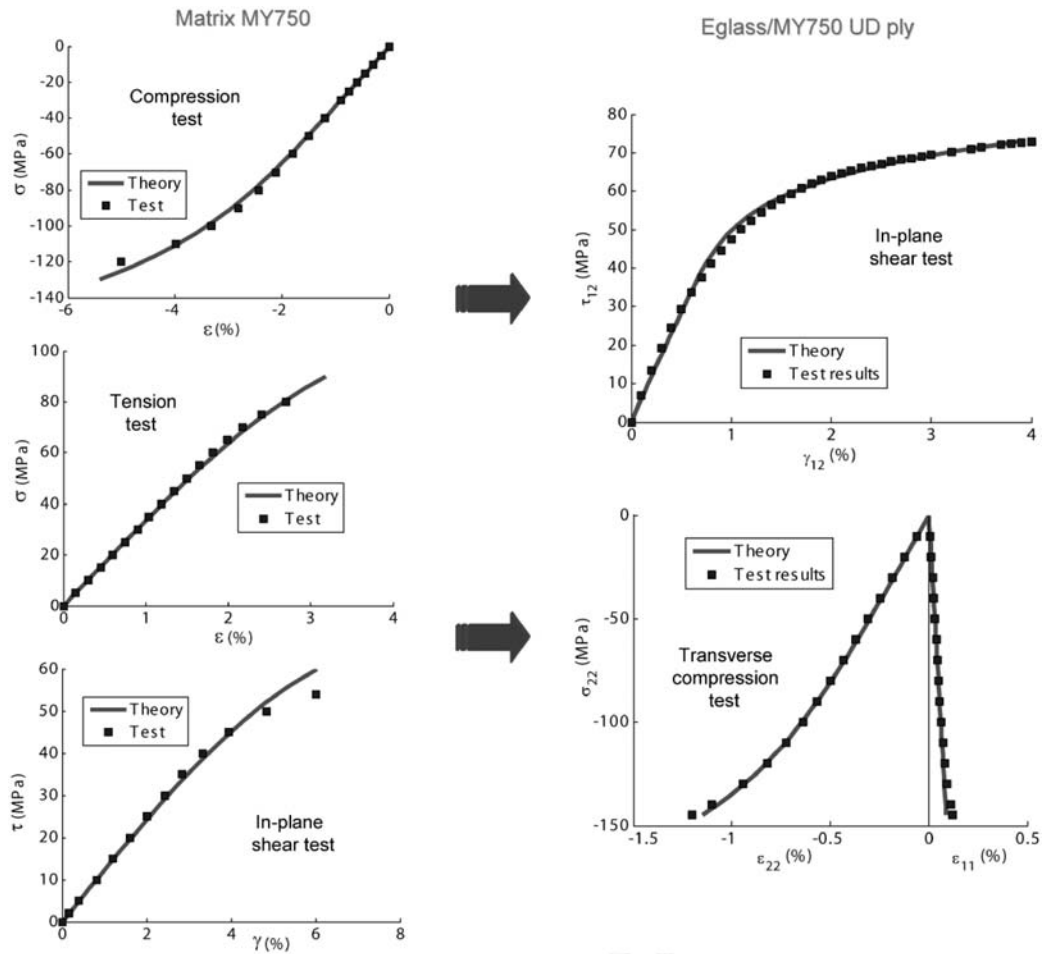


Figure 9. Identification of the material parameters of the viscoelasticity, through tests performed at the microscopic scale on the MY750 matrix, and identification of material coefficients of micro-damages through tests performed at the mesoscopic scale on an Eglass/MY750 UD ply.

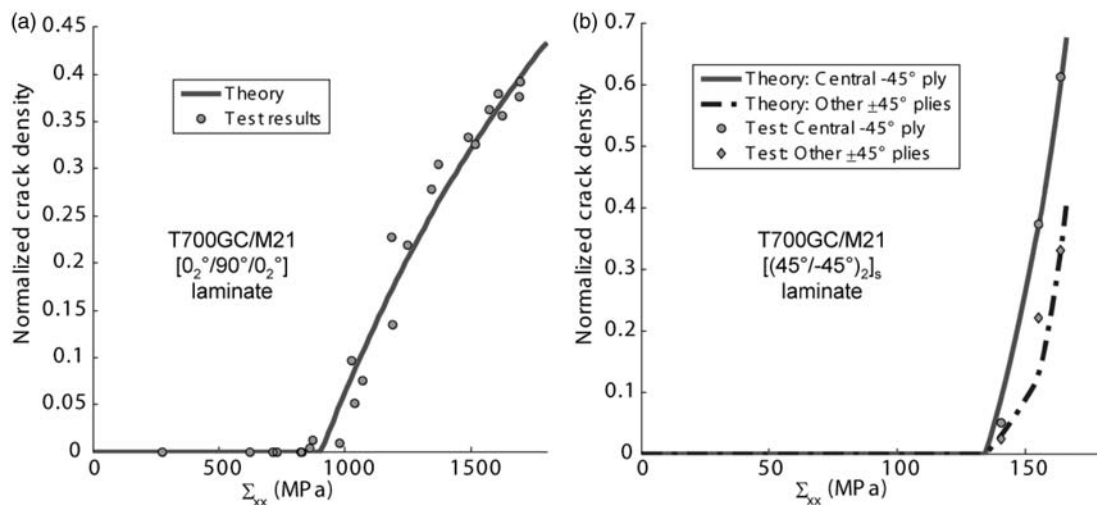


Figure 10. Tests for the identification of the parameters of the mesoscopic damage evolution law: (a) normalized crack density in 90° ply of a $[0_2^\circ/90^\circ/0_2^\circ]_s$ T700GC/M21 laminate subjected to uniaxial tensile loading and (b) normalized crack density in a $[\pm 45^\circ]_{2s}$ T700GC/M21 laminate subjected to uniaxial tensile loading.²¹

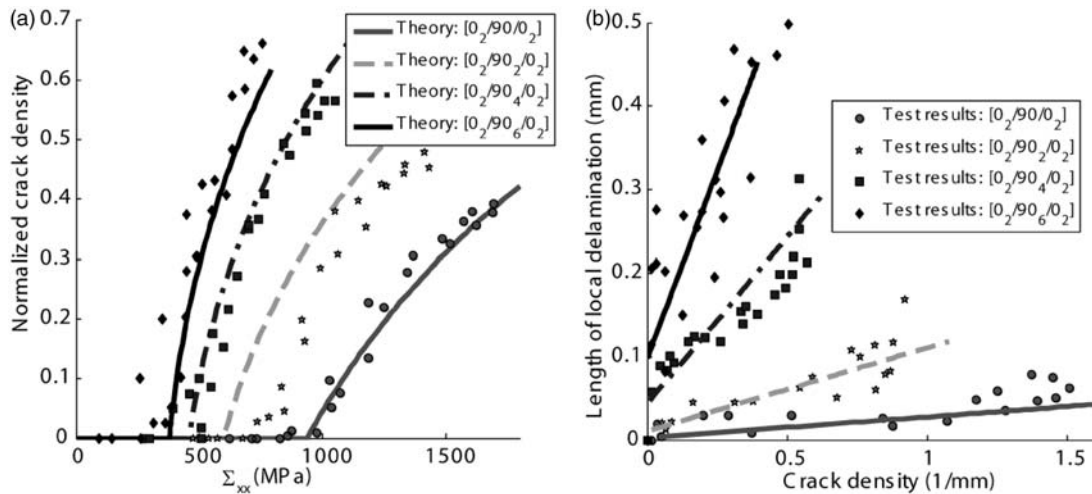


Figure 11. Comparisons between the (a) measured and predicted normalized crack density in 90° ply as a function of the applied macroscopic stress and the (b) measured and predicted length of local delamination as a function of the crack density in 90° ply²¹ within $[0^\circ/90_n^\circ]_s$ T700GC/M21 laminates with $n = (0.5, 1, 2, 3)$ subjected to uniaxial tensile tests.

Identification of softening behaviour due to catastrophic modes. As mentioned earlier, the FF mechanisms, the out-of-plane tensile mechanisms and the compressive IFF mechanisms are considered as catastrophic.

For unnotched coupons, when the catastrophic failure criteria are fulfilled, the specimen is considered as broken and the computation is stopped. Nevertheless, for unnotched coupons subjected to bending loading or composite structures presenting geometrical singularities such as holes or notches, it is necessary to describe the sudden local failure inducing material “softening” behaviour in order to predict quantitatively the progressive aspect of FF in the structure and their effects (complete degradation of the mechanical properties in the fibre direction).

Therefore, one test performed in tension and another one in compression on a high-stress gradient structure (open hole specimen for instance) are needed to identify the parameters α_i^\pm and n_i^\pm , which describe the evolution of FF (see equation (19)). The values of these parameters have to be chosen high enough in order to describe the sudden local FF and its effects on the local/global behaviour up to final rupture of the structure.

Numerical issues

Implementation in an implicit FE code. The present model has been implemented in two computational codes: Matlab for “material” failure test cases and ZeBuLoN for the FE simulations (test cases that concern open-holes and unnotched coupons subjected to bending loading). Since a static implicit formulation is used in ZeBuLoN, the implementation of the model is very

similar in both the cases. It is based on an implicit Newton-Raphson formulation to compute the local behaviour; the computation of the consistent tangent-matrix (not trivial in the present case and non-symmetric) is thus essential. It is worth mentioning that the present model is also available in Abaqus (thanks to the Z-Aba tools). The use of an implicit/explicit algorithm in Abaqus in order to limit the convergence problems will be under investigation in the Part B of this exercise.

Mesh dependence problems. In order to predict quantitatively the progressive aspect of FF in the structure and their effects, it is necessary to model the “softening” behaviour of the UD ply, as mentioned in the section dedicated to the identification of softening behaviour. Nevertheless, numerical problems are associated to this kind of modelling. For instance, the global response of the structure becomes dependent of the used mesh (type, size and orientation of the elements of the mesh), inducing a loss of relevance in the performed FE simulations. To overcome this problem, two different numerical methods have been selected among the existing approaches found in the literature: (1) the reformulation of the problem in a non-local framework or (2) the introduction of a delay effect in the mesoscopic damage. These two methods are detailed in the following.

The principle of the non-local approach is based on defining the evolution of the damage using an averaged damage variable in a given volume c ; thus, the local state of a point of the structure depends on the neighbourhood. From a physical point of view, it means that a crack could not be initiated without creating damage around it. It has been necessary to adapt this kind of approach, initially developed for metallic materials^{48–50}

Table 3. Identified parameters of viscoelasticity.

	IM7/8552	G40-800/5260	AS4/3501-6	Eglass/MY750
a^{UD}	1 (same for all the considered materials)			
c^{UD}	0.1	0.1	0.03	0.08
σ_0^{UD} (MPa)	56	90	84	54
p^{UD}	3 (same for all the considered materials)			
S_{R22}^{UD} (10^{-5} MPa $^{-1}$)	2.74	4.75	1.05	1.97
S_{R23}^{UD} (10^{-5} MPa $^{-1}$)	-2.52	-4.15	-1.03	-0.78
S_{R66}^{UD} (10^{-5} MPa $^{-1}$)	8.21	12.62	4.16	3.26

to the specificities of the composite materials⁵¹ (especially the anisotropy).

The principle of damage behaviour with a delay effect is based on adding a delay effect on damage by introducing a relaxation time τ_c .⁵² This approach has been proposed initially for dynamic problems.⁵³ At a physical point of view, it means that a crack could not be initiated and propagated instantaneously.

These methods both lead to the delocalization of the damage. However, the results could be very different. On the one hand, in the non-local approach, since the damage is defined using an averaged damage, the threshold is higher than the one obtained with the local or the delayed approaches. Moreover, the numerical convergence of the non-local approach is difficult to obtain and necessitates the use of an arc-length resolution technique.⁵⁴ On the other hand, the macroscopic curves obtained with the delayed approach are (1) too regularized as compared with experimental results and (2) a function of the loading rate (due to the introduction of the relaxation time).

In our opinion, these methods are complementary. At a physical point of view, a crack could not be initiated instantaneously without creating damage around it. This is the reason why we have chosen to couple these two methods. Moreover, coupling these two approaches permits (1) to minimize the viscous effect due to the delayed approaches and (2) to use a classical Newton-Raphson resolution algorithm. In the following, the proposed method will be called: mixed regularization method.

It is important to notice that the mixed regularization method requires a modification in the FE code. A new element formulation⁵¹ has been implemented for the non-local part. Finally, the multiscale hybrid damage and failure approach has been rewritten in the non-local framework including a delay effect in order to describe accurately the softening behaviour of a ply failed in a catastrophic mode.

Cohesive zone modelling. The use of a cohesive zone model leads to numerical problems, especially divergence of the

calculation with implicit algorithms. As explained previously, delamination is initiated if two criteria are fulfilled: a stress one and an energy one. If the energy criterion is fulfilled before the stress one, then it leads to an unstable initiation and propagation of the delamination. With an implicit static and rate-independent formulation, it could lead to an ill-posed problem.⁵⁵

Another difficulty lies in the description of the onset of delamination. It has been demonstrated that the onset of delamination could lead to very small lengths of debonding.⁴¹ Consequently, in order to describe this initiation precisely, a very fine mesh is needed near the edges of the plate and near the geometrical singularities.

As explained previously, the use of an implicit/explicit algorithm in Abaqus, in order to overcome these problems, will be under investigation in the Part B.

At a numerical point of view, the coupling between damage inside the plies and the threshold of the delamination is achieved as a post-increment (the effect of local delamination on the delamination strength is computed at the end of each increment, once the convergence at the global scale is ensured).

Test cases of WWFE-III

The following section is devoted to the presentation of the results obtained on the different test cases. Therefore, the identification procedure, matching the requirements of WWFE-III,⁸ is first presented. Then, the different test cases are presented and the predictions of the proposed damage and failure approach are discussed.

Identification of the model on the materials proposed in WWFE-III

In the previous section, the procedure of identification of the proposed modelling has been detailed in the case where all the required experimental data are available. Nevertheless, in the framework of WWFE-III, some needed input data are not provided by the organizers.

This section is devoted to the presentation of the specific developed procedure of identification of the proposed damage and failure approach when some input data are missing, as it is the case in the present exercise.

The elastic coefficients, the thermal expansion coefficients and the mesoscopic strengths provided by the organizers have been used as recommended.

In the following, due to a lack of information concerning the manufacturing processes, the stress free temperature T_0 is assumed to be reduced by 50% in order to take into account the effect of moisture absorption after cooling (due to atmosphere humidity) on the residual thermal stresses.

Tables 3–6 present, respectively, the identified parameters of the viscoelastic behaviour, of the microdamages and the identification of the catastrophic failure criteria. Because the UD ply is assumed isotropic

transverse, it is possible to determine the other parameters of the proposed modelling. Some parameters are considered to be constant as a function of the class of materials: (1) one set for the carbon/epoxy materials and (2) one other set for the glass/epoxy materials. The comparison between the provided experimental data at the ply scale and the predicted behaviour until final rupture of the specimens for the 4 different considered composite materials is presented in Figure 12. The loading rate of these identification tests is assumed to be equal to $\dot{\sigma} = 0.1$ MPa/s by default.

It is well known that the threshold and the evolution of the transverse cracks are related to the energy release rates of the UD ply (G_{Ic} and G_{IIc}). The present model has been identified on different materials (carbon/epoxy^{21,56} and glass/epoxy⁵⁷) on which the energy release rates are known, as reported in Figure 13. The relation between the parameters of the present model,

Table 4. Identified parameters of localization tensor K_M .

	IM7/8552	G40-800/5260	AS4/3501-6	Eglass/MY750
$K_{11}^M (10^{-5} \text{MPa}^{-1})$	0.60	0.57	0.71	2.18
$K_{22}^M (10^{-5} \text{MPa}^{-1})$	16.3	13.7	19.1	18.5
$K_{12}^M (10^{-5} \text{MPa}^{-1})$	-0.16	-0.14	-0.18	-0.55
$K_{21}^M (10^{-5} \text{MPa}^{-1})$	-0.21	-0.18	-0.23	-1.43
$K_{32}^M (10^{-5} \text{MPa}^{-1})$	-6.74	-4.82	-4.49	-10.4
$K_{44}^M (10^{-5} \text{MPa}^{-1})$	46.1	37.0	47.2	57.8
$K_{66}^M (10^{-5} \text{MPa}^{-1})$	42.0	32.4	71.3	47.3

where

$$K^M = \begin{bmatrix} K_{11}^M & K_{12}^M & K_{12}^M & 0 & 0 & 0 \\ K_{21}^M & K_{22}^M & K_{32}^M & 0 & 0 & 0 \\ K_{21}^M & K_{32}^M & K_{22}^M & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & K_{44}^M & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & K_{66}^M & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & K_{66}^M \end{bmatrix}$$

Table 5. Identified parameters of the microdamage evolution law.

	IM7/8552	G40-800/5260	AS4/3501-6	Eglass/MY750
d_2^c	4	4	6	8
γ_2^0 (MPa)	0.005	0.05	0.1	0.05
γ_2^c (MPa)	1.6	0.3	0.8	0.3
p_2	2	3	3	3
$a_{\gamma_2}, b_2, b_{2,p}^p$	1 (same for all the considered materials)			
$H_{22}^{ve} (10^{-5} \text{MPa})$	0.274	0.05	0.1	0.197
$H_{44}^{ve} (10^{-5} \text{MPa})$	6.32	1.78	2.09	3.29
$H_{66}^{ve} (10^{-5} \text{MPa})$	4.92	1.26	2.08	1.96
χ_2	1	1	1	3

i.e. the thresholds (y_I^{oE}, y_{II}^{oE}) and the damage evolution laws (α_I, α_{II}), and the energy release rates have been determined through these tests. The ratio of the parameters of the damage evolution laws between two materials (noted material 1 and material 2) is proportional to $\sqrt{G_{IC}^{material2}}/\sqrt{G_{IC}^{material1}}$ for the normal mode or $\sqrt{G_{IIC}^{material2}}/\sqrt{G_{IIC}^{material1}}$ for the shear mode. It is worth mentioning that the key point lies on the identification of the energy release rates of the ply (G_{IC} and G_{IIC}) given by the organizers. It is well known that this inverse identification necessitates a damage modelling and some authors have noted the dependence of this identification as a function of the model.³⁰

The parameters that define the dependency between the transverse crack and the local delamination (a_h and b_h) are considered to be constant as a function of the class of materials: (1) one set of parameters for all the carbon/epoxy materials and (2) one for the glass/epoxy materials. It should be noted that the effect of the local delamination could be very important on the evolution of crack density, especially for Eglass/epoxy³⁰ and explains the saturation of the crack density. Therefore, Table 7 presents the identified parameters of the evolution of transverse cracks for the different materials under consideration. Finally, the identified parameters of the effects of transverse cracks, obtained through the FE simulations presented in the section

Table 6. Identified parameters of the catastrophic failure criteria.

	IM7/8552	G40-800/5260	AS4/3501-6	Eglass/MY750
Y_t^* (MPa)	77	79	50	42
h_{2t} (10^{-2})	4.95	3.10	87.0	18.3
S_{12}^* (MPa)	252	128	191	123
h_{12t} (10^{-1})	16.0	2.64	5.16	2.27
S_{23}^* (MPa)	160	81	133	84
h_{23t}	3.32	1.09	29.0	0.469
h_1^t	0.01	0.01	0.01	0.1
g_n^{1-} (10^{-3}MPa^{-2})	4.17	3.60	3.31	2.24
g_t^{1-} (MPa^{-2})	3.86	3.19	2.39	0.889
h_{1-}	0.1	0.1	0.1	0.3
g_n^{2-} (10^{-1}MPa^{-1})	1.014	0.803	2.94	1.26
g_t^{2-} (10^{-2}MPa^{-1})	2.96	21.0	8.4	15.2
h_{2-}				

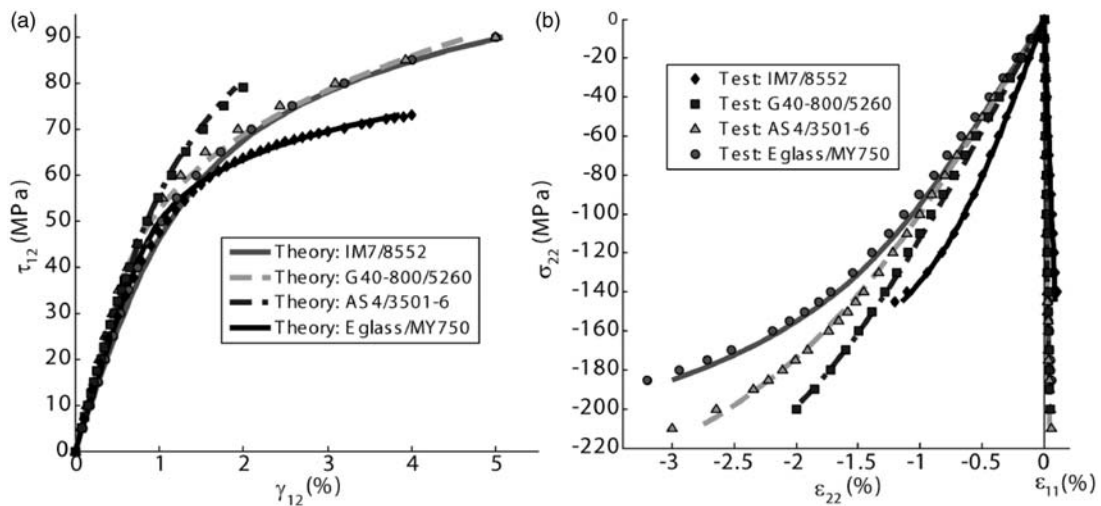


Figure 12. Tests and associated identifications of the mesoscopic non-linear behaviour under (a) transverse compression loading and (b) in-plane shear loading for all the UD plies considered in the present exercise.

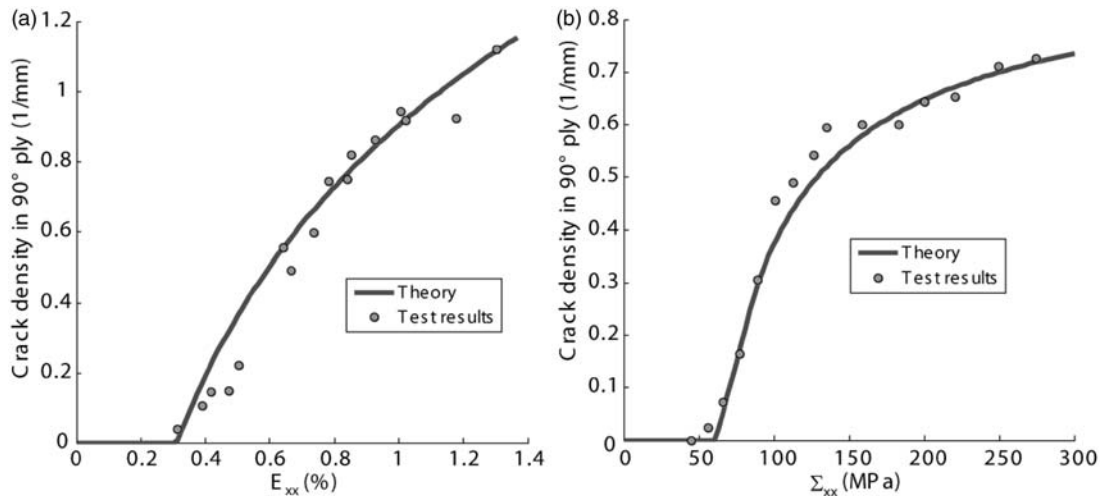


Figure 13. Comparison between the predicted and simulated crack density in the 90° ply of (a) a cross-ply $[0_2^\circ/90_2^\circ]_s$ carbon/epoxy laminate with $t_{ply} = 0.149$ mm as a function of the macroscopic applied strain⁵⁶ and (b) a cross-ply $[0^\circ/90_6^\circ]_s$ Eglass/epoxy laminate with $t_{ply} = 0.203$ mm as a function of the macroscopic applied stress.⁵⁷

Table 7. Identified parameters of the transverse crack evolution law.

	IM7/8552	G40-800/5260	AS4/3501-6	Eglass/MY750
γ_I^{0E} (MPa)	0.18	0.19	0.18	0.16
γ_{II}^{0E} (MPa)	0.53	0.56	0.48	0.73
α_I	1.70	1.83	1.75	1.51
α_{II}	0.69	0.74	0.63	0.95
n	1 (same for all the considered materials)			
a_h	0.37	0.37	0.37	1.2
b_h (mm ⁻¹)	0.04	0.04	0.04	-0.32

dedicated to the effect of in-plane damage, are reported in Table 8.

The cohesive zone model necessitates the identification of two sets of parameters for each mode of failure: the strength and the toughness. However, in the present exercise, only the energy release rates (G_{IC} and G_{IIC}) are provided by the organizers and used in the identification. This is the reason why, it has been chosen to consider, for the sake of simplicity, that the strengths of the interfaces are rather low and close to those of a pure resin (typically lower than 20 MPa). The parameter h_μ is assumed to be equal to 0.9 for all the considered materials by default. However, the method used to identify these parameters could have a major influence on the predictions. Again, it is not clear for us if the energy release rates are those of the ply or those of the interfaces which are not necessarily similar.⁵⁸

Finally, the numerical regularization used to overcome the mesh dependence problems necessitates the identification of two parameters for each catastrophic failure mechanism: (1) c the volume of the average zone used in the non-local approach and (2) τ_c the relaxation

time associated to the delayed effect. A robust identification of these parameters necessitates theoretically at least two tests on notched specimens with different notches (type and size). These tests are not available in the present exercise, this is the reason why (1) c has been chosen using a rule based on the size of the mesh⁵¹ and (2) τ_c has been chosen very small in order to minimize the unwanted viscous effect.⁵⁹

Presentation of the test cases

In the different test cases under consideration, the normalized crack density is expressed as the crack density (number of cracks by unit length) multiplied by the thickness of the ply (noted $\bar{\rho}$). The loading rate of the test cases is not provided by the organizers and is assumed in the following to be the same as the one of the identification tests (i.e. $\dot{\sigma} = 0.1$ MPa/s). Moreover, simulations have been performed with different loading rates (by a factor of 10) in order to demonstrate that their effects on the predictions for the considered test cases could be neglected.

Table 8. Parameters of the effect of transverse cracks determined through finite element simulations. Other components of the effect tensors are null.

	IM7/8552	G40-800/5260	AS4/3501-6	Eglass/MY750
H_{22}^a/S_{22}^0	0.87	0.67	0.74	1.00
H_{44}^a/S_{44}^0	0.32	0.34	0.35	0.35
H_{66}^a/S_{66}^0	0.95	0.92	0.90	0.80
H_{22}^b/S_{22}^0	0.80	0.92	0.87	1.20
H_{33}^b/S_{33}^0	0.26	0.28	0.28	0.35
H_{55}^b/S_{55}^0	0.12	0.12	0.12	0.12
H_{66}^b/S_{66}^0	1.74	1.80	1.76	1.87
H_{22}^c/S_{22}^0	2.31	2.51	2.53	2.75
H_{44}^c/S_{44}^0	0.23	0.25	0.24	0.34
H_{66}^c/S_{66}^0	0.54	0.58	0.56	0.55
H_{22}^d/S_{22}^0	5.40	4.43	5.06	5.54
H_{44}^d/S_{44}^0	2.96	2.86	2.94	2.77
H_{66}^d/S_{66}^0	6.00	5.69	5.58	4.23
H_{33}^e/S_{33}^0	1.41	1.15	1.30	1.13
H_{44}^e/S_{44}^0	2.39	2.50	2.71	7.23
H_{55}^e/S_{55}^0	1.65	1.67	1.58	1.20

In test cases (9, 12, 13), treated by FE modelling, the final failure is defined as the first drop peak load in the global response of the structure.

For the other test cases, treated through the present material hybrid approach and an analytical 3D method of change of scales (already presented in Reference [6]), a simple unified definition of the final failure of a laminate is proposed. To fulfil this aim, it is necessary to quantify the effect of the different cracks on the macroscopic behaviour. We proposed to use a normalized and directional indicator which permits to quantify by a scalar value the loss of macroscopic rigidity in the loading directions (even for multiaxial tests), defined by

$$E_s = \frac{t \sum_{\approx 0} : S_{\approx 0}^{macro} : \Sigma}{t \sum_{\approx 0} : \tilde{S}_{\approx 0}^{macro} : \Sigma} \quad (31)$$

where $S_{\approx 0}^{macro}$ and $\tilde{S}_{\approx 0}^{macro}$ are, respectively, the initial compliance of the laminate and the macroscopic degraded compliance due to the ply failures in the laminate and where Σ is the macroscopic stress expressed in the loading axes. If the laminate is undamaged, the indicator remains equal to 1. When some cracks appear in the plies, the macroscopic compliance is progressively increased due to the degraded mechanical properties of the failed plies; the indicator decreases progressively and tends asymptotically to 0. In the following, a laminate, which has lost more than 50% of its macroscopic rigidity, is considered as broken.

This definition is especially important to predict accurately the final failure of $[\pm 45^\circ]_s$ laminates.

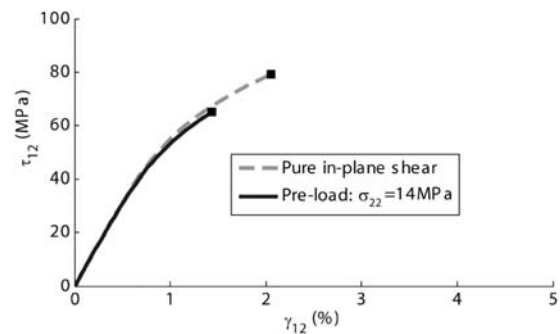


Figure 14. Results for test case 1: Shear stress–strain curve (τ_{12} versus γ_{12}) for an AS4/3501-6 UD ply previously subjected to a transverse loading $\sigma_{22} = 14$ MPa.

In fact, as illustrated in Figure 10, the first mesoscopic crack due to in-plane shear in the $\pm 45^\circ$ plies in such laminates does not lead to the final failure. The final rupture is due to instability of the evolution of the mesoscopic cracks and to the associated local delamination leading to a dramatic loss in the macroscopic rigidity. More details on the proposed normalized and directional indicator can be found in References [6,15].

Test cases 1–2. The test cases 1 and 2 concern the prediction of the effect of transverse pre-loading (respectively tension and compression) on the behaviour and strength of an AS4/3501-6 UD ply then subjected to in-plane shear loading.

On the one hand, a decrease in the apparent in-plane shear strength and a slight increase in the non-linear

behaviour as compared to a pure shear test are reported in Figure 14 for a UD ply subjected first to transverse tension and then to in-plane shear loading. These phenomena are the results of the increase of the micro-damage δ_2 in the matrix, due to the transverse tension pre-loading. On the other hand, an increase in the apparent in-plane shear strength and a decrease in the non-linear behaviour are reported in Figure 15 for a UD ply subjected first to transverse compression and then to in-plane shear loading. These phenomena are attributed to the decrease of the matrix micro-damage, due to the transverse compression pre-loading. The final rupture of the specimen in both test cases is due to in-plane shear failure. To conclude, the apparent in-plane shear strength of the UD ply depends on the transverse tension or compression pre-loading, which can increase or reduce the amount of micro-damage within the matrix prior to the in-plane shear failure.

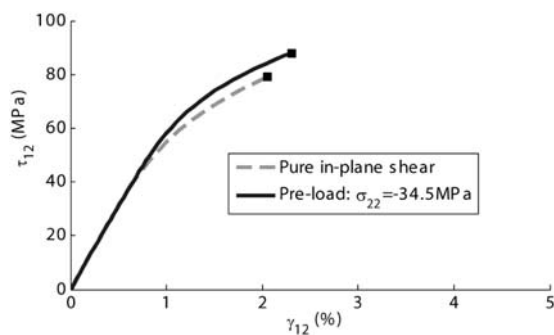


Figure 15. Results for test case 2: Shear stress–strain curve (τ_{12} versus γ_{12}) for an AS4/3501-6 UD ply previously subjected to a transverse loading $\sigma_{22} = -34.5$ MPa.

Test cases 3–4. The test cases 3 and 4 concern the prediction of transverse cracking up to final rupture of $[0^\circ/90^\circ/0^\circ]$ and $[0^\circ/90^\circ_8/0^\circ]$ Eglass/MY750 laminates subjected to uniaxial tensile loading. The predicted macroscopic behaviour and the normalized crack density are presented, respectively, in Figures 16 and 17.

The influence of the ply thickness on the threshold and on the evolution of the transverse cracks is evidenced. In the present damage model, the normal threshold (noted y_{ol} in equation (24)) is defined as a function of the thickness of the UD ply. The evolution of the normalized crack density (represented by the damage variable $\bar{\rho}$ in equation (24)) is also a function of the ply thickness (see equation (22)). On the one hand, in test case 3, the normalized crack density in the thin 90° ply remains low at failure ($\bar{\rho} = 0.35$) such as the local delamination ratio in the $0^\circ/90^\circ$ interface ($\bar{\mu} = 0.13$). On the other hand, in test case 4, the normalized crack density in the thick 90° ply up to final failure is much more important ($\bar{\rho} = 0.83$) such as the local delamination ratio ($\bar{\mu} = 0.56$).

The final rupture of the specimens is due to the 0° ply failure in tension fibre mode.

Test case 5. The test case 5 concerns the prediction of the effect of transverse cracks on the thermal expansion coefficient of a $[0^\circ_2/90^\circ_4/0^\circ_2]$ AS4/3501-6 laminate. Figure 18 presents the predicted evolution of the thermal expansion coefficient of the laminate as a function of the normalized crack density in the plies. The non-linear behaviour and the evolution of meso-damages are obviously not influent in the present test cases. In fact, the predicted decrease in the macroscopic thermal expansion coefficient is essentially due to the effects of transverse cracks on the elastic properties, which have been determined through FE simulations

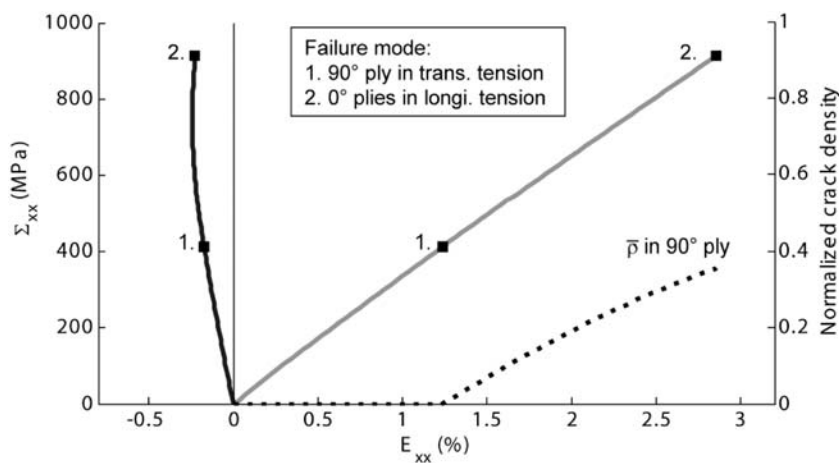


Figure 16. Results for test case 3: Prediction of the behaviour, the transverse crack density and the failure of a $[0^\circ/90^\circ/0^\circ]$ Eglass/MY750 laminate subjected to uniaxial tension.

(as explained in the section dedicated to the effect of in-plane damage).

Test case 6. The test case 6 concerns the prediction of transverse cracking and failure in a $[0^\circ/90^\circ/-45^\circ/45^\circ]_s$ Eglass/MY750 laminate subjected to uniaxial tension. The predicted macroscopic behaviour up to final failure and the predicted normalized crack density in the different plies are reported in Figure 19.

The aim is to emphasize the capacity of the model to predict the evolution of the crack density and the final failure for a laminate representative of an industrial application. The first transverse cracks are predicted in the 90° ply, followed by the central 45° ply and the -45° plies. It is worth mentioning that the thickness of the central 45° ply is two times that of the other -45° plies. Therefore, the present model predicts that the damage threshold of the 45° ply is lower than that of the -45° ply and the damage evolution in the 45° ply is the highest ($\bar{\rho} = 0.69$ at failure). An important crack density is also predicted in the 90° plies ($\bar{\rho} = 0.65$) and the maximal local delamination ratio is reached at the interface $-45^\circ/90$ ($\bar{\mu} = 0.41$).

The final failure of the quasi-isotropic laminate is due to the longitudinal tensile failure of the 0° ply.

Test cases 7–8. The test cases 7–8 concern the prediction of transverse cracking in $[0^\circ/-45^\circ/45^\circ/90^\circ]_s$ and $[45^\circ/0^\circ/90^\circ/-45^\circ]_s$ G40-800/5226 laminates subjected to uniaxial tension, reported, respectively, in Figures 20 and 21. These test cases permit to emphasise the capability of the model to predict the effect of the stacking sequence on the damage behaviour, in other words, to predict the influence of the position of the plies in the lay-up on the onset and evolution of mesoscopic cracking. In fact, the

main difference between the two stacking sequences concerns the thickness of the plies.

In test case 7, transverse cracking is predicted in the 90° ply and the local delamination ratio at the $45^\circ/90^\circ$ interface remains low ($\bar{\mu} = 0.05$). In test case 8, transverse cracking is also first predicted in the 90° ply, but for a higher applied macroscopic stress than that predicted for the $[0^\circ/-45^\circ/45^\circ/90^\circ]_s$ laminate. In fact, the 90° ply is two times thinner, in the test case 8, than the 90° ply in the previous test case 7. Then, transverse cracking is predicted in the central -45° ply (twice as thick as the others) and the external 45° plies, contrary to the previous test case where the 45° plies are not external. This is the reason why these plies failed for the same loading. Local delamination is predicted between all the plies, but the maximum local delamination ratio is located between $90^\circ/-45^\circ$ plies and remains very low $\bar{\mu} = 0.005$.

In both test cases, the final rupture of the specimens is due to the longitudinal tensile failure of the 0° ply.

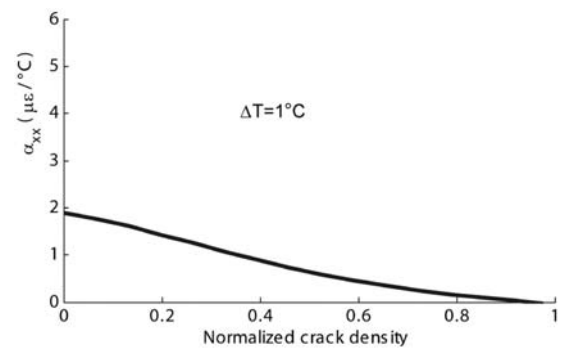


Figure 18. Results for test case 5: Prediction of the effect of transverse cracks on the thermal expansion coefficient of a $[0_2^\circ/90_4^\circ/0_2^\circ]$ AS4/3501-6 laminate.

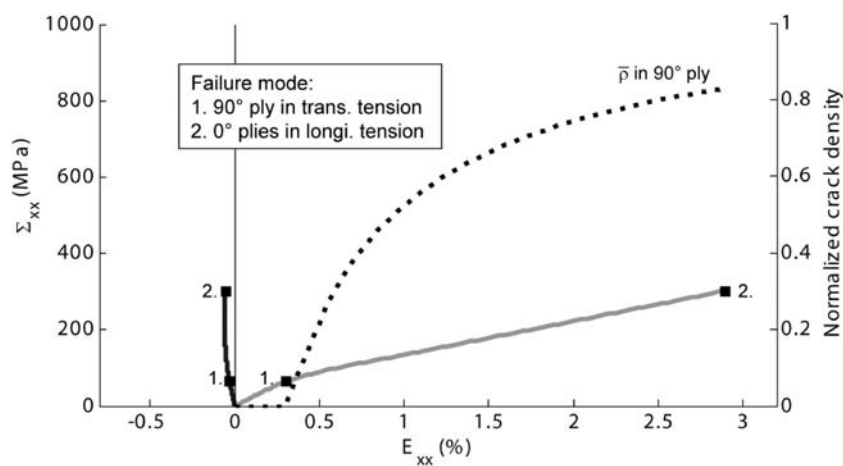


Figure 17. Result for test case 4: Prediction of the behaviour, the transverse crack density and the failure of a $[0^\circ/90_8^\circ/0^\circ]$ Eglass/MY750 laminate subjected to uniaxial tension.

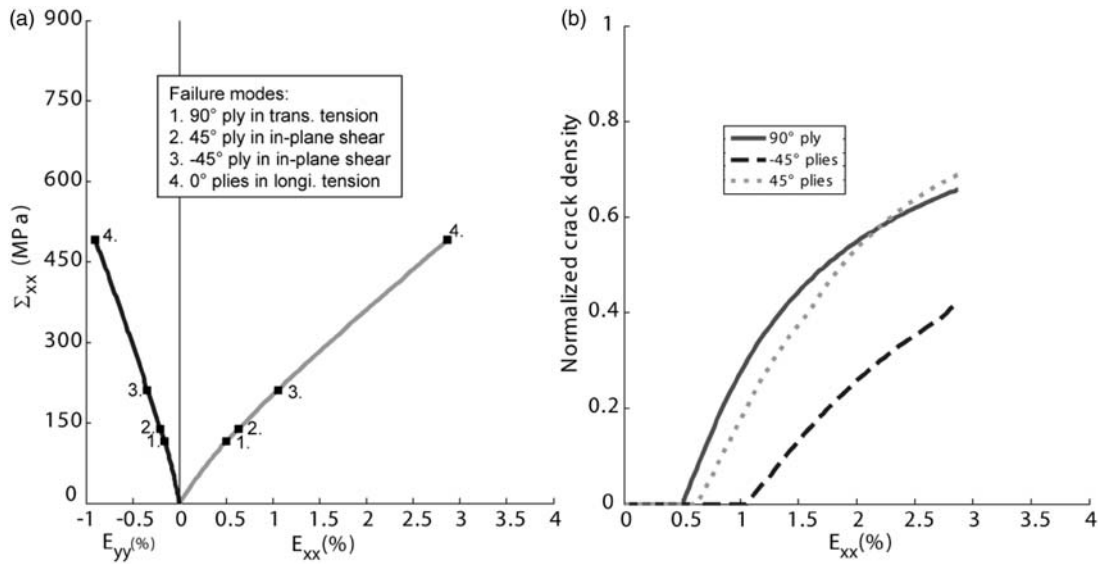


Figure 19. Results for test case 6: Prediction of (a) the behaviour and the final failure and (b) the transverse crack density in each ply of a $[0^\circ/90^\circ/-45^\circ/45^\circ]_s$ Eglass/MY750 laminate subjected to uniaxial tension.

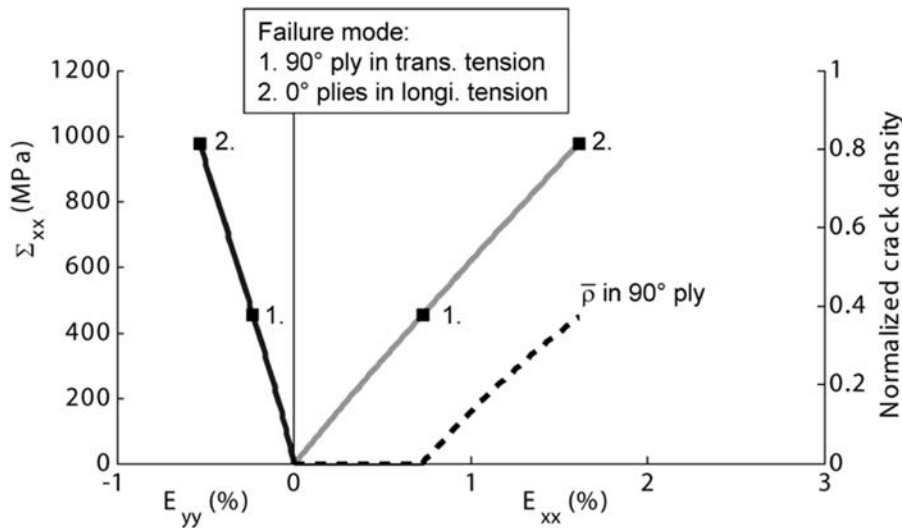


Figure 20. Results for test case 7: Prediction of the behaviour, the transverse crack density and the final failure of a $[0^\circ/-45^\circ/45^\circ/90^\circ]_s$ G40-800/5226 laminate subjected to uniaxial tension.

Test case 9. The test case 9 concerns the prediction of transverse cracking and failure in a $[30^\circ/90^\circ/-30^\circ/90^\circ]_s$ Eglass/MY750 laminate subjected to bending loading. Due to a lack of information concerning the configuration of the four-point bending test in the present case, it has been assumed that the specimen and the experimental device match the requirements of the industrial norm EN ISO 14125 concerning the bending test on laminates.

The treatment of this test case is performed through FE simulations. In order to model the in-ply damage and the delamination, the laminate is described with

one solid element by ply and cohesive zone elements between the plies. The noses and supports are also meshed and the contact with the laminated plate is taken into account (nevertheless friction is neglected). The mesh and the associated boundary conditions are shown in Figure 22.

In the area of interest (i.e. between the loading noses), transverse cracking is first predicted in the lower 90° ply and then in the external lower 30° ply. The crack density in these two plies increases up to final failure of the specimen due to the transverse compressive failure of the upper 90° ply in the “compression” side (assumed to be

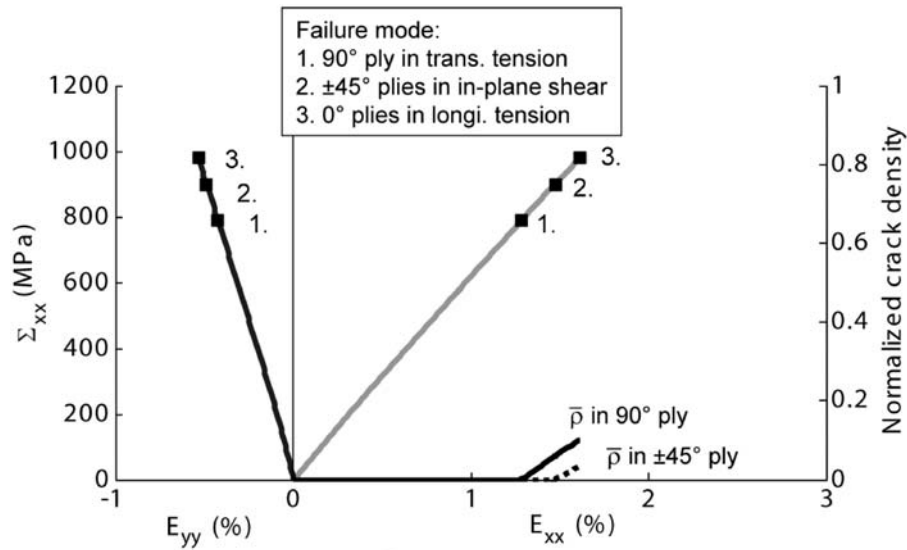


Figure 21. Results for test case 8: Prediction of the behaviour, the transverse crack density and the final failure of a $[45^\circ/0^\circ/90^\circ/-45^\circ]_s$ G40-800/5226 laminate subjected to uniaxial tension.

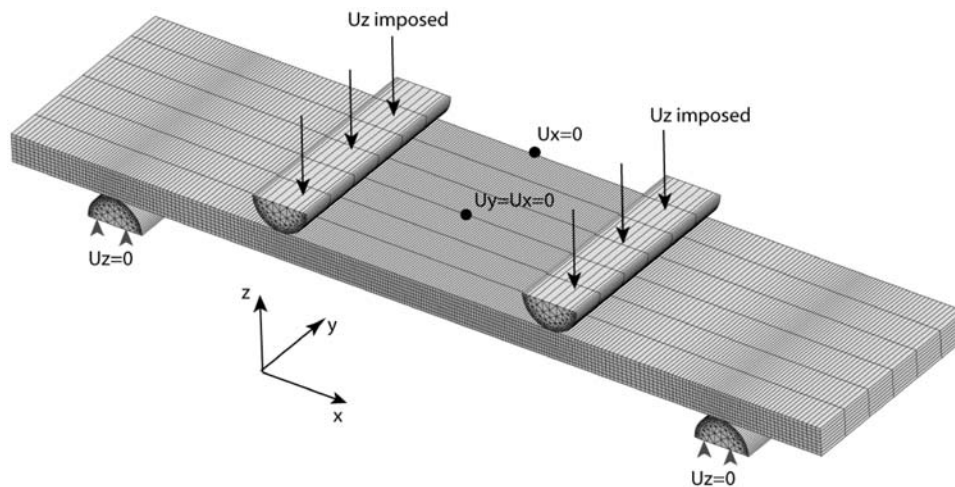


Figure 22. Presentation of the mesh and of the boundary conditions of a $[30^\circ/90^\circ/-30^\circ/90^\circ]_s$ Eglass/MY750 laminated plate subjected to a four-point bending loading.

a catastrophic failure mode for this structure). At failure, the normalized crack density in the 90° ply remains rather low ($\bar{\rho} = 0.20$) and the associated local delamination at the $30^\circ/90^\circ$ interface is negligible.

Figure 23 presents the moment resultant M_{xx} (corresponding to the integration of the longitudinal stress through the thickness for unitary width and thus expressed in N) versus the longitudinal and transverse strains predicted on the lower face of the structure in the area of interest. The normalized crack density in the lower plies as a function of the longitudinal strain is also reported in this figure.

It should be noted that this test case has been also treated through an analytical method based on the CLT under the plane stress hypothesis, and it has been ensured that the predictions are rather similar, since delamination in the area of interest remains negligible.

Nevertheless, due to the lack of information, a special attention will be paid on this test case in the Part B, since the dimensions of the specimen and the configuration of the experimental device will be known (the dimensions of the specimens could have a strong influence on the final results, due to finite displacement, fibre re-orientation and delamination by edge effects. . .).

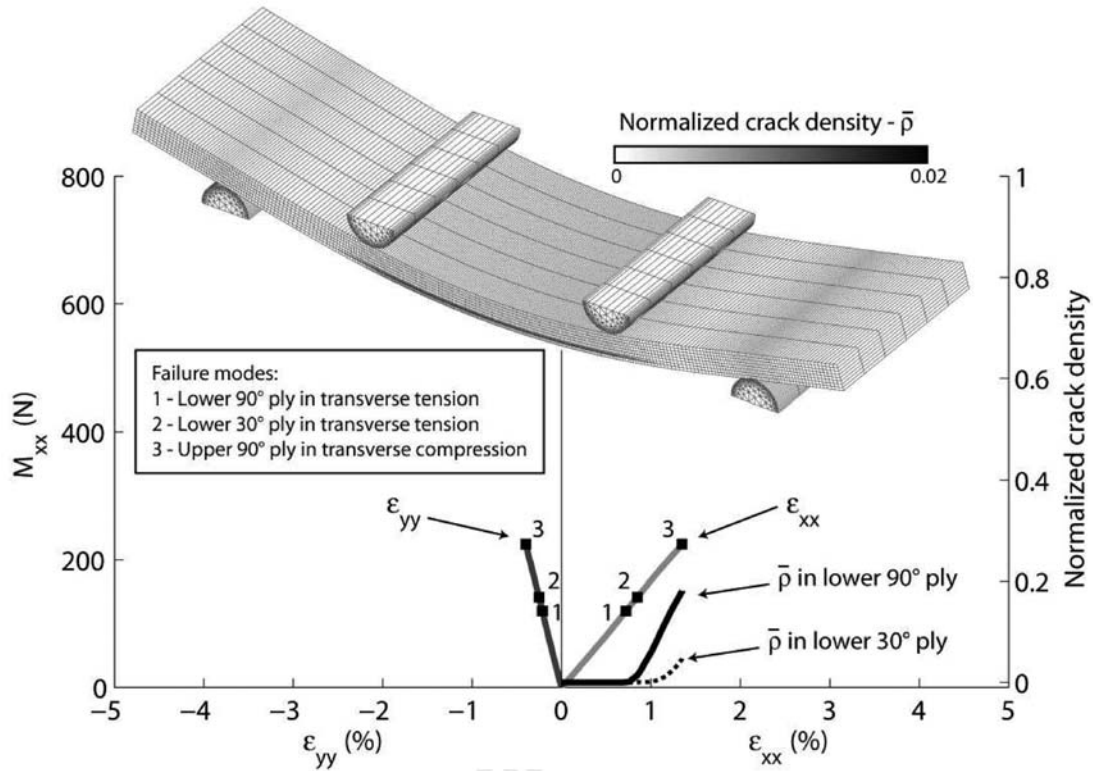


Figure 23. Results for test case 9: Prediction of the moment resultant M_{xx} versus strains and crack density in a $[30^\circ/90^\circ/-30^\circ/90^\circ]_s$ Eglass/MY750 laminate.

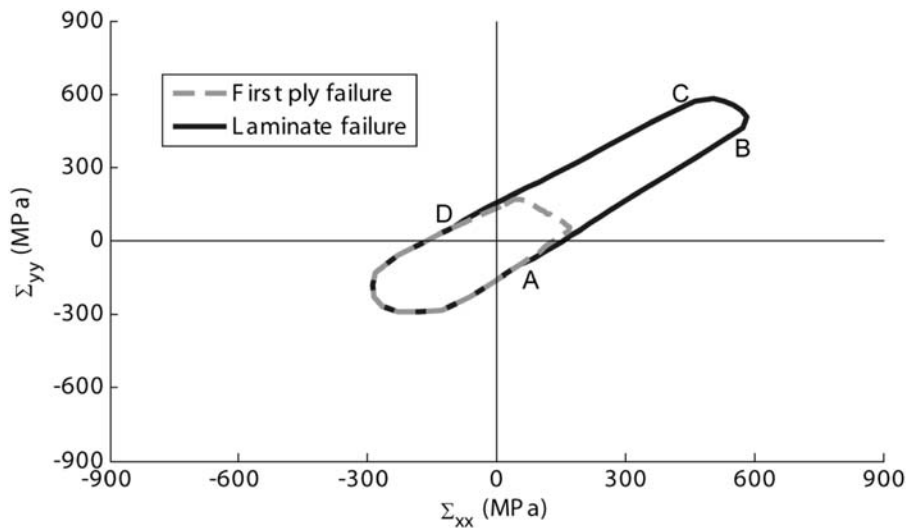


Figure 24. Results for test case 10: Prediction of the biaxial stress failure envelope of a $[\pm 45^\circ]_s$ Eglass/MY750 laminate in the stress plane $(\Sigma_{xx}, \Sigma_{yy})$.

Test case 10. The test case 10 concerns the prediction of biaxial stress and strain failure envelope, crack density and delamination level of a $[\pm 45^\circ]_s$ Eglass/MY750 laminate. The failure envelope of the $[\pm 45^\circ]_s$ laminate

in the stress plane $(\Sigma_{xx}, \Sigma_{yy})$ is reported in Figure 24 and in the strain at failure plane $(\epsilon_{xx}, \epsilon_{yy})$ in Figure 25. For combined tension/tension or tension/compression loadings, the first transverse cracks are predicted

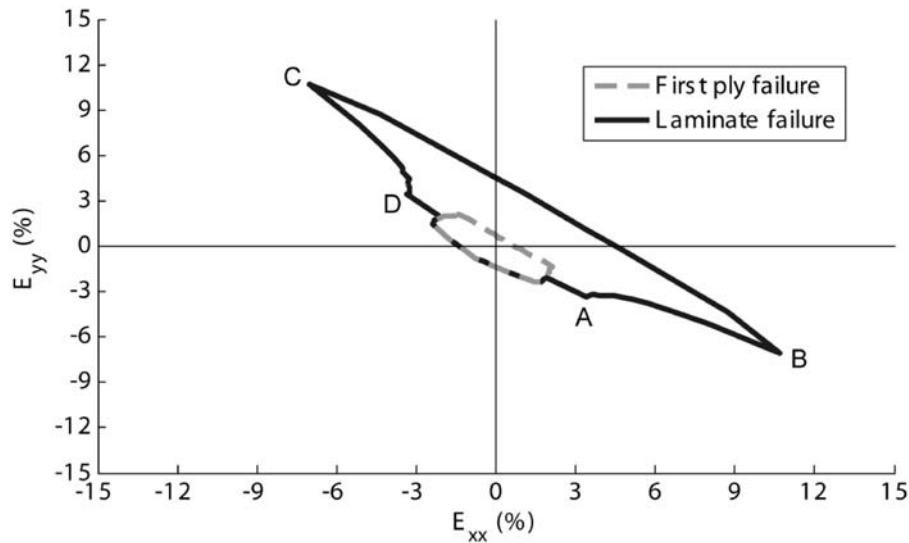


Figure 25. Results for test case 10: Prediction of the biaxial strain failure envelope of a $[\pm 45^\circ]_s$ Eglass/MY750 laminate in the strain plane (E_{xx} , E_{yy}).

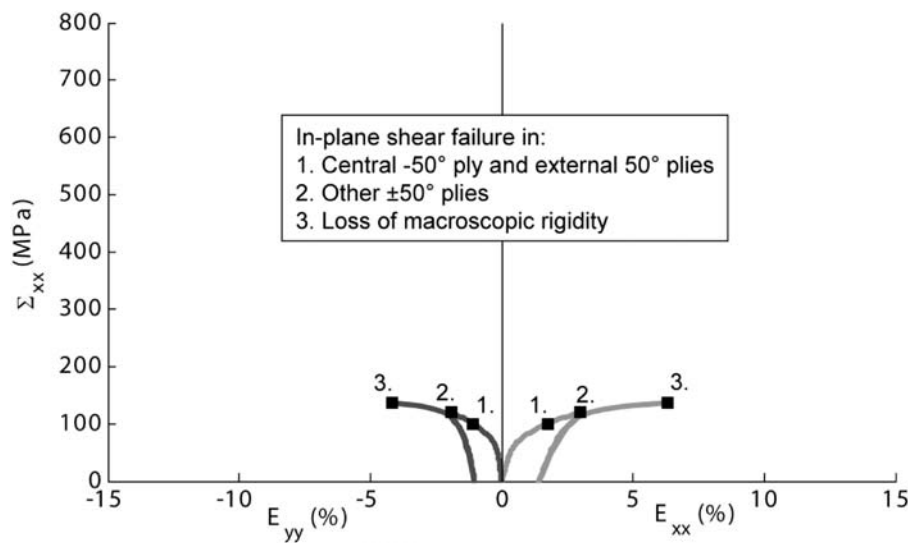


Figure 26. Results for test case 11: Prediction of the loading/unloading behaviour of a $[\pm 50^\circ]_{3s}$ Eglass/MY750 laminate.

for low applied stresses. For these loadings, the normalized crack density at failure in $\pm 45^\circ$ plies is important and evolves between $0.55 \leq \bar{\rho} \leq 0.85$. The associated local delamination ratio at failure is also important and evolves between $0.40 \leq \bar{\mu} \leq 0.70$.

In the parts of the failure envelope noted AB and CD, the failure of the laminate occurs by a catastrophic loss of the macroscopic rigidity due to the amount of transverse cracking. In the part of the envelope denoted BC, the macroscopic stress at failure is maximal because it is due to ply failure in fibre tensile mode.

Finally, in part DA, the failure of the laminate occurs by ply failure in in-plane IFF compression mode.

For these compression/compression loadings, the first ply failure matches with the final failure of the laminate.

Test case 11. The test case 11 concerns the prediction of the loading/unloading behaviour of a $[\pm 50^\circ]_{3s}$ Eglass/MY750 laminate and is reported in Figure 26.

First, a uniaxial tensile loading is applied to this laminate until the macroscopic stress reaches $\Sigma_{xx} = 120$ MPa. During this tensile loading, transverse cracks are first predicted in the central -50° ply (twice as thick as the others) and in the external plies ($+50^\circ$). Then, transverse cracks are predicted in all the plies, just prior to the end of the loading at $\Sigma_{xx} = 120$ MPa.

Then, the laminate is unloaded. Obviously, the crack density remains unchanged during this step. Finally, a uniaxial tensile loading is applied again to the laminate up to final failure. The predicted crack density increases when the applied stress becomes higher than 120 MPa and is rather important at final failure. The maximum normalized crack density is predicted in the central and external plies ($\bar{\rho} = 0.69$). The associated local delamination ratio is also important and maximum at the interface between the central -50° and the surrounding 50° plies ($\bar{\mu} = 0.48$).

The final failure of the laminate is due to an important loss of macroscopic rigidity as defined in the section describing the catastrophic failure mechanisms.

Test case 12. The test case 12 concerns the prediction of tensile strength of $[45^\circ/90^\circ/-45^\circ/0^\circ]_s$ IM7/8552 open-hole plates with different hole diameters. The ply thickness is 0.5 mm and the ratio diameter of the hole (d) over the width of the plates (w) remains constant for the considered configuration $d/w = 0.2$.

The treatment of this test case (and of the following one) necessitates the use of an FE modelling. As explained in the section dedicated to the numerical issues, in order to model the in-ply damage and the delamination, it is necessary to describe the laminate through (at least) one solid element by ply and cohesive zone elements between each ply. Finally, the number of degrees of freedom could become tremendous when the

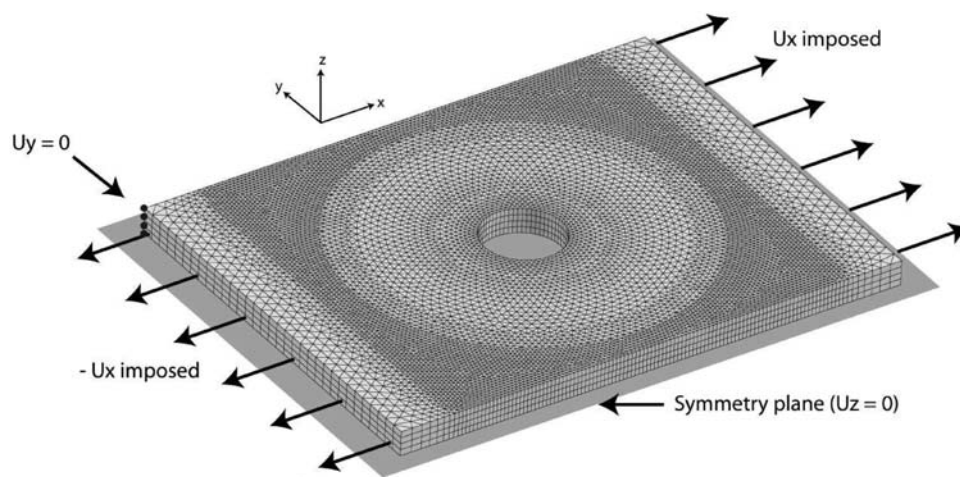


Figure 27. Presentation of the mesh and the associated boundary conditions for a $[45^\circ/90^\circ/-45^\circ/0^\circ]_s$ IM7/8552 open-hole plate with $d = 6.35$ mm.

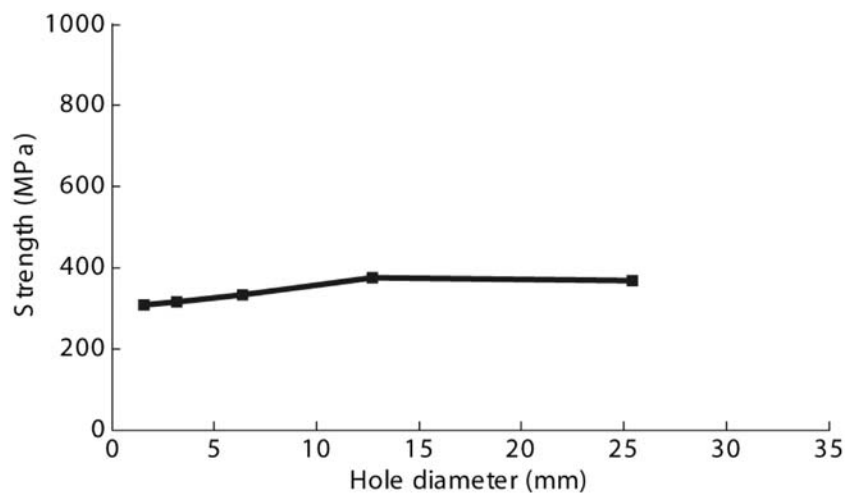


Figure 28. Results for test case 12: Prediction of the open-hole tensile strength versus hole diameter of a $[45^\circ/90^\circ/-45^\circ/0^\circ]_s$ IM7/8552 laminate.

number of plies increases. In order to overcome this difficulty, it has been necessary to make a compromise between the refinement of the mesh (especially near the edges to describe the delamination) and the computational cost. A typical mesh and the associated boundary

conditions are shown in Figure 27. It should be noted that the thermal residual stresses in the open-hole plates are taken into account due to a thermal pre-loading.

The prediction of the failure of $[45^\circ/90^\circ/-45^\circ/0^\circ]_s$ IM7/8552 open-hole plates subjected to tensile loading

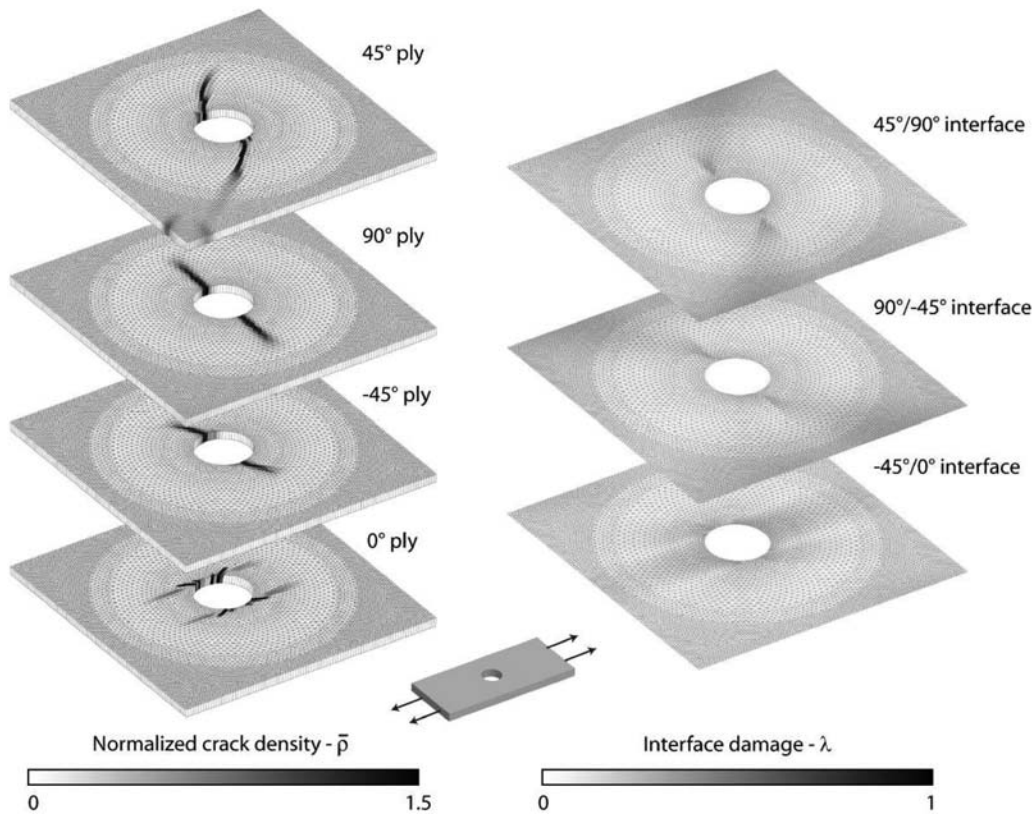


Figure 29. Patterns at failure load of in-plane mesoscopic damage in each ply and delamination at each interface in the $[45^\circ/90^\circ/-45^\circ/0^\circ]_s$ IM7/8552 open-hole plate with $d = 3.175$ mm.

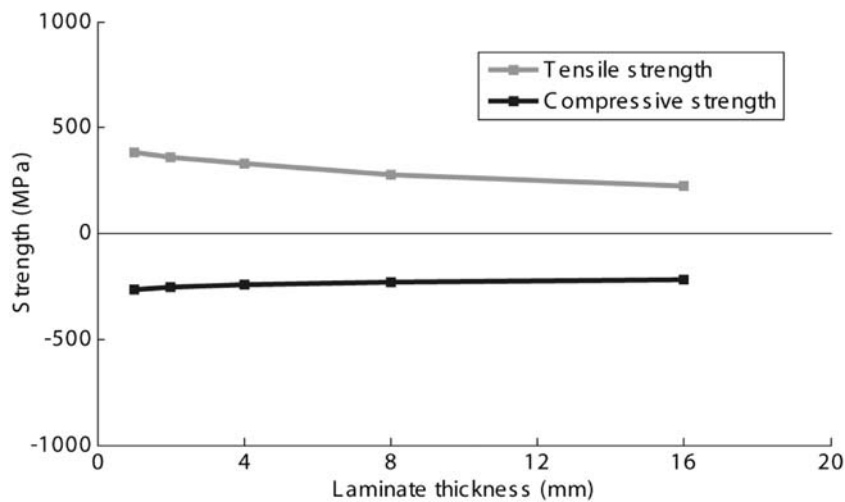


Figure 30. Results for test case 13: Prediction of the open-hole tensile and compressive strengths versus laminate thickness of a $[45_m/90_m/-45_m/0_m]_s$ IM7/8552 laminate.

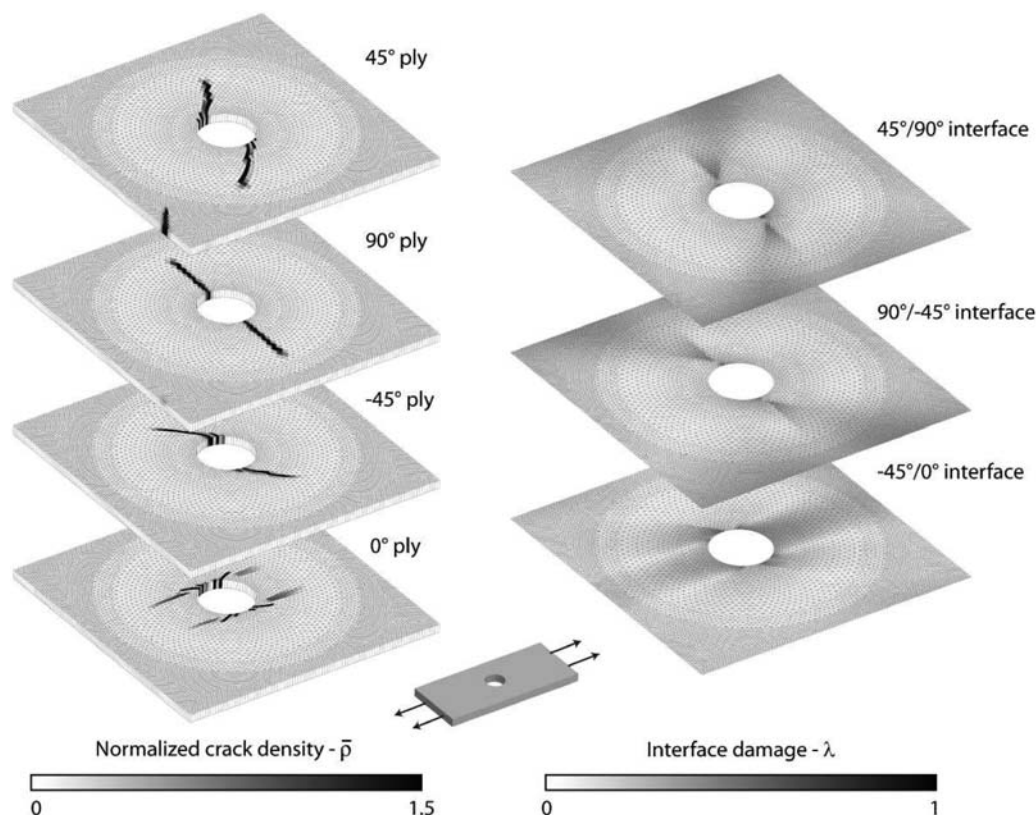


Figure 31. Patterns at failure load of in-plane mesoscopic damage in each ply and delamination at each interface in the $[45_m/90_m/-45_m/0_m]_s$ IM7/8552 open-hole plate subjected to tensile loading with thick plies $m = 8$.

with different hole diameters is reported in Figure 28. It is predicted that the strength of the open-hole plate increases as a function of the diameter of the hole. The predicted failure loads concern the first drop peak load in the global response of the structure. The final failure is due to FFs in 0° plies, initiated at the hole boundary and propagated in a direction normal to the loading axis. However, it seems that the delamination, and especially the coupling between transverse cracking and delamination, could play an important role in the prediction of the final failure. This point will be investigated in the part B of the present exercise. The stress gradient in the vicinity of the hole increases as the diameter of the hole decreases, inducing important transverse cracking near the perforation. The patterns of in-plane mesoscopic damage in each ply and the delamination at each interface are reported in Figure 29 for the open-hole plate with a hole diameter of 3.175 mm.

Test case 13. The test case 13 concerns the prediction of tensile and compressive strength of $[45_m/90_m/-45_m/0_m]_s$ IM7/8552 open-hole plates with different laminate thicknesses. The diameter of the hole remains constant ($d = 6.35$ mm) and the ratio diameter of the hole (d) over the width of the plates (w) is also constant $d/w = 0.2$.

The used mesh and the boundary conditions are reported in Figure 27.

The predictions of the failure of $[45_m/90_m/-45_m/0_m]_s$ IM7/8552 open-hole plates subjected to tensile or compressive loading with different ply thicknesses are reported in Figure 30. Again, the predicted failure loads concern the first drop peak in the global response of the structure.

The predicted open-hole tensile strength decreases as the ply thickness increases. For thin plies ($m = (1, 2, 4)$), the in-plane mesoscopic damage and the delamination remain confined around the hole. The final failure is due to 0° ply failure in fibre tensile mode. For thick plies ($m = (8, 16)$), the first drop peak load is due to an important amount of transverse cracking and delamination, as reported in Figure 31.

The predicted open-hole plate compressive strength also decreases as the ply thickness increases. For thin plies, no significant in-plane damage and delamination is predicted. For thick plies, only splitting cracks in 0° plies are predicted and the delaminated area is larger but remains localized near the perforation, as reported in Figure 32. Splitting cracks in open-hole plates are widely observed in the literature.^{60,61} The final failure is due to ply failure in fibre compressive mode.

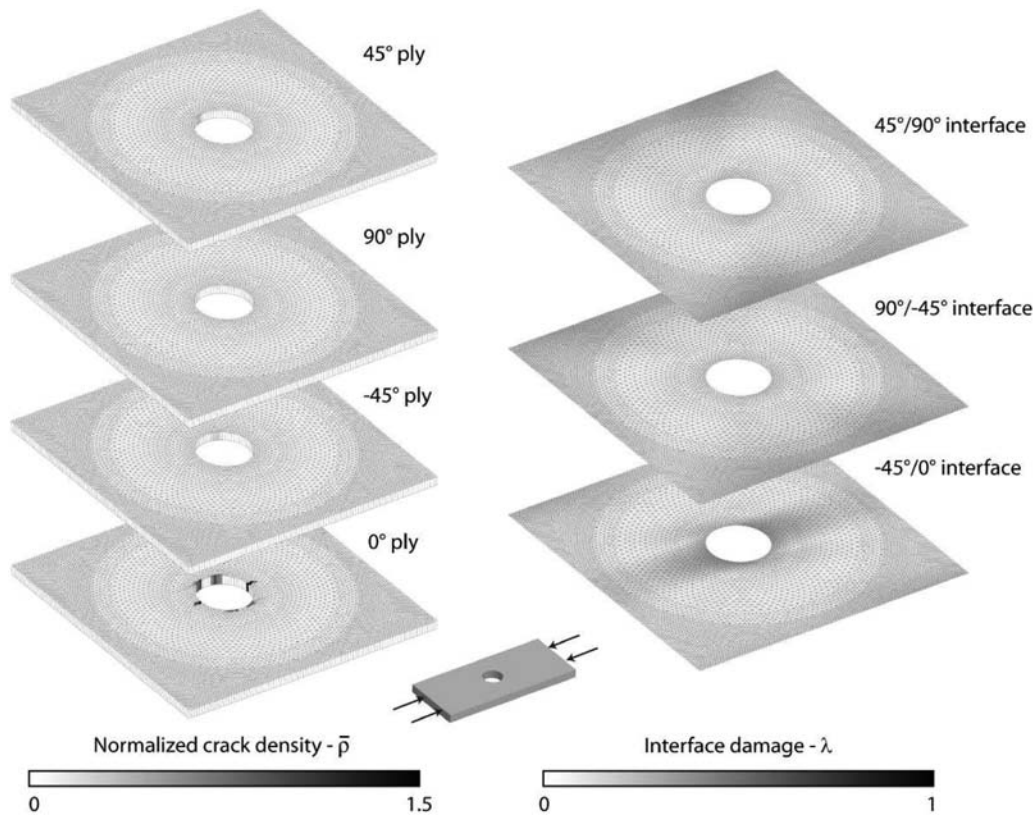


Figure 32. Patterns at failure load of in-plane mesoscopic damage in each ply and delamination at each interface in the $[45_m/90_m/-45_m/0_m]_s$ IM7/8552 open-hole plate subjected to compressive loading with thick plies $m = 8$.

Conclusions/perspectives

A multiscale hybrid damage and failure approach, which permits to predict the damage and failure of composite structures subjected to complex 3D loadings, has been proposed in the present article.

The main idea of the proposed hybrid multiscale failure approach is based on introducing, at the mesoscopic scale, the effects of the failures occurring at the microscopic scale on the non-linear behaviour (taking into account the viscosity of the matrix) and on the strengths of the UD ply.

The main improvement of the present model as compared with the model proposed in WWFE-II concerns the description of (1) the evolution and effect of the matrix cracking and (2) their coupling with delamination (inter-ply damage). In order to fulfil this goal, two damage variables have been introduced: $\bar{\rho}$ (the normalized crack density, i.e. the crack density multiplied by the thickness) and $\bar{\lambda}$ (the delamination ratio, i.e. the total length of local delaminations divided by the total length of the interface). Once all the needed identification tests have been used to calibrate the present model, this damage approach has been validated through comparison with additional tests, performed at Onera, on laminates with different stacking sequences.

All the test cases proposed in the present exercise have been modelled with this hybrid damage and failure approach. It is worth mentioning that some input data are missing for the considered materials and have been estimated, which could induce errors in the predictions.

Finally, the proposed approach has been implemented in an implicit FE code in order to predict the strength of composite structures, presenting different levels of complexity (unnotched plates, open-hole plates), subjected to different complex loadings (membrane or bending loadings). It is worth mentioning that, in the Part B of this exercise, a particular attention will be paid on the improvement of the convergence of the FE modelling using other regularization methods and other resolution algorithms (such as dynamic explicit).

Due to the lack of information in test cases (for instance exact dimensions of the specimens, determination of some material properties. . .), some predictions could evolve when the input data will be provided, in the Part B of this exercise. It is worth pointing out that the predictions from the present theory have been compared with those obtained from other 11 models, employed in the WWFE-III, in Reference [62]. Furthermore, a comparison between the model's predictions and experimental results will be made in Part B

of the WWFE-III, planned as a special issue of Journal of Composite Materials.

Acknowledgments

The authors would like to express their sincere gratitude to Dr. R. Valle for valuable and helpful discussions. T. Vandellos is also acknowledged for his help in the Finite Element modelling.

Conflict of interest

None declared.

Funding

This research received no specific grant from any funding agency in the public, commercial, or not-for-profit sectors.

Notations

General notations

E_{11}, E_{22}, E_{33}	The elastic Young's moduli of the UD ply
G_{12}, G_{23}	The mesoscopic elastic in-plane and out-of-plane shear moduli
ν_{12}, ν_{23}	The in-plane and out-of-plane Poisson's ratios of the UD ply
$\sigma_{11}, \sigma_{22}, \sigma_{33}$	The normal stress components of the UD ply (material system axes)
$\tau_{12}, \tau_{23}, \tau_{31}$	The mesoscopic shear stress components
$\varepsilon_{11}, \varepsilon_{22}, \varepsilon_{33}$	The mesoscopic total normal strain components (material system axes)
$\gamma_{12}, \gamma_{23}, \gamma_{31}$	The mesoscopic total shear strain components
$\Sigma_{xx}, \Sigma_{yy}, \Sigma_{zz}$	Normal stress components in a laminate (loading system axes)
$\Sigma_{xy}, \Sigma_{yz}, \Sigma_{zx}$	Shear stress components in a laminate
E_{xx}, E_{yy}, E_{zz}	The macroscopic normal strain components (loading system axes)
E_{xy}, E_{yz}, E_{zx}	The macroscopic shear strain components
\tilde{C}^0, \tilde{S}^0	Elastic stiffness and compliance tensors of the UD ply
$S_{11}^0, S_{22}^0, S_{12}^0$	The in-plane components of the elastic compliance tensor
$S_{33}^0, S_{13}^0, S_{23}^0$	The out-of-plane components of the elastic compliance tensor
$S_{44}^0, S_{55}^0, S_{66}^0$	The shear components of the elastic compliance tensor
h	Thickness of the UD ply

I	Fourth order identity tensor
$\langle x \rangle_{\tilde{V}}$	Volume average of quantity x
$\langle x \rangle_+$	Macauley brackets

Thermal aspects of the unidirectional ply

ε^{th}	Thermal strain tensor
$\tilde{\alpha}$	Thermal expansion tensor
T_0	Stress free temperature
T	Temperature of the test

Viscoelastic behaviour of the unidirectional ply

ε^{ve}	Viscoelastic strain tensor
$\tilde{\xi}_{\sim i}$	Viscoelastic strain tensor of the i th elementary viscous mechanism
$\tilde{S}_{\sim r}^{UD}$	Mesoscopic viscoelastic compliance tensor
τ_i, μ_i	Relaxation time and weight of the i th elementary viscous mechanism
$g_i(\sigma)$	The i th non-linear functions of the viscosity
$\tilde{\varepsilon}^P$	Permanent strain tensor

Micro-damages of the unidirectional ply

ε_m^e	Elastic strain tensor of the matrix
y_2, \tilde{y}_3	Thermodynamical forces of the micro-damages within the matrix
δ_f	Micro-damage due to premature fibre rupture
δ_i	Micro-damage variables for $i = 2, 3$
$\tilde{H}_{\sim i}^{ve}$	Effect of micro-damages δ_i on the viscoelastic compliance for $i = 2, 3$

Mesoscopic failure criteria

η_i	Activation index of the meso-damages for $i = 1, 2, 3$
X_t, X_c	Tensile and compressive strengths in the longitudinal direction
f_1^+, f_1^-	Fibre failure criteria in tension and compression
$Y_{1+}^0, \tilde{Y}_{1-}^0$	Onsets of the fibre failure criteria in tension and compression
Y_t, Y_c	Tensile and compressive strengths in the transverse direction
S_{12}, S_{23}, S_{13}	In-plane and through-the-thickness shear strengths
f_2^+, f_2^-	Interfibre in-plane failure criteria in tension and compression
$\tilde{Y}_{2+}^0, \tilde{Y}_{2-}^0$	Onsets of the interfibre in-plane failure criteria in tension and compression

Z_t, Z_c	Tensile and compressive strengths in the through-the-thickness direction	H^a, H^b, H^c, H^d, H^e $\approx \approx \approx \approx \approx$	Effects tensors associated to the mesoscopic damage variable $\bar{\rho}$
f_3^+, f_3^-	Interfibre through-the-thickness failure criteria in tension and compression		
$\tilde{Y}_{3+}^0, \tilde{Y}_{3-}^0$	Onsets of the through-the-thickness failure criteria in tension and compression		
$F_{\approx}^{1+}, F_{\approx}^{2+}, F_{\approx}^{3+}$	Failure tensors of the tensile fibre and interfibre failure criteria		
Mesoscopic damages associated to catastrophic failure criteria			
d_1^+, d_1^-	Mesoscopic damage variables respectively associated to the f_1^+ and f_1^- criteria		
d_2^-, d_3^-	Mesoscopic damage variables respectively associated to the f_2^- and f_3^- criteria		
d_3^+	Mesoscopic damage variable associated to the f_3^+ criterion		
Delamination modelling			
λ	Damage variable of the cohesive law		
U_n, U_t, T_n, T_t	Normal and tangential displacement jumps and stresses at the interface		
$\sigma_{\max}, \alpha, \sigma_{\max}$	Normal and tangential strengths of the interface in pure modes		
Interfibre mesoscopic damages			
\tilde{C}, \tilde{S} $\approx \approx$	Effective stiffness and compliance tensors of the UD ply		
$\tilde{S}_{11}, \tilde{S}_{22}, \tilde{S}_{12}$	The in-plane components of the effective compliance tensor		
$\tilde{S}_{33}, \tilde{S}_{13}, \tilde{S}_{23}$	The out-of-plane components of the effective compliance tensor		
$\tilde{S}_{44}, \tilde{S}_{55}, \tilde{S}_{66}$	The shear components of the effective compliance tensor		
ρ	Transverse crack density in UD ply		
μ	Local delamination length at the tips of the transverse cracks		
$\bar{\rho}$	Normalized crack density in UD ply		
$\bar{\mu}$	Local delamination ratio due to transverse cracking		
y_I, y_{II}, y_{III}	Thermodynamic forces of the transverse crack modelling		
$y_I^0, y_{II}^0, y_{III}^0$	Thresholds of the transverse cracks		

References

- Soden PD, Hinton MJ and Kaddour AS. A comparison of the predictive capabilities of current failure theories for composite laminates. *Compos Sci Technol* 1998; 58: 1225–1254.
- Kaddour AS and Hinton MJ. Input data for test cases used in benchmarking triaxial failure theories of composites. *J Compos Mater* 2012; 46: 2295–2312.
- Soden PD, Kaddour AS and Hinton MJ. Recommendations for designers and researchers resulting from the world-wide failure exercise. *Compos Sci Technol* 2004; 64: 589–604.
- Puck A and Schurmann H. Failure analysis of FRP laminates by means of physically based phenomenological models. *Compos Sci Technol* 2002; 62: 1633–1662.
- Zinoviev PA, Lebedeva OV and Tairova LP. A coupled analysis of experimental and theoretical results on the deformation and failure of composite laminates under a state of plane stress. *Compos Sci Technol* 2002; 62: 1711–1723.
- Carrere N, Laurin F and Maire J-F. Micromechanical based hybrid mesoscopic 3D approach for non-linear progressive failure analysis of composite structures. *J Compos Mater* 2012; 46: 2389–2415.
- Kaddour AS, Hinton MJ, Li S and Smith PA. The background to part A of the third World-Wide Failure Exercise (WWFE-III). *J Compos Mater* 2013; 47(20–21): 2417–2426.
- Kaddour AS, Hinton MJ, Smith PA and Li S. Mechanical properties and details of composite laminates for the test cases used in the third world wide failure exercise. *J Compos Mater* 2013; 47(20–21): 2427–2442.
- Huang Z-M. On a general constitutive description for the inelastic and failure behavior of fibrous laminates—Part I: lamina. *Comput Struct* 2002; 80: 1159–1176.
- Mayes JS and Hansen AC. Composite laminate failure analysis using multicontinuum theory. *Compos Sci Technol* 2004; 64: 379–394.
- Laurin F. *Analyse multiéchelle des mécanismes de rupture et de la tenue structurale des composites à matrice organique*. Doctorate thesis, University of Franche-Comté, Besançon, France, 2005.
- Laurin F, Carrere N and Maire JF. Laminated composite structures subjected to compressive loading: a material and structural buckling analysis. *Compos Struct* 2007; 80: 172–182.
- Hashin Z. Failure criteria for unidirectional fiber composites. *J Appl Mech* 1980; 47: 329–334.
- Maire JF and Chaboche JL. A new formulation of continuum damage mechanics (CDM) for composite materials. *Aerospace Sci Technol* 1997; 1: 247–257.
- Laurin F, Carrère N and Maire JF. A multiscale progressive failure approach for composite laminates based on thermodynamical viscoelastic and damage models. *Compos Pt A: Appl Sci Manuf* 2007; 38: 198–209.

16. Dvorak GJ. Transformation field analysis of inelastic composite materials. *Proc Roy Soc Lond Ser A: Math Phys Sci* 1992; 437: 311–327.
17. Hinton MJ and Kaddour AS. Triaxial test results for fibre reinforced composites: Second World-Wide Failure Exercise benchmark data. *J Compos Mater*, 2012. DOI: 10.1177/0021998312459782.
18. Lafarie-Frenot MC, Hénaff-Gardin C and Gamby D. Matrix cracking induced by cyclic ply stresses in composite laminates. *Compos Sci Technol* 2011; 61: 2327–2336.
19. Highsmith AL, Stinchcomb WW and Reifsnider KL. Effect of fatigue-induced defects on the residual response of composite laminates. In: *ASTM STP 836 Effects of defects in composite materials* (ed. DJ Wilkins), 1984, pp.194–216.
20. Lubineau G, Violeau D and Ladeveze P. Illustrations of a microdamage model for laminates under oxidizing thermal cycling. *Compos Sci Technol* 2009; 69: 3–9.
21. Huchette C. *Analyse multiéchelle des interactions entre fissurations intralaminaires et interlaminaires dans les matériaux composites stratifiés*. Doctorate Thesis, University of Paris VI, Paris, France, 2005.
22. Huchette C, Carrère N, Lévêque D and Maire J-F. On a physical based meso damage model for UD plies laminate polymer matrix composite. In: *Proceedings of 12th European conference on composite materials (ECCM 12)*, Biarritz, France, 19 September 2006, paper 230, pp. 1–8.
23. Mori T and Tanaka K. Average stress in matrix and average elastic energy of materials with mis-fitting inclusions. *Acta Metal* 1973; 21: 571–574.
24. Carrere N, Laurin F and Maire J-F. Micromechanical based hybrid mesoscopic 3D approach for non-linear progressive failure analysis of composite structures – Part B: comparison with experimental data. *J Compos Mater*, 2012. DOI: 10.1177/0021998312460558.
25. Leveque D, Mavel A, Petipas C, Maire JF and Schieffer A. Prévission de la durée de vie et performances résiduelles des composites carbone/résine. Technical Report Onera DMSC RT66/7086, 2000.
26. Pinho ST, Iannucci L and Robinson P. Physically based failure models and criteria for laminated fibre-reinforced composites with emphasis on fibre kinking. Part II: FE implementation. *Compos Pt A: Appl Sci Manuf* 2006; 37: 766–777.
27. Blassiau S, Thionnet A and Bunsell AR. Micromechanisms of load transfer in a unidirectional carbon fibre-reinforced epoxy composite due to fibre failures. Part I. *Compos Struct* 2006; 74: 303–318.
28. Nairn JA and Hu S. The initiation and growth of delaminations induced by matrix microcracks in laminated composites. *Int J Fract* 1992; 57: 1–24.
29. Okabe T, Nishikawa M and Takeda N. Numerical modeling of progressive damage in fiber reinforced plastic cross-ply laminates. *Compos Sci Technol* 2008; 68: 2282–2289.
30. Berthelot JM. Transverse cracking and delamination in cross-ply glass-fiber and carbon-fiber reinforced plastic laminates: static and fatigue loading. *Appl Mech Rev* 2003; 56: 111–147.
31. Kashtalyan M and Soutis C. The effect of delaminations induced by transverse cracks and splits on stiffness properties of composite laminates. *Compos Pt A: Appl Sci Manuf* 2000; 31: 107–119.
32. McCartney L. Physically based damage models for laminated composites. *P I Mech Eng L-J Mat* 2003; 217: 163–199.
33. Perreux D and Oytana D. Continuum damage mechanics for microcracked composites. *Compos Eng* 1993; 3: 115–122.
34. Renard J and Thionnet A. Damage in composites: from physical mechanisms to modelling. *Compos Sci Technol* 2006; 66: 642–646.
35. Ladevèze P, Lubineau G and Marsal D. Towards a bridge between the micro- and mesomechanics of delamination for laminated composites. *Compos Sci Technol* 2006; 66: 698–712.
36. Ladevèze P and Lubineau G. On a damage mesomodel for laminates: micro-meso relationships, possibilities and limits. *Compos Sci Technol* 2001; 61: 2149–2158.
37. Ladevèze P and Lubineau G. On a damage mesomodel for laminates: micromechanics basis and improvement. *Mech Mater* 2003; 35: 763–775.
38. Parvizi A, Garrett K and Bailey J. Constrained cracking in glass fibre-reinforced epoxy cross-ply laminates. *J Mater Sci* 1978; 13: 195–201.
39. Chang F-K and Chen M-H. The in situ ply shear strength distributions in graphite/epoxy laminated composites. *J Compos Mater* 1987; 21: 708–733.
40. Ju JW. On energy-based coupled elastoplastic damage theories: constitutive modeling and computational aspects. *Int J Solids Struct* 1989; 25: 803–833.
41. Martin E, Leguillon D and Carrere N. A twofold strength and toughness criterion for the onset of free-edge shear delamination in angle-ply laminates. *Int J Solids Struct* 2010; 47: 1297–1305.
42. Camanho PP, Davila CG, Pinho ST, et al. Prediction of in situ strengths and matrix cracking in composites under transverse tension and in-plane shear. *Compos Pt A* 2006; 37: 165–176.
43. Dvorak GJ and Laws N. Analysis of progressive matrix cracking in composite laminates II. First ply failure. *J Compos Mater* 1987; 21: 309–329.
44. Tvergaard V. Effect of fibre debonding in a whisker-reinforced metal. *Mater Sci Eng: A* 1990; 125: 203–213.
45. Wright P, Moffat A, Sinclair I, et al. High resolution tomographic imaging and modelling of notch tip damage in a laminated composite. *Compos Sci Technol* 2010; 70: 1444–1452.
46. Huchette C and Guinot F. Experimental and numerical analysis on delamination growth in damaged composite material. In: *Proceeding of 13th European conference on composite material (ECCM13)*, Stockholm, Sweden, 2–5 June 2008, paper 524, pp. 1–8.
47. Ladevèze P, Lubineau G, Violeau D, et al. A computational damage micromodel for laminate composites. In: Sadowski T (ed.) *IUTAM symposium on multiscale modelling of damage and fracture processes in composite materials*. The Netherlands: Springer, 2006, pp.1–12.

48. Pijaudier-Cabot G and Bazant ZP. Nonlocal damage theory. *J Eng Mech* 1987; 113: 1512–1533.
49. Peerlings RHJ, De Borst R, Brekelmans WAM, et al. Gradient enhanced damage for quasi-brittle materials. *Int J Numer Meth Eng* 1996; 39: 3391–3403.
50. Geers MGD, De Borst R, Brekelmans WAM, et al. Strain-based transient-gradient damage model for failure analyses. *Comput Meth Appl Mech Eng* 1998; 160: 133–153.
51. Germain N, Besson J and Feyel F. Composite layered materials: anisotropic nonlocal damage models. *Comput Meth Appl Mech Eng* 2007; 196: 4272–4282.
52. Allix O. A composite damage meso-model for impact problems. *Compos Sci Technol* 2011; 61: 2193–2205.
53. Suffis A, Lubrecht TAA and Combescure A. Damage model with delay effect: analytical and numerical studies of the evolution of the characteristic damage length. *Int J Solids Struct* 2006; 40: 3463–3476.
54. Ricks E. Some computational aspects of the stability analysis of non-linear structures. *Comput Meth Appl Mech Eng* 1984; 47(2): 219–259.
55. Chaboche JL, Feyel F and Monerie Y. Interface debonding models: a viscous regularization with a limited rate dependency. *Int J Solids Struct* 2001; 38: 3127–3160.
56. Talreja R. Transverse cracking and stiffness reduction in cross-ply laminates of different matrix toughness. *J Compos Mater* 1991; 26(11): 1644–1663.
57. Highsmith AL and Reifsnider KL. Stiffness-reduction mechanisms in composite laminates. In: *ASTM STP 775 Damage in composite materials* (ed. KL Reifsnider), 1982, pp. 103–117.
58. Nairn JA. Matrix microcracking in composites. In: Anthony K and Carl Z (eds) *Comprehensive composite materials*. Oxford: Pergamon, 2000, pp.403–432.
59. Marcin L. *Modélisation du comportement, de l'endommagement, et de la rupture des matériaux composites à renforts tissés pour le dimensionnement robuste de structures*. Doctorate thesis, University of Bordeaux I, Bordeaux, France, 2010.
60. Lee J and Soutis C. Measuring the notched compressive strength of composite laminates: specimen size effects. *Compos Sci Technol* 2008; 68: 2359–2366.
61. Laurin F, Carrere N and Maire J-F. Strength analysis methods for high stress gradient parts in composite structures ensuring design office requirements. *Proc IMechE PtG: J Aerospace Eng* 2011; 225: 291–301.
62. Kaddour AS, Hinton MJ, Smith PA and Li S. A comparison between the predictive capability of matrix cracking, damage and failure criteria for fibre reinforced composite laminates: Part A of the third world-wide failure exercise. *J Compos Mater* 2013; 47(20–21): 2749–2779.

VALIDATION OF THE ONERA DAMAGE MODEL THROUGH COMPARISONS WITH MULTI-INSTRUMENTED STRUCTURAL TESTS ON INTERLOCK WOVEN CERAMIC MATRIX COMPOSITES

F. Laurin^{1*}, N. Tableau², M. Kaminski¹, Z. Aboura², F. Bouillon³

¹ONERA-The French Aerospace Lab, DMSC/MC², F-92322 Châtillon, France

²UTC-Université de Technologie de Compiègne, Laboratoire Roberval, F- 60205 Compiègne, France

³SAFRAN-HERAKLES, F-33187 Le Haillan, France

*frederic.laurin@onera.fr

Keywords: Ceramic matrix composites, Continuum damage modelling, Failure, Multi-instrumented tests.

Abstract

This paper presents the Onera damage model adapted to predict damage and failure mechanisms encountered in a new generation of interlock woven composite with ceramic matrix. The predictions of the present approach are compared successfully with different multi-instrumented tests performed at Onera or UTC in terms of non-linear behaviour, damage evolution and macroscopic stress at final failure.

1. Introduction

The present study deals with the damage and strength prediction of structures made of Ceramic Matrix Composites (CMCs). In the early 90's, some macroscopic damage approaches have been developed specifically for 2D woven CMC [1,2] and used tensorial damage variables assuming that the damage orientation is load-dependent. The formalism of such approaches seems well adapted to describe the damage mechanisms observed in CMCs but are very complex and thus difficult to transfer to aeronautical design offices. Therefore, an alternative damage approach, called the Onera Damage Model for Composites with Ceramic Matrix (ODM-CMC) has been developed at Onera and presents, in our opinion, an interesting trade-off between complexity of the modelling, accuracy of the predictions, and transferability to a design office. The ODM-CMC model has been initially proposed and validated for 2D woven CMC [3]. This paper presents (i) the enhanced Onera Damage Model in order to predict damage and failure of a new generation of interlock woven composites with ceramic matrix provided by Herakles and its validation through comparisons with multi-instrumented tests. In the section 2, the ODM-CMC approach is presented and the different modelling assumptions are discussed thanks to some multi-instrumented tests on composite structures performed at Onera or UTC. A special attention is paid for a robust implementation of this approach in order to obtain reasonable time of computation in a commercial finite element code. Finally, the comparisons between the predicted non-linear damageable behaviour and the available test results are presented in the section 3.

2. Presentation of the Onera damage model for composites with ceramic matrix

2.1. General presentation of the model

The Onera Damage Model for Composites with Ceramic Matrix is based on continuum damage approaches defined at the macroscopic scale, in order to be used in design office for the strength predictions of composite structures representative of some industrial problematic. For the considered new generation of interlock woven CMC, it is assumed that the observed non-linearities are only due to the damage and failure mechanisms. The present approach is thermodynamically consistent and thus the macroscopic behaviour, expressed in Eq. 1, derives directly from the Helmholtz free energy.

$$\underline{\underline{\sigma}} = \underline{\underline{C}}^{eff} : (\underline{\underline{\varepsilon}} - \underline{\underline{\varepsilon}}^{th} - \underline{\underline{\varepsilon}}^0) - \underline{\underline{C}}^0 : (\underline{\underline{\varepsilon}}^s + \underline{\underline{\varepsilon}}^r - \underline{\underline{\varepsilon}}^0) \quad \text{with} \quad \underline{\underline{C}}^{eff} = \left(\underline{\underline{S}}^0 + \sum_i d_i^m \underline{\underline{H}}_i^m + \sum_j d_j^f \underline{\underline{H}}_j^f \right)^{-1} \quad (1)$$

where $\underline{\underline{\sigma}}$ is the stress tensor, $\underline{\underline{C}}^{eff}$ is the effective elastic stiffness tensor taking into account the effects of the different damage and failure mechanisms, $\underline{\underline{C}}^0$ the initial elastic stiffness tensor, $\underline{\underline{\varepsilon}}$ the total strain tensor, and $\underline{\underline{\varepsilon}}^{th}$ the thermal strain tensor. In the present approach, the effects of damage mechanisms (yarn/matrix debondings, transverse cracking in the matrix ...) on the macroscopic behaviour are distinguished from those of fibre yarn failures which induce a sudden and huge decrease of the macroscopic rigidity. This point is considered in the ODM by increasing the initial elastic compliance $\underline{\underline{S}}^0$ with two terms describing the effects of matrix damages ($\sum d_i^m \underline{\underline{H}}_i^m$) and those of yarn failures ($\sum d_j^f \underline{\underline{H}}_j^f$). Finally, the $(\underline{\underline{\varepsilon}}^0, \underline{\underline{\varepsilon}}^s, \underline{\underline{\varepsilon}}^r)$ specific strain tensors are defined in the section 2.3.

2.2. Damage mechanisms

Contrary to composite with polymer matrix, composites with ceramic matrix present a low contrast between the different elementary constituents inducing that the orientation of damages is mostly load-dependent. In order to estimate the accuracy of such an assumption for new generation of woven interlock CMC, an off-axis incremental tensile test at 45°, on a specimen provided by Herakles, has been performed at UTC [4]. This test has been multi-instrumented with (i) acoustic emission in order to estimate the onset and the evolution of the matrix damages, (ii) digital images stereo-correlation in order to measure the strains (at mesoscopic scale and at the macroscopic scale thanks to large virtual strain gauges) and finally (iii) with SEM fractography in order to study the different damage mechanisms. SEM micrographs have been taken at different loading levels in order to study the evolution of the damages both on the upper face and on one free-edge of the specimen as illustrated in Figure 1. Thanks to the quality and the resolution of SEM images (the right picture reported in Figure 1 is constituted with 4000 SEM elementary pictures), it is possible to observe the different cracks at the free edges of the specimen. The observed cracks at the upper face are normal to the applied loading. Nevertheless, it is important to note that these observed cracks are located in a surface layer called the “seal-coat” which is due to the manufacturing process. Therefore, additional SEM micrographs have to be performed at mid-thickness of the specimen (*i.e.* within the sample, far from the edges) in order to demonstrate that the orientations of the damages in the material are load-dependent. Moreover, through the analysis of the SEM pictures taken on a free-edge of the specimen, it has been demonstrated

that yarn/matrix debondings occur even during tensile loading. These debondings are essentially due to some fibre yarn re-arrangements at the mesoscopic scale during the loading.

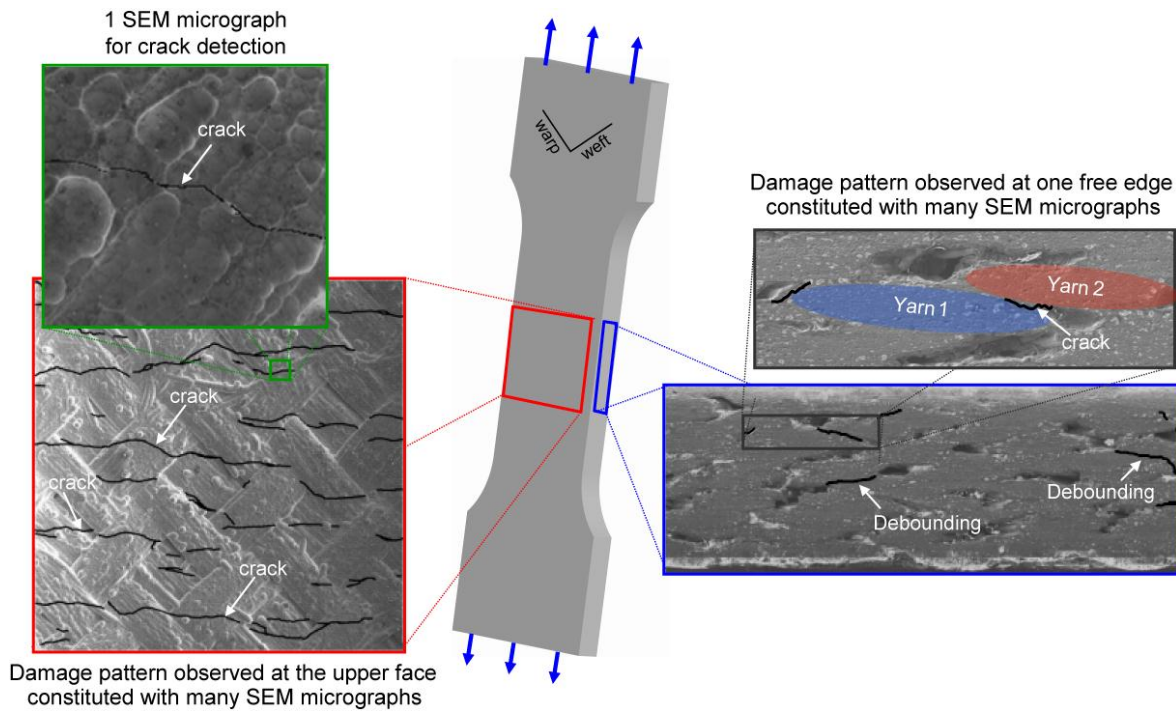


Figure 1. Observation of the damage pattern (matrix cracking and yarn/matrix debondings) in a specimen subjected to an off-axis tensile loading at 45° through SEM pictures.

Considering the different damage mechanisms, the ODM-CMC model is a thermo-dynamical damage model considering 5 matrix scalar damage variables, illustrated in Figure 2, which are (i) the damages in the weft direction noted d_1^m , (ii) the damages in the warp direction noted d_2^m (iii) the yarn/matrix debondings in the out-of-plane direction noted d_3^m , and the matrix damages oriented at 45° noted (iv) d_{45}^m and at 135° noted (v) d_{135}^m .

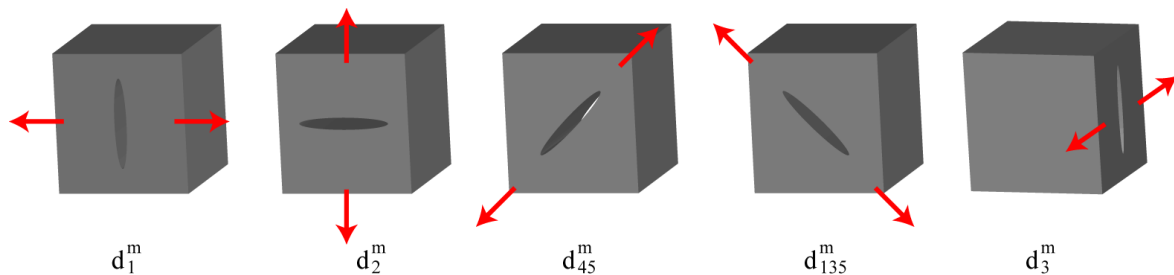


Figure 2. Presentation of the five matrix damage variables in the ODM-CMC model.

Nevertheless, the driving forces associated with the in-plane damage variables (see Eq. 3) have been formulated in order to obtain damage predictions which are equivalent to those obtained with a tensorial damage approach, such as [1,2], for off-axis tensile tests at 0°, 90°, 45° and 135°. Therefore, the analysis of FE simulations performed with the present approach on industrial test cases remains rather simple because of the use of simple scalar damage variables which present a clear physical meaning and thus should permit to transfer such an approach into a design office. The thermo-dynamical and driving forces associated to the different in-plane damage variables are expressed respectively in Eq. 2 and 3.

$$\begin{cases} z_1^m = \frac{1}{2} \left(\varepsilon_1^{d_1^{m+}} : C_{11}^0 : \varepsilon_1^{d_1^{m+}} + b_1 \varepsilon_6^{d_1^{m+}} : C_{66}^0 : \varepsilon_6^{d_1^{m+}} + b_2 \varepsilon_5^{d_1^{m+}} : C_{55}^0 : \varepsilon_5^{d_1^{m+}} \right) \\ z_2^m = \frac{1}{2} \left(\varepsilon_2^{d_2^{m+}} : C_{22}^0 : \varepsilon_2^{d_2^{m+}} + b_1 \varepsilon_6^{d_2^{m+}} : C_{66}^0 : \varepsilon_6^{d_2^{m+}} + b_2 \varepsilon_4^{d_2^{m+}} : C_{44}^0 : \varepsilon_4^{d_2^{m+}} \right) \\ z_6^m = \frac{1}{4} \left(\varepsilon_1^{d_1^{m+}} : C_{11}^0 : \varepsilon_6^{d_1^{m+}} + \varepsilon_2^{d_2^{m+}} : C_{22}^0 : \varepsilon_6^{d_2^{m+}} + b_1 \left(\varepsilon_6^{d_1^{m+}} : C_{66}^0 : \varepsilon_1^{d_1^{m+}} + \varepsilon_6^{d_2^{m+}} : C_{66}^0 : \varepsilon_2^{d_2^{m+}} \right) \right) \end{cases} \quad (2)$$

$$y_1^m = z_1^m - |z_6^m|, \quad y_2^m = z_2^m - |z_6^m|, \quad y_{45}^m = \langle z_6^m \rangle_+ \quad \text{and} \quad y_{135}^m = \langle -z_6^m \rangle_+ \quad (3)$$

where thermo-dynamical forces depend on (i) the different components of the initial elastic stiffness tensor, (ii) on the parameters (b_1, b_2) which are material coefficients and (iii) on the positive strain tensor. The positive strain tensor, associated to a thermo-dynamical force, corresponds to the positive part, as proposed by [5], of the total strain tensor where all the components are zeros except those inducing damages and reported in Eq. 2. The use of the positive strain tensor is an elegant way to capture the reinforcement of the apparent onset of damage for combined compressive and shear loading, as demonstrated experimentally on former generation of 2D woven CMC [2], without introducing additional coefficients. The $\langle \cdot \rangle_+$ corresponds to the classical Macauley brackets.

On the considered interlock woven CMC, as illustrated in Figure 1, some yarn/matrix deboundings are observed for tensile loading while the total out-of-plane strain is negative due to Poisson effects. In order to introduce in the present macroscopic approach, these deboundings observed in tension due to yarn re-arrangements at the mesoscopic scale, the thermo-dynamical force z_3^{m+} has been introduced in the driving force y_3^m associated to the out-of-plane damage as reported in Eq. 4.

$$\begin{cases} z_3^m = \frac{1}{2} \left(\varepsilon_3^{d_3^{m+}} : C_{33}^0 : \varepsilon_3^{d_3^{m+}} + b_2 \varepsilon_4^{d_3^{m+}} : C_{44}^0 : \varepsilon_4^{d_3^{m+}} + b_2 \varepsilon_5^{d_3^{m+}} : C_{55}^0 : \varepsilon_5^{d_3^{m+}} \right) \\ z_3^{m+} = \frac{1}{2} \left(\alpha_1^+ \langle \varepsilon_1 \rangle_+ : C_{11}^0 : \langle \varepsilon_1 \rangle_+ + \alpha_2^+ \langle \varepsilon_2 \rangle_+ : C_{22}^0 : \langle \varepsilon_2 \rangle_+ + \alpha_6^+ \varepsilon_6 : C_{66}^0 : \varepsilon_6 \right) \end{cases} \quad (4)$$

with $y_3^m = z_3^m + z_3^{m+}$

where ($\alpha_1^+, \alpha_2^+, \alpha_6^+$) are material parameters which permits to calibrate the onset of out-of-plane damage during in-plane tensile tests. It can be noted that, for compressive loading, the deboundings are naturally predicted thanks to Poisson effects.

Finally, the evolution laws of the five damage variables are expressed in Eq. 5, where the parameter $y_{0_i}^m$ corresponds to the onset of damage, $d_{c_i}^m$ to the saturation of the damage which is currently observed for CMCs, and ($y_{c_i}^m, p_i^m$) are parameters which are linked to the damage evolution laws. It can be noted that the damages can only growth in order to ensure the second principle of thermodynamics.

$$d_i^m = d_{c_i}^m \cdot \left(1 - \exp \left(- \left(\frac{\langle \sqrt{y_i^m} - \sqrt{y_{0_i}^m} \rangle_+}{\sqrt{y_{c_i}^m}} \right)^{p_i^m} \right) \right) \quad \text{with} \quad \dot{d}_i^m \geq 0 \quad \text{and} \quad i = \{1, 2, 3, 4, 5, 135\} \quad (5)$$

2.3. Unilateral aspect of damage and residual strains

The present section is dedicated to the effect of the different damages and especially to the necessity to take into account the unilateral aspect of damage as illustrated in Figure 3, which presents the experimental behaviour of the studied new generation of CMC subjected to tensile/compressive loading in the weft direction. This test has been performed at Onera and has been multi-instrumented with DIC, extensometer and acoustic emission.

After generating matrix damages during the tensile loading, a low compressive loading is applied to the sample in order to observe the progressive recovery of the initial elastic Young modulus. The progressive closure of the cracks, inducing the evolution of the apparent elastic modulus for low compressive stress, is mainly due to the scattering on the orientation of the cracks in the material. Moreover, an important residual strain is observed after unloading at null stress, which is assumed to be due to the friction on the tips of the cracks and due to the relaxation of the thermal residual stresses in the elementary constituents induced during the manufacturing process.

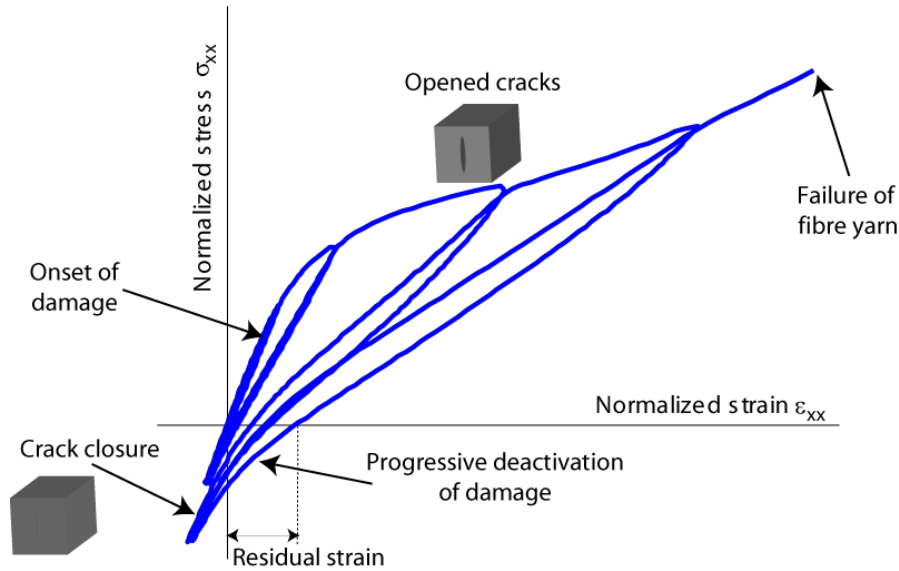


Figure 3. Experimental stress / strain curve of a new generation of CMC subjected to tensile/compressive loading in the weft direction and illustration of some key phenomena.

In order to describe the progressive deactivation of damages observed in Figure 3 for a tension/compression test in the weft direction, the effect tensor $\underline{\underline{H}}_1^m$ associated to the damage variable d_1^m is defined as a function of a progressive deactivation index (η_1) and of an effect tensor ($\underline{\underline{H}}_1^{m+}$) describing the effects of an open crack on the effective elastic stiffness, as reported in Eq. 6. The parameters ($h_{11}^{m+}, h_{55}^{m+}, h_{66}^{m+}$) are material coefficients. The cracks are assumed closed when the effective strain ($\underline{\underline{\varepsilon}}^d$) is inferior to $\varepsilon_1^0 - \Delta\varepsilon_1^{close}$ and opened when this strain is superior to $\varepsilon_1^0 + \Delta\varepsilon_1^{close}$. The progressive deactivation index evolves from 0 to 1 between these two bounds. The parameters ($\underline{\underline{\varepsilon}}^0, \Delta\varepsilon_i^{close}$) are material coefficients. The effect tensors and the associated deactivation indexes for the other damage variables can be obtained thanks to permutation of the indices.

$$\begin{aligned}
 \underline{\underline{H}}_1^m = \eta_1 \underline{\underline{H}}_1^{m+} \quad \text{with} \quad \eta_1 = \begin{cases} 1 & \text{if } \Delta \varepsilon_1^{close} \leq \varepsilon_1^d \\ \frac{1}{2} \left(1 - \cos \left(\frac{\pi}{2} \frac{\varepsilon_1^d + \Delta \varepsilon_1^{close}}{\Delta \varepsilon_1^{close}} \right) \right) & \text{if } -\Delta \varepsilon_1^{close} \leq \varepsilon_1^d \leq \Delta \varepsilon_1^{close} \\ 0 & \text{if } \varepsilon_1^d \leq -\Delta \varepsilon_1^{close} \end{cases} \\
 \text{with } \underline{\underline{H}}_1^{m+} = \begin{pmatrix} h_{11}^{m+} S_{11}^0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 \\ & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 \\ & & 0 & 0 & 0 & 0 \\ & & & 0 & 0 & 0 \\ \text{sym.} & & & h_{55}^{m+} S_{55}^0 & 0 & \\ & & & & h_{66}^{m+} S_{66}^0 & \end{pmatrix} \quad \text{and} \quad \underline{\underline{\varepsilon}}^d = \underline{\underline{\varepsilon}} - \underline{\underline{\varepsilon}}^{th} - \underline{\underline{\varepsilon}}^0
 \end{aligned} \tag{6}$$

Moreover, it is assumed that when a crack is closed, all the components of the elastic stiffness are restored, as reported in Eq. 6, even for the shear components. This point has been experimentally demonstrated for former generations of 2D woven CMC [6]. Ensuring the continuity of the mechanical response for complex multiaxial loadings while taking into account the unilateral aspect of damage is non-trivial. In order to fulfil this objective, a stored strain ($\underline{\underline{\varepsilon}}_s$) has been introduced in the proposed modelling. By assuming that the behaviour defined in Eq. 1 is continuous, even when the cracks evolve from an opened state to a closed one, the formulation of the stored strain rate is necessary defined as

$$\dot{\underline{\underline{\varepsilon}}}_s = -\underline{\underline{S}}_0 \sum_i \dot{\eta}_i d_i \underline{\underline{C}}^{eff} : \underline{\underline{H}}_i^{m+} : \underline{\underline{C}}^{eff} : (\underline{\underline{\varepsilon}} - \underline{\underline{\varepsilon}}^{th} - \underline{\underline{\varepsilon}}^0) \tag{7}$$

A special attention has been paid to the resolution of such a differential equation. In order to compute the increment of the stored strain, the integral of Eq. 7 is approximated with a 3th order Gaussian quadrature. This numerical solving method, contrary to a classical Euler method, permits to obtain solutions which are almost insensitive to the size of the increment, which is necessary to implement the proposed approach, in an efficient way, in an implicit FE code.

Finally, a residual strain ($\underline{\underline{\varepsilon}}_r$) has been introduced into the present model to describe accurately the available stress/strain curves. This residual strain is defined as a function of the evolution of the damage variables and its formulation, reported in Eq. 8, is rather consistent with the ones proposed for the stored strain (see Eq. 7).

$$\underline{\underline{\varepsilon}}_r = \underline{\underline{S}}_0 \sum_i \chi_i \dot{d}_i \underline{\underline{C}}^{eff} : \underline{\underline{H}}_i^m : \underline{\underline{C}}^{eff} : (\underline{\underline{\varepsilon}} - \underline{\underline{\varepsilon}}^{th} - \underline{\underline{\varepsilon}}^0) \tag{8}$$

where the χ_i parameters are material coefficients which have to be identified. The integral of this differential equation is also solved with a 3th order Gaussian quadrature for the reasons previously mentioned.

2.4. Failure mechanisms

The rupture of the tested specimens is due to the failure of the fibre yarns. The failure patterns observed on off-axis tensile tests at 0° or 45° are illustrated in Figure 4. Contrary to the damage mechanisms, the failure patterns are clearly oriented by the microstructure of the material.

Considering the different failure mechanisms, the ODM-CMC model is a damage and failure approach considering also 4 scalar failure variables which are the yarn failure due to tensile loading in the weft and warp directions noted respectively d_1^{f+} and d_2^{f+} , and the yarn failure due to compressive loading in the weft and warp directions noted respectively d_1^{f-} and d_2^{f-} . The four driving forces and the associated failure variables are defined respectively in Eq. 9 and 10.

$$y_j^{f+} = \frac{1}{2} \langle \varepsilon_j \rangle_+ : C_{jj}^0 : \langle \varepsilon_j \rangle_+ \quad \text{and} \quad y_j^{f-} = \frac{1}{2} \langle -\varepsilon_j \rangle_+ : C_{jj}^0 : \langle -\varepsilon_j \rangle_+ \quad (9)$$

$$d_j^{f\pm} = \left(\frac{\langle \sqrt{y_j^{f\pm}} - \sqrt{y_{0_j}^{f\pm}} \rangle_+}{\sqrt{y_{c_j}^{f\pm}}} \right)^{p_j^{f\pm}} \quad \text{with} \quad \dot{d}_j^{f\pm} \geq 0 \quad \text{and} \quad j = \{1, 2\} \quad (10)$$

where the parameter $y_{0_j}^{f\pm}$ corresponds to the onsets of yarn failure (equivalent to the failure of unnotched samples) in tension (noted with the index +) and in compression (noted with the index -) and $(y_{c_j}^{f\pm}, p_j^{f\pm})$ are parameters which are linked to the progressive degradation laws.

The effect tensors $\underline{\underline{H}}_j^f$ associated with the failure of the fibre yarns are similar to those defined in Eq. 6. Nevertheless, the progressive degradation laws used for yarn failure are sudden and most of the time catastrophic for the material and induce softening behaviour as illustrated in Figure 4. The description of the softening behaviour due to yarn failures is necessary in order to predict accurately the final failure of composite structures containing geometrical singularities such as open-hole plates.

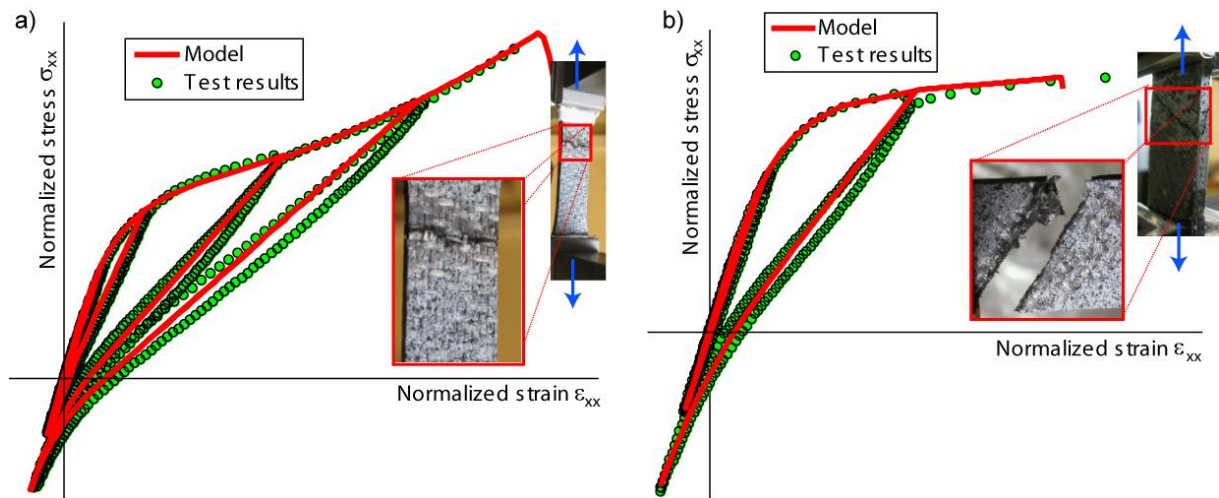


Figure 4. Comparison between the experimental strain/stress curves and the predictions obtained with ODM-CMC for a) an off-axis tensile test at 0° and b) an off-axis tensile tests at 45°.

3. Comparison with test results

Off-axis tension / compression tests at 0°, 90° and 45° on woven interlock CMC have been performed at Onera [7] with the multi-instrumentation presented previously. Each configuration of test has been repeated three times in order to estimate the scattering. The comparisons between the predicted stress/strain curves and the experimental data are in good agreement for the three considered directions in terms of non-linear behaviour, damage evolution and macroscopic stress at failure. Only the comparisons performed on off-axis tests at 0° and 45° are illustrated in Figure 4. Moreover, the unilateral aspect of damage is accurately described by the proposed modelling on the tested configurations.

4. Conclusions / Perspectives

The Onera Damage Model for Composites with Ceramic Matrix (ODM-CMC) has been adapted successfully to a new generation of woven interlock CMC. The different assumptions of the proposed approach have been validated thanks to multi-instrumented tests performed at Onera or UTC. This approach is currently implemented in the commercial finite element code Abaqus/standard in order to predict the strength of structures which are representative of industrial problematic.

Acknowledgements

The collaboration with Herakles is gratefully acknowledged. This work was supported under the PRC Composites, French research project funded by DGAC, involving SAFRAN Group, ONERA, and CNRS.

References

- [1] P. Ladevèze, A. Gasser, O. Allix. Damage mechanisms modeling for ceramic composites. *J. Engng Mater. Technol.*, Vol. 116(4): 331-336, 1994.
- [2] J.- F. Maire, P.-M. Lesne, R. Girard. An explicit behavioural damage model for the design of components in ceramic matrix composites. *Composites Science and Technology*, Vol. 58: 113-118, 1998.
- [3] L. Marcin, J. Maire, N. Carrère, E. Martin. Development of a macroscopic damage model for woven ceramic–matrix composites. *International Journal of Damage Mechanics*, Vol. 20:939-957, 2011.
- [4] N. Tableau, Z. Aboura, K. Khellil, L. Marcin, F. Bouillon. Intra and inter laminar characterization of a CMC composite material, In : *18^{ème} Journées Nationales des Composites, Nantes, France*, 12-14 June 2013.
- [5] J. Ju. On energy-based coupled elastoplastic damage theories: constitutive modeling and computational aspects. *Int J Solids Struct*, Vol 25:803–833, 1989.
- [6] J.- F. Maire, D. Paçou. Essais de traction-compression-torsion sur tubes composites céramiques, In : *10^{ème} Journées Nationales des Composites, Paris, France*, 29-31 October, 1996.
- [7] E. Hémon. Modèles multi-niveaux de prévision des durées de vie en fatigue des structures composites à matrice céramique pour un usage en turbomachines aéronautiques, *Doctorate thesis of University of Bordeaux I, France*, 2013.



Progressive damage and failure of mechanically fastened joints in CFRP laminates – Part II: Failure prediction of an industrial junction

F.-X. Irisarri*, F. Laurin, N. Carrere, J.-F. Maire

ONERA/DMSC, 29, Avenue de la Division Leclerc, 92322 Châtillon Cedex, France

ARTICLE INFO

Article history:

Available online 22 July 2011

Keywords:

Virtual testing
CFRP
Strength analysis
Finite element analysis

ABSTRACT

In part II of this study, a methodology is presented to compute the failure of large-scale bolted joints in composite structures. This methodology is based both on a multilevel calculation strategy and on virtual testing. At the global level, coarse FE modelling of the structure is used to assess the load distribution between the fasteners. The most loaded fasteners are identified and the loads issued from the global calculation are used as boundary conditions for the local failure analysis, based on fast semi-empirical models. Nevertheless, in this work, instead of using experimental data, prevision of failure is achieved by fully numerical means. The parameters of the semi-empirical models are evaluated by virtual testing, using the refined FE model proposed in part I of this paper.

© 2011 Elsevier Ltd. All rights reserved.

1. Introduction

Because of their high specific strength and stiffness compared to metals, laminated CFRP materials are increasingly used in thin-walled aerospace structural applications. Nevertheless, the assets of composite materials for lightweight structures can be compromised to a certain extent by poor design of the junction between the composite parts and their neighbouring structural components. Bolted or riveted joints are the most common fastening methods for aerospace structures. Yet, the behaviour and strength of mechanically fastened joints in composite structures exhibit complex non-linear dependence on numerous design parameters such as the geometry of the joint or the stacking sequence of the laminates. The current industrial design methods for bolted joints are based on semi-empirical modellings. These simplified modellings heavily rely on experimental data to deal with the main influential parameters. Because of the limited predictive capabilities of the semi-empirical modellings, designers have very restricted freedom to select the appropriate, or even optimal, geometric and material parameters.

Though, the literature dealing with stress analysis and strength prediction of mechanically fastened joints in CFRP structures is large. Reviews on the topic can be found in [1,2]. There is a consensus on that bolted-joint requires three-dimensional (3D) stress analysis with contact modelling. Nevertheless, even the most advanced models for strength prediction are still not mature enough to be used in design office. One of the main obstacles that prevent advanced FE models for bolted joints from being used in industry

lies in the related computational costs. Indeed, computational costs can already be very high for single-fastener joints and they soon become prohibitive for complex industrial structures, involving many fasteners. A full 3D model of an industrial junction seems presently to be out of reach.

This paper presents an alternative way to benefit from the assets of the detailed FE modelling of the single-bolt junction to predict the failure of an industrial junction. Part I [3] of this work presented a refined FE modelling for strength prediction of mechanically-fastener joints. The main original feature of the model consists in its capability to capture the effects of delamination on the strength of the joint. Predicted bearing failure loads and tensile failure loads for single-pin joints were compared to experimental data for various test configurations with promising results. In part II, this model is used for virtual testing of single-fastener joints. Section 2 presents the industrial calculation strategy for failure prediction of complex junctions. In the frame of this multilevel strategy, virtual testing is used to expand the experimental databases on which are based the semi-empirical modellings used at local level. Section 3 provides an example of application of the strategy on an industrial test-case.

2. Methodology

2.1. Two-level calculation strategy

The industrial strategy enables the sizing of large-scale structures involving hundreds of fasteners. Because of the geometrical complexity of industrial structures, a multilevel design strategy is necessary. The global multi-fastener joint is considered as an assembly of single-fastener elementary joints whose strengths

* Corresponding author.

E-mail address: Francois-Xavier.Irisarri@onera.fr (F.-X. Irisarri).

can be predicted independently. At the global level, the overall behaviour of the joint in its environment is computed. The load distribution between fasteners is estimated and the most loaded fasteners are identified. The strength of the global junction is inferred from the local analysis of the failure of its critical fasteners.

2.1.1. Global level: load distribution analysis between fasteners

At the global level, the geometry of the whole junction is generally provided by the computer assisted design of the structure. It often contains a lot of geometrical details and the corresponding FE mesh can have several million degrees of freedom (dof). Hence, the modelling has to be kept coarse to maintain reasonable computational times. The mesh consists in multi-layered shell elements. Material behaviours are assumed to be linear elastic. Because of the geometrical complexity and number of dof of the global modelling, it is unrealistic to take into account, at the global level, the contacts at each fastener of the junction (contacts between the fastener and the composite plates, but also contact between the plates themselves). Therefore, bolts are represented by mere anisotropic spring elements whose stiffness coefficients are obtained by empirical formulae [8]. The normal stiffness coefficient r_n is given by

$$r_n = \pi D^2 E_3 / (4(t_1 + nt_2)) \quad (1)$$

The in-plane shear stiffness coefficients r_l and r_t are estimated based on the following formula

$$\frac{1}{r_{l,t}} = \frac{\zeta}{n} \left(\frac{t_1 + t_2}{2D} \right)^{2/3} \left(\frac{1}{E_1 t_1} + \frac{1}{nE_2 t_2} + \frac{1}{2E_3 t_1} + \frac{1}{2nE_3 t_2} \right) \quad (2)$$

where $\zeta = 4.2$ for CFRP joints, $n = 1$ for single-shear joints and $n = 2$ for double-shear, D is the diameter of the fastener (neat-fit case), and E and t are respectively the stiffness in the loading direction and the thickness of the plate. The index 3 stands for the fastener. In the case of a double-lap joint, the index 1 represents the central plate and 2 the exterior plates.

2.1.2. Local level: failure analysis

The typical elementary joint in CFRP laminates can fail either in shear-out mode, tensile mode, bearing mode or any combination of these modes. The most influential parameters on shear-out failure are the end-distance e (see Fig. 1) and the degree of anisotropy of the laminate. Joints with short edge distance (usually end-distance to bolt diameter ratio $e/D < 3$) and highly oriented laminate in the loading direction are prone to shear-out failure. Shear-out failure can be avoided by respecting some classical design guidelines for the geometry of the joint and the choice of the stacking sequence. Thus, this step of the sizing consists in choosing the appropriate trade-off between the shear-out strength and the size of the joint. Actually, the most complex aspect of the sizing lies in the competition between tensile and bearing failure modes. The most resistant joint is achieved when the laminate can develop its full bearing strength [9–11]. It is thus necessary to reduce the compressive stress on the hole boundary and raise the laminate tensile strength beyond the bearing strength. This is straightforward for a single row of fasteners. Nevertheless the problem is much more complex for multi-row junctions (see Fig. 1). (i) The load distribution between the rows of fasteners is not balanced. It depends both on the stiffness of the assembled parts and on the geometry of the joint. (ii) The end row is subjected to pure bearing loading, (iii) The other rows are subjected to a combination of bearing and bypass loading. Thus, multiple rows of fasteners can be used to reduce the bearing load on the end row, which is critical for bearing failure. However, the bypass load is increased for the interior row which is prone to tensile failure. For some joint configurations, tensile failure can be impossible to avoid. Therefore, strength predic-

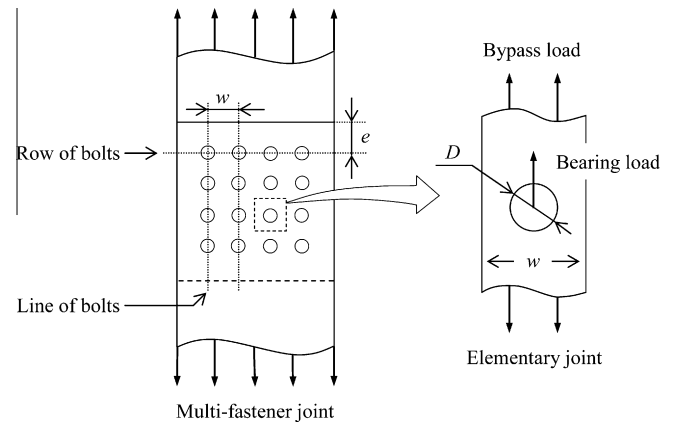


Fig. 1. Definition of the joint geometry. Bearing-bypass loading on an elementary joint within a multi-fastener joint.

tion modellings at local level have to account for bearing and tensile failure, and combined bearing and bypass loadings.

Bypass fluxes (N_x , N_y and N_{xy}) and bearing (F) load are extracted at each fastener from the global calculation. Since failure can reasonably be assumed to occur at one of the most loaded fasteners, one or several critical fasteners are identified, based on the load distribution observed at global level. The loads issued from the overall calculation are then used as boundary conditions for the local reanalysis of the critical fasteners, using a semi-empirical modelling. The strength analysis is performed independently for the elementary joints corresponding to each critical fastener. The critical failure mode taken into account in the model is a combination of tensile and bearing failures. The general principle of the model can be summarized, in the case of a unidirectional loading of the laminate, by the following criterion

$$K_t (\sigma_t^n + K_b \sigma_b) \geq \sigma_r \quad (3)$$

where σ_t^n is the net cross-section tensile stress at the hole, σ_b is the average bearing stress, σ_r is the smooth plate allowable stress, and K_t and K_b are respectively the hole coefficient and the bearing coefficient.

In the more general case of a membrane loaded single hole with a fastener, the successive steps of the method are presented in Fig. 2. The first step (i) consists in transforming the actual mechanical joint problem into an open-hole problem. Net cross-section fluxes are determined and expressed in the coordinate system specific to the bearing load (N_x^b , N_y^b and N_{xy}^b). The bearing coordinates are defined by a rotation of angle β around the z axis with respect to the global coordinates. Bypass fluxes are then added to the bearing flux reduced by the K_b coefficient. This coefficient stands for the presence of the fastener. The second step (ii) consists in transforming the new open-hole problem into a smooth plate calculation. The previously determined fluxes are transferred into their main coordinate system (N_x^p , N_y^p). The fluxes in the longitudinal and transverse directions are then multiplied by the hole coefficient K_t to account for the presence of the hole. The last step (iii) of the method consists in solving the smooth plate problem for strength prediction of the elementary joint. The fluxes issued from step (ii) are transferred back to the initial coordinate system and the smooth plate calculation is performed based on these fluxes.

K_t and K_b are empirical coefficients whose identification requires many experiments. These coefficients depend on the material, the stacking sequence, the nature of the bypass loads (tension or compression) and the diameter D of the fasteners. Besides, the hole coefficient also depends on the pitch w , and whether it is large enough for the holes to be considered independent ($w \geq 5D$) or

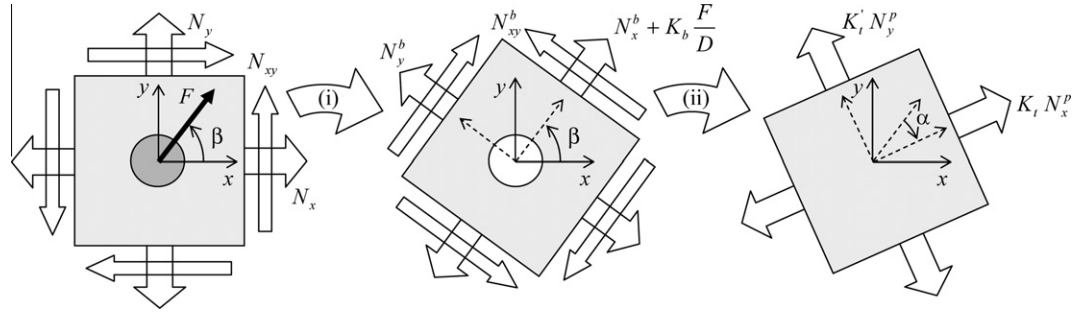


Fig. 2. Semi-empirical model for strength analysis of the elementary joint.

not. Generally speaking, the modelling turns out to be increasingly ineffective as it is forced away from its conditions of identification. Clearance and clamping effects, which have strong effect on the bearing strength of a bolted joint, are neglected. Moreover, the modelling is unable to capture the influence of the stacking sequence on the strength of the joint. Thus, the model requires strong corrections to fit the predictions to experimental data out of its identification points. Because of the high cost of the necessary experimental campaigns, the validity of the method is limited to very few stacking sequences.

2.2. Virtual testing

2.2.1. Strategy

The multilevel industrial strategy is very efficient, both from a modelling and from a computational point of view. As a matter of fact, the load distribution analysis and failure analysis are clearly separated between the global and local levels, respectively, which enables the designer to handle large structures whose calculation costs would have been otherwise prohibitive. Moreover, this separation allows the use of modellings of different nature and complexity at the global and local level, depending on the purpose of the calculation. Both the models used at the global and local levels match the industrial requirements of rapidity and simplicity. There is no point in trying to modify the overall strategy or complicate the modellings since these requirements would not be matched any more. Instead of this, the purpose of this work is to overcome the limitations of the method at local level. Actually, the main drawback of the method lies in the identification of the K_t and K_b parameters which necessitates huge experimental databases. This paper intends to show how virtual testing can be used to complete the available databases and feed the whole design process with values of the – otherwise empiric – parameters obtained with advanced FE modellings. The method can be seen as non-intrusive into the industrial process of design as neither the modellings at the global or local levels nor the overall strategy are modified. Nevertheless, its assets are significant since refined FE models can capture the influence of numerous parameters such as stacking sequence and other material, geometric or loading parameters that are out of reach of the semi-empirical modellings used at local level. Advanced FE modellings, validated on the available experimental data, are powerful tools for extrapolation over a complete range of stacking sequences – or any other parameters of complex influence otherwise only accessible to testing. The refined FE modelling presented in part I of this paper [3] was used to carry out the virtual experiments presented in the following. The model is briefly summarized in the following paragraph.

2.2.2. Detailed finite element modelling for strength prediction at local level

The model is focused on the strength analysis of the composite plate in the single-fastener joint. The fastener is assumed to have a

linear elastic material behaviour. The Coulomb friction model is adopted for the contact between the laminate and the pin. The laminate is divided into two main entities: the plies and the interfaces between the plies. Cohesive zone elements are used to represent the interface between the plies. The behaviour of the interfaces is elastic with softening damage rules in normal tension and shear. Friction is taken into account in shear. The plies are described through a progressive failure approach. The model includes: (i) the description of the behaviour of the ply, (ii) a mesoscopic failure criterion and (iii) a description of the effects of the damage and its kinetics.

The mesoscopic behaviour, expressed in the material axes, is described by the following thermo-viscoelastic damageable behaviour

$$\underline{\sigma} = \underline{\underline{C}} : (\underline{\epsilon} - \underline{\epsilon}^{th} - \underline{\epsilon}^{ve}) \quad (4)$$

where $\underline{\sigma}$ and $\underline{\epsilon}$ are respectively the stress and strain tensors. $\underline{\underline{C}}$ is the effective elastic stiffness tensor. $\underline{\epsilon}^{th}$ is the thermal strain defined as

$$\underline{\epsilon}^{th} = \underline{\alpha} : \Delta(T - T_0) \quad (5)$$

where $\underline{\alpha}$ is the thermal tensor, T is the temperature and T_0 the stress free temperature. $\underline{\epsilon}^{ve}$ is the non-linear viscoelastic strain obtained through the viscoelastic spectral model presented in [4]. This viscoelastic model is able to capture the influence of the loading rate on the stress distribution in the structure.

The failure of the ply is modelled using a mesoscopic failure criterion based on the Hashin's assumptions [5]. Ply failure happens in fibre mode (FF) or inter-fibre mode (IFF). The criterion is defined as a function of the total strain of the considered unidirectional ply

$$\begin{cases} \text{FF} : f_1 = \left(\frac{\langle \epsilon_{11} \rangle_+^2}{X_{\epsilon_t}^2} \right) + \left(\frac{\langle \epsilon_{11} \rangle_-^2}{X_{\epsilon_c}^2} \right) \\ \text{IFF} : f_2 = \left(\frac{\langle \epsilon_{22} \rangle_+^2}{Y_{\epsilon_t}^2} \right) + \left(\frac{\langle \epsilon_{22} \rangle_-^2}{Y_{\epsilon_c}^2} \right) + \left(\frac{\epsilon_{12}^2}{S_{\epsilon_c}^2} \right) \end{cases} \quad (6)$$

with

$$\begin{cases} \langle x \rangle_+ = x \text{ if } x \geq 0 \text{ and } \langle x \rangle_+ = 0 \text{ if } x < 0 \\ \langle x \rangle_- = x \text{ if } x \leq 0 \text{ and } \langle x \rangle_- = 0 \text{ if } x > 0 \end{cases} \quad (7)$$

X_{ϵ_t} and X_{ϵ_c} are the longitudinal strains to failure respectively in tension and in compression. Y_{ϵ_t} and Y_{ϵ_c} are the transverse strains to failure respectively in tension and in compression. S_{ϵ_c} is the shear strain to failure.

The progressive degradation of the mechanical properties of the failed ply is performed through a continuum damage model based on the thermodynamic approach previously developed by Maire and Chaboche [6]. After the first ply failure in the laminate (failure criterion value is higher than 1), the effective elastic compliance $\underline{\underline{S}}$ of the failed ply is increased as follows

$$\underline{\underline{S}} = \underline{\underline{S}}^0 + d_1 \underline{\underline{H}}_1 + d_2 \underline{\underline{H}}_2 \quad (8)$$

where the kinetics of the damage variables d_1 and d_2 are given by

$$\begin{cases} \text{FF} : d_1 = \alpha_1 \langle \sqrt{f_1} - 1 \rangle_+ \text{ with } \dot{d}_1 \geq 0 \\ \text{IFF} : d_2 = \alpha_2 \langle \sqrt{f_2} - 1 \rangle_+ \text{ with } \dot{d}_2 \geq 0 \end{cases} \quad (9)$$

\underline{S}^0 is the initial (undamaged) elastic compliance. \underline{H}_1 and \underline{H}_2 are fourth order tensors that respectively represent the effects of fibre failure (damage variable d_1) and inter-fibre failure (damage variable d_2) on the compliance of the broken ply. The unilateral aspect of damage is taken into account in the model. To avoid numerical problems of damage localization due to the use of softening degradation rules, a delayed damage approach is employed [7].

The use of a progressive damage model for failure prediction of the joint requires a clear definition of the failure at structural level. In the literature, final failure is often characterized by the divergence of the FE calculation. However, in this work, in case of bearing failure, the calculation is stopped after the first peak bearing load (which does not lead to the divergence of the calculation). This allows to work under the assumption of small strains and displacements.

3. Failure prediction of an industrial junction

3.1. Presentation of the industrial test case

The structure considered in this work has been proposed by EADS-IW as an industrial test case in the French research project AMERICO to decide on the possibility of using advanced failure approach in a design office. The test case consists of a generic bolted junction composed of three composite panels, a composite butt-strap and aluminum light alloy crown-fittings (see Fig. 3). The structure is subjected to a shear test in a double-frame device (see Fig. 4). The testing fixture is designed to prevent premature failure at the junction between the composite panels and the testing device. The study is focused on panel 1. This panel is manufactured using unidirectional sheets of T700GC/M21 carbon/epoxy composite. The laminate is 12 mm thick (46 plies) with stacking sequence $[90/-45/0_2/45/0_2/-45/90/45/0_3/45/0/-45_2/0/45_2/0/-45/0]_s$. The structure was built and tested by EADS-IW [12]. Panel 1 is about 60 cm in width and 1.3 m in length. 96 bolts are used to join panel 1 and panel 2 to the butt-strap panel and crown-fittings. The junction between the composite structure and the testing device is composed of 106 bolts.

3.2. Global level: extraction of the local loadings

The global level calculation was performed using the FE code Samcef [13]. At the global level, the mesh consists in multi-layer Mindlin shell elements for the composite parts and classical Mindlin shell elements for the light-alloy parts. Fig. 5 shows the mesh and loading conditions. It was chosen not to represent panel 3 in

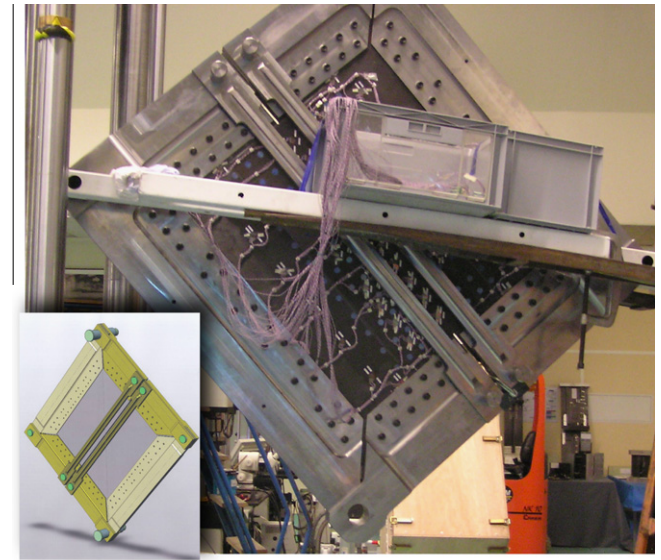


Fig. 4. Picture and computer-aided design of the EADS-IW junction and of the double-frame testing device.

the mesh since this panel does not participate in the shear stiffness of the junction. The same is true of the stiffeners of the panels 1 and 2. Details such as the fastener holes are not represented. Bolts are represented by generalized spring elements (BUSH elements in Samcef). The resulting mesh is very coarse. Its size is about 300,000 dof. The calculation is linear. A fixed total exterior shear loading of 100 kN is imposed. The total computational time is about 20 min using the linear solver Asef of Samcef. Fig. 6 shows the computed deformed shape of the loaded junction with a magnification factor of 200. Bypass fluxes and loads transferred by the fasteners are extracted from the global calculation. The in-plane shear flux distribution in panel 1 and the bearing loads at each fastener are displayed in Fig. 8. Post-processing of the membrane bypass fluxes and bolt reactions was performed using Matlab. The results presented in this paper are focused on the fasteners joining the panel 1 to the butt-strap and crown-fittings.

3.3. Local level: virtual testing and failure analysis

3.3.1. Validation of the refined modelling for T700GC/M21

The virtual experiments presented in this paper were performed using the implicit FE code ZéBuLoN [14] and the model presented in part I of this paper [3]. Preliminary calculations were performed to roughly validate the modelling for the T700GC/M21 carbon/epoxy material, based on experimental data [15]. The data

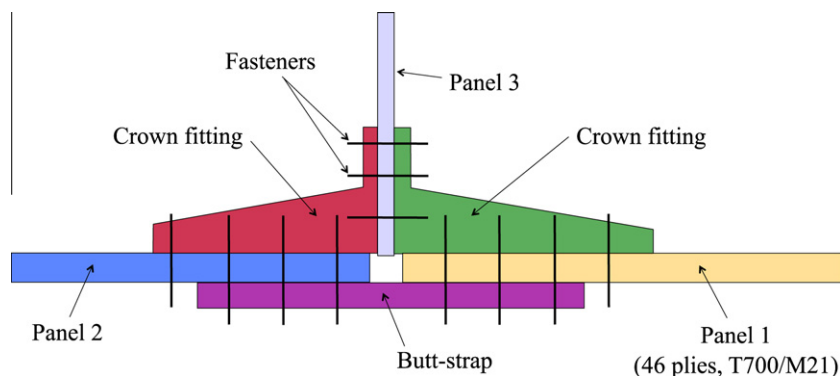


Fig. 3. Definition of the components of the generic bolted junction proposed by EADS-IW.

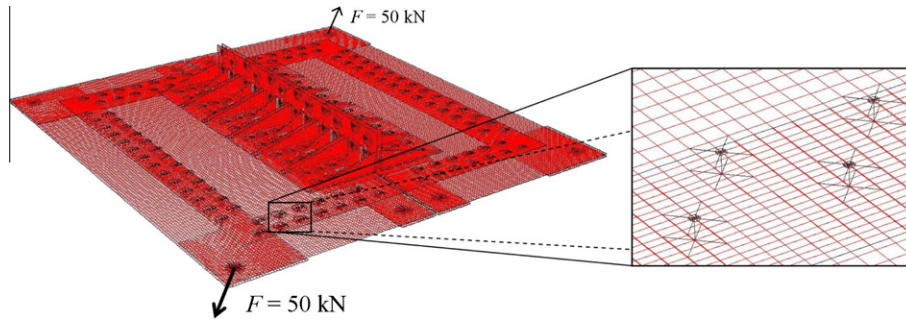


Fig. 5. Global mesh of the junction and loading conditions. Fasteners are represented by spring elements.

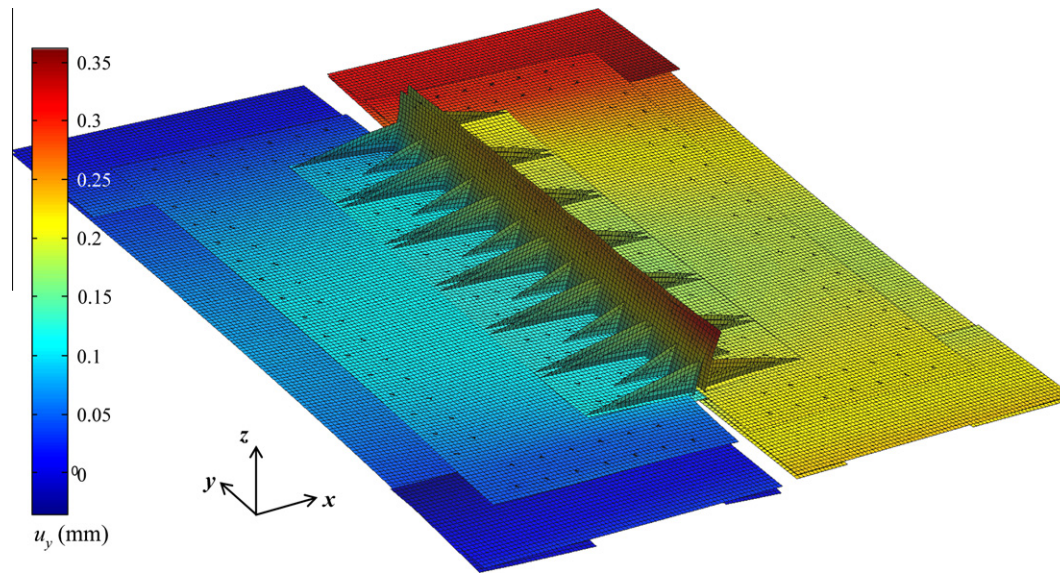


Fig. 6. Deformation of the structure under loading (magnification factor of 200).

correspond to three tensile open-hole tests (OHT), with different hole diameters, and one standard bearing test in double-shear tensile loading. OHT specimens were made from 32-ply T700/M21 laminates with stacking sequence $[0/-45/90_2/45/90_2/-45/90/45/90_2/-45/0/45/90]_s$. The width of the OHT specimen is $w = 45.7$ mm. The bearing specimen was machined in the same plate in perpendicular direction. Its stacking sequence is thus $[90/45/0_2/-45/0_2/45/0/-45/0_2/45/90/-45/0]_s$, its width is $w = 49.6$ mm and edge-distance is $e = 23.8$ mm. Material property values were taken from [16] and are reported in Table 1. Calculations were performed with mean stiffness and strength values instead of design allowables. A fixed friction coefficient $\mu = 0.05$ was assumed. Results are presented in Table 2. Numerical predictions and experimental data were found to be in satisfactory agreement considering that no corrections were made to the parameters of the model to fit the experimental data.

3.3.2. Virtual experiments

Virtual experiments are performed to identify the K_t and K_b coefficients and the strengths σ_r and σ_{rb} . The K_t and K_b coefficients are defined by Eq. (3). In case of a pure longitudinal bypass loading, the hole coefficient K_t is given by

$$K_t = \frac{\sigma_r}{\sigma_n^0} \quad (10)$$

where σ_n^0 represents the net cross-section tensile stress at failure. In case of a pure bearing loading, the bearing coefficient K_b is given by

Table 1

Material properties of the T700GC/M21 carbon/epoxy unidirectional ply.

Property	Value
Longitudinal modulus (E_1)	135 GPa
Transverse modulus (E_2)	8.3 GPa
In-plane Poisson's ratio (ν_{12})	0.31
Out-of-plane Poisson's ratio (ν_{23})	0.51
In-plane shear modulus (G_{12})	9000 MPa
Longitudinal strain at tensile failure (X_{ϵ_t})	1.6×10^{-2}
Longitudinal strain at compressive failure (X_{ϵ_c})	-1×10^{-2}
Transverse strain at tensile failure (Y_{ϵ_t})	1.02×10^{-2}
Transverse strain at compressive failure (Y_{ϵ_c})	-3.04×10^{-2}
Shear strain at failure (S_{ϵ})	8.3×10^{-2}
Kinetics of the fibre failure (α_1)	500
Kinetics of the matrix failure (α_2)	0.5
Effect on longitudinal modulus (h_{11})	2
Effect on longitudinal modulus (h_{22}^+)	1
Effect on in-plane shear modulus (h_{66}^{FF})	0.745
Toughness in mode I (G_{Ic})	400 J/m ²
Toughness in mode II (G_{IIc})	1300 J/m ²
Strength in mode I (σ_{max})	50 MPa
Strength in mode II ($\gamma\sigma_{max}$)	55 MPa

$$K_t \times K_b = \frac{\sigma_r}{\sigma_{rb}} \quad (11)$$

where σ_{rb} stands for the bearing strength of the laminate. Three test configurations are necessary to identify these four coefficients: bearing test (see [3]), open-hole test and smooth plate test. The

Table 2

Comparison between experimental and numerical results for T700GC/M21 specimens. One specimen only was tested for each configuration.

D (mm)	OHT: ultimate load (kN)		Pin-bearing test: first peak load (kN)	
	Test	Model	Test	Model
7.94	97	112 (+15.4%)	65	54 (–16.9%)
9.52	89	98 (+10.1%)		
12.70	80	90 (+12.5%)		

three configurations are illustrated in Fig. 7. The stacking sequence and geometric dimensions of the elementary joint are issued from the design of the whole junction. The fastener pitch corresponds to the width of the elementary joint, $w = 71.5$ mm, and the bolt diameter is $D = 14.3$ mm. The titanium fastener is assumed elastic, with $E = 110$ GPa and $\nu = 0.35$.

The aim of virtual testing is to produce once and for all a set of data to be used to run fast calculations based on semi-empirical or simplified models. Virtual experiments have to be performed regardless of the results obtained at global level. In the present case, the direction of the bearing loading β is *a priori* unknown. Therefore virtual tests have to be carried out for several values of β , in order to extrapolate from these test results a complete abacus for β ranging from 0° to 90° . Results are presented in Table 3. It is worth mentioning here that open-hole tests and smooth plate tests have to be performed for both tensile and compressive loadings since the hole coefficient K_t depends on the nature of the bypass loading. However, in the present case, it appeared from the global level results that data obtained with tensile loading were sufficient to predict the strength of the critical fastener. Therefore, virtual tests were only performed with tensile loadings. Nevertheless a complete abacus would require both data for tensile and compressive loadings. Fifteen calculations were performed in total. The longest calculation was approximately one-day-long, so that all virtual experiments could be run in one day on a cluster.

3.3.3. Strength prediction

Identification of the critical fastener based on the load distribution predicted at global level can be problematic due to the interaction between bypass and bearing loadings. In the present work, local strength analysis of every elementary joints constituent of

Table 3

Results obtained by virtual testing. σ_{nt}^n represents the net-cross section stress at failure.

β	σ_{rb} (MPa)	σ_{nt}^n (MPa)	σ_r (MPa)	K_t	$K_t \times K_b$
0°	657	612	1200	1.96	1.83
22.5°	570	523	1044	1.99	1.83
45°	530	367	679	1.85	1.28
75.5°	479	355	565	1.59	1.18
90°	433	342	471	1.37	1.09

the considered panel was performed. Reserve Factor (RF) for each fastener are computed with the semi-empirical modelling described in sub Section 2.1.2, based on the data obtained by virtual testing. The critical fastener (i.e. the joint presenting the lowest reserve factor) is identified in Fig. 8. The corresponding elementary joint is submitted to the following average membrane fluxes on its boundaries: $N_x = 10.8$ N/mm, $N_y = 51.0$ N/mm and $N_{xy} = 32.1$ N/mm. The bearing load transferred through the bolt is $F = 7.24$ kN disoriented by an angle $\beta = 38.8^\circ$ relative to the x-axis of the global coordinate system. The critical Reserve Factor is $RF = 13.9$ for the critical fastener. Since the global level calculation is linear, the failure load of the whole junction can be inferred from the strength of its critical fastener. The predicted global failure load is 1390 kN. The experimental failure load communicated by EADS/IW was 1260 kN. Thus, numerical and experimental results are in rather good agreement with a final error on the global failure load of about 10%. No other experimental data were communicated. Nevertheless this result is promising and demonstrates the feasibility of a calculation strategy based on virtual testing for complex bolted junctions.

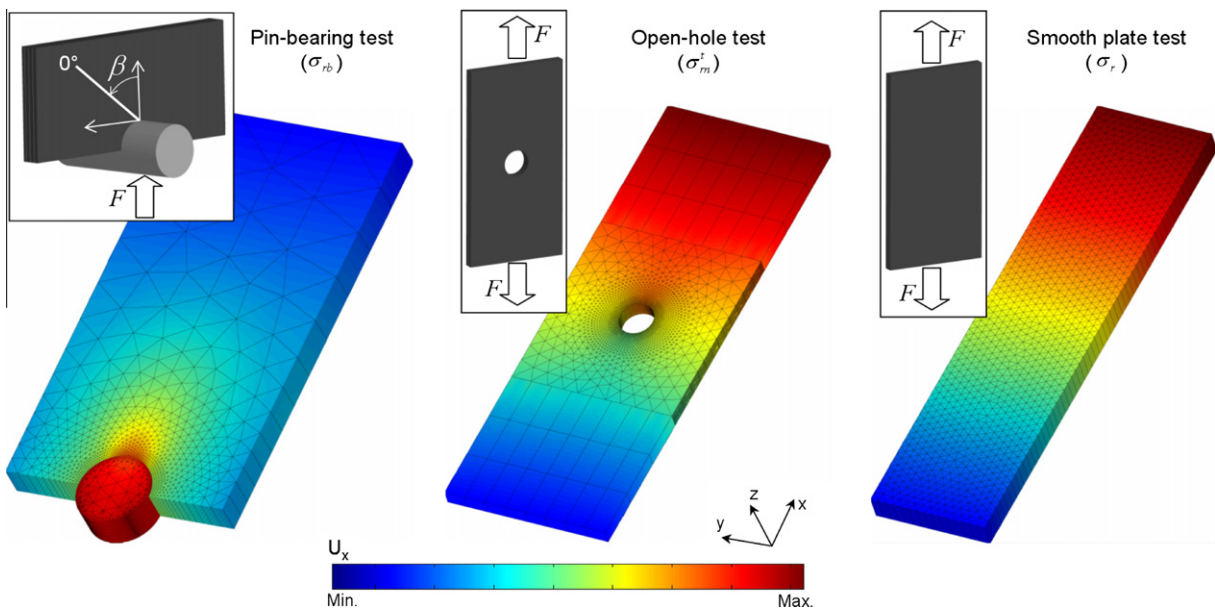


Fig. 7. Illustration of the virtual test configurations. Targeted strengths are indicated between brackets.

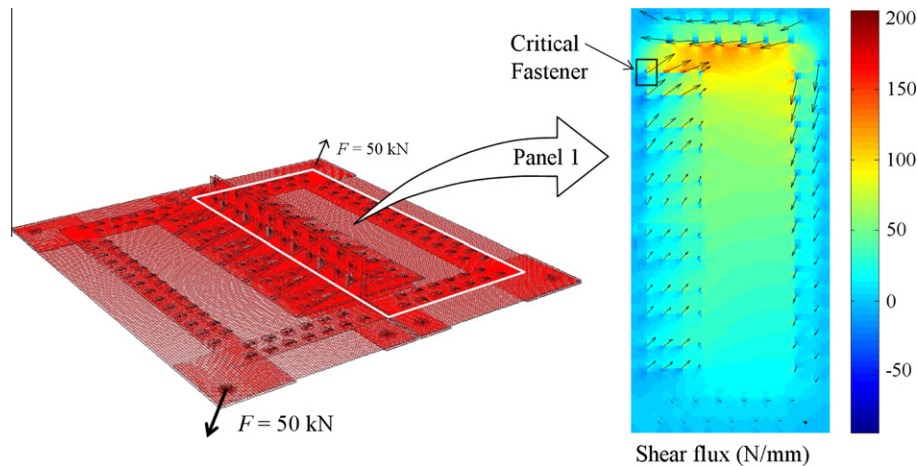


Fig. 8. In-plane shear flux distribution within panel 1 and localization of the critical fastener.

4. Conclusion

This paper shows how advanced FE modellings of mechanically-fastened joints can be used for virtual testing in the frame of the industrial calculation strategy for complex structures. The paper presents a methodology for strength prediction of complex bolted junctions in CFRP structures. The method is based on a two-level approach. The distribution of the loads between the fasteners is assessed at the global level of the structure. Failure analysis is performed at the local level of the single-fastener elementary joint. In the classical industrial design practice, failure is evaluated with semi-empirical models based on considerable test databases. The corresponding experimental costs are very high and severely reduce the choices offered to the designer. In the present work, a detailed FE model (proposed in the part I of this paper [3]) is used to perform virtual experiments and overcome this limitation. The detailed FE model is used to extend the available databases and capture the influence of parameters that would otherwise be too expensive to take into account by testing. A fully numerical application example is provided for strength prediction of a generic industrial test-case including about two hundred fasteners. All calculations were performed with mean stiffness and strength values instead of design allowables. The predicted failure load for the whole junction is within 10% of the experimental failure load, which demonstrates the feasibility and promise of the method.

Finally, it is important to notice that this work is not intended to promote fully numerical methods, but rather a balanced compromise between the use of actual experiments and virtual ones.

Acknowledgements

This work was carried out under the AMERICO project (Multi-scale Analyses: Innovating Research for Composites) directed by

ONERA and funded by the DGA/STTC (French Ministry of Defence) which is gratefully acknowledged.

References

- [1] Camanho PP, Matthews FL. Stress analysis and strength prediction of mechanically fastened joints in FRP: a review. *Composites Part A: Appl Sci Manuf* 1997;28(6):529–47.
- [2] Thoppul SD, Finegan J, Gibson RF. Mechanics of mechanically fastened joints in polymer-matrix composite structures – a review. *Compos Sci Technol* 2009;69(3–4):301–29.
- [3] Irisarri F-X, Laurin F, Carrere N, Maire J-F. Progressive damage and failure of mechanically fastened joints in CFRP laminates (Part I: Refined Finite Element modelling of single-fastener joints). *Compos Struct*, accepted for publication.
- [4] Laurin F, Carrere N, Maire JF. A multiscale progressive failure approach for composite laminates based on thermodynamical viscoelastic and damage models. *Composites Part A: Appl Sci Manuf* 2007;38(1):198–209.
- [5] Hashin Z. Failure criteria for unidirectional fibre composites. *J Appl Mech* 1980;47(2):329–34.
- [6] Maire JF, Chaboche JL. A new formulation of continuum damage mechanics (CDM) for composite materials. *Aerospace Sci Technol* 1997;1(4):247–57.
- [7] Allix O, Feissel P, Thévenet P. A delay damage mesomodel of laminates under dynamic loading: basic aspects and identification issues. *Comput Struct* 2003;81(12):1177–91.
- [8] Huth H. Influence of fastener flexibility on the prediction of load transfer and fatigue life for multiple-row joints. In: Potter JM editor, *Fatigue in mechanically fastened composite and metallic joints ASTM STP 927*; 1986. p. 221–50.
- [9] H0art-Smith LJ. Bolted joints in graphite-epoxy composites. Douglas Aircraft Company, NASA Contract Report NASA CR-1444899; 1976.
- [10] Collings TA. The strength of bolted joints in multi-directional CFRP laminates. *Composites* 1977;8(1):43–55.
- [11] Crews J, Naik R. Bearing bypass loading on bolted composite joints. National Aeronautics and Space Administration TM-89153; 1987.
- [12] Guinard S. Cas test EADS, 5^{ème} Journées Techniques Américo, Toulouse, 27–28 November 2006.
- [13] Samcef users guide, Samtech, Liège, Belgique; 2009.
- [14] ZéBuLoN; 2010. <<http://www.nwnumerics.com>>.
- [15] Sardin J. Rapport d'essais n°M-06/6298000/P1/A, PEA AMERICO Tranche 4, Centre d'Essais Aéronautiques de Toulouse; 2007.
- [16] Huchette C. Sur la complémentarité des approches expérimentales et numériques pour la modélisation des mécanismes d'endommagement des composites stratifiés, Thèse de Doctorat de l'Université de Paris VI; 2005.



Enhanced strength analysis method for composite open-hole plates ensuring design office requirements



F. Laurin^{a,*}, N. Carrere^{a,b}, J.-F. Maire^a, S. Mahdi^c

^a ONERA, 29 avenue de la Division Leclerc, F-92322 Châtillon, France

^b LBMS, ENSTA Bretagne, 2 rue François Verny, F-29200 Brest, France

^c AIRBUS, 316 route de Bayonne, F-31060 Toulouse Cedex 9, France

ARTICLE INFO

Article history:

Received 22 November 2013

Received in revised form 24 January 2014

Accepted 4 February 2014

Available online 19 February 2014

Keywords:

A. Laminates

B. Strength

C. Computational modeling

ABSTRACT

The use of unidirectional carbon fibre-reinforced composites in the design of primary structures, such as the centre wing box, has spread increasingly over the past few years. However, composite structures can be weakened by the introduction of geometrical singularities, such as holes or notches. The semi-empirical aspect of the current open-hole failure approaches requires the allowables to be systematically fitted against specific test results. This point constitutes a strong limitation for optimum design. A simplified strength analysis method for perforated plates is presented, ensuring design office requirements in terms of precision and computational time. The predictions of the proposed approach are compared successfully with a large experimental database, with different configurations of perforations, different stacking sequences and in different Carbon/Epoxy materials.

© 2014 Elsevier Ltd. All rights reserved.

1. Introduction

Due to their high specific properties, the use of fibre-reinforced composites has spread increasingly, during the past few years, for the design of primary structures, such as the centre wing box, the wings or the fuselage. Composite materials allow to answer to the request of aeronautical companies for lighter, safer and less polluting civil aircrafts. It is well known that composite structures can be weakened by the introduction of geometrical singularities [15], such as holes, notches or cut-outs. Consequently, the strength analysis of high stress gradient parts of the structures still remains a key problem in the design of engineering structures.

From an academic point of view, many advanced strength analysis methods for perforated composite plates can be found in the literature. Some methods are based on (i) damage modeling to predict the intralaminar damage (transverse cracks) and (ii) cohesive zone modeling to predict interlaminar damage (delamination) [2,3,9]. Some methods use only cohesive zone elements to model the most probable cracks [4,20] (both intra and interlaminar damage), whereas other authors explicitly mesh all the possible cracks [17] and manage crack nucleation and propagation through linear fracture mechanics. These recent damage and failure approaches, physically based, offer a fine description of the different damage

and failure mechanisms observed in a laminated open-hole plate subjected to tensile loading and present interesting predictive capabilities. However, these advanced failure approaches are currently too complex in order to be used in a design office, and the associated computational times remain prohibitive to design aeronautical structures.

From an industrial point of view, some simplified strength analysis methods, specific for the prediction of failure for perforated plates such as the point stress method [19,18] or the average stress method [14], are widely used. However, the semi-empirical aspect of these current open-hole failure approaches requires the allowables to be systematically fitted against large test campaigns. Consequently, it is necessary to propose an alternative strength analysis method for perforated plates manufactured with aeronautical stacking sequences, based on physical considerations, but inducing a short computational time. Some authors have proposed recently a method based on a coupled criterion to predict the failure of open-hole plates subjected to tensile loadings [1,13]. This method permits to obtain quite good results but necessitates the identification of the toughness that could not be performed using the existing industrial standards. Moreover, this method has been applied in the only case of a few loadings and necessitates the *a priori* knowledge of the crack direction.

The aim of the present study is to propose an alternative fast computational method matching the different requirements of design offices, *i.e.* a fast computational method easy to identify,

* Corresponding author. Tel.: +33 (0)146734692; fax: +33 (0)146734142.

E-mail address: frederic.laurin@onera.fr (F. Laurin).

to be used by stress engineers and available for a large number of configurations.

The proposed simplified method for the strength analysis of perforated plates is first presented and can be decomposed into three main steps: (i) the estimation of the membrane loadings within the perforated structures, (ii) the determination of the fracture behaviour of the different plies constituting the laminate and, finally, (iii) the prediction of the ultimate rupture of the composite structure. Then, the predictive capabilities of the present approach are evaluated through comparisons with many test cases representative of the aeronautical industries.

2. Strength analysis method for open-hole plates

2.1. Estimation of the membrane loadings within the perforated plates

The estimation of the membrane loadings at each point of an open-hole plate is performed using the analytical approach proposed by Tan [16]. This modeling, initially developed for metallic materials, leads to the exact solution for a circular hole perforated infinite plate subjected to multiaxial membrane loadings, the macroscopic material behaviour being assumed as orthotropic linear elastic. Then, an empirical correction factor, expressed in Eq. (1), is applied to the estimated membrane loadings in order to take into account the effect of the finite dimensions, especially the plate width (w) and the hole diameter (d).

$$\begin{bmatrix} N_{xx} \\ N_{yy} \\ N_{xy} \end{bmatrix} = C_{w/d} \left(\frac{d}{w} \right) \begin{bmatrix} N_{xx} \\ N_{yy} \\ N_{xy} \end{bmatrix}_{w=\infty} \quad \text{with } C_{w/d} \left(\frac{d}{w} \right) = \frac{2 + (1 - \frac{d}{w})^3}{3 (1 - \frac{d}{w})} \quad (1)$$

Then, the predicted membrane loadings within the open-hole plate have been compared with those obtained through finite element (FE) simulations performed with the commercial Samcef® finite element (FE) code with different meshes (different sizes or different types of shell elements). As reported in Fig. 1, the stress gradients in the vicinity of the perforation, predicted with the analytical method, are in very good agreement with those obtained through FE simulations for a w/d ratio (plate width to hole diameter) equal to 5.

However, the predictions of the analytical approach overestimate the membrane loadings near the free edges of the plates because the edge effect is not taken into account, contrary to the FE simulations. Therefore, it has been demonstrated that the validity domain of this analytical approach is limited to perforated plates

in which the effect of the edges on the stress gradient around the hole is negligible. The analytical approach can thus be used only for perforated plates presenting a w/d ratio superior or equal to 3. Otherwise, the estimation of the membrane loadings within the perforated plate should be performed using FE simulations (in the present case, with the Samcef® FE code).

2.2. Determination of the non-linear mesoscopic behaviour

Then, as a post-treatment at each point of the open-hole plate, the behaviour of the laminate up to failure is re-analysed considering the different sources of non-linearity (thermal residual stresses, viscosity, elastic non linearity, intra-ply damage) at the ply scale using a laminate theory extended to non-linear behaviour [10] and the previously determined membrane loadings. The prediction of the local non-linear mesoscopic behaviour up to the specimen failure is performed with the progressive failure approach proposed in [10] which is briefly summarized in this section. The present multiscale failure approach considers the unidirectional (UD) ply as the elementary entity of modeling and is predictive for different stacking sequences. It could be decomposed into four main steps.

Firstly, in order to predict accurately the failure of a ply in a laminate, it is necessary to estimate correctly the mesoscopic stresses and strains. A non-linear thermo-viscoelastic behaviour is proposed in Eq. (2).

$$\underline{\sigma} = \underline{\tilde{C}} : (\underline{\varepsilon} - \underline{\varepsilon}_{th} - \underline{\varepsilon}_{ve} - \underline{\varepsilon}_{nl}) \quad (2)$$

where $\underline{\sigma}$ is the mesoscopic stress, $\underline{\tilde{C}}$ the effective rigidity, $\underline{\varepsilon}$ the total strain, $\underline{\varepsilon}_{th}$ the thermal strain (in order to take into account the thermal residual stresses, which are essential to predict accurately the first ply failure), $\underline{\varepsilon}_{nl}$ the non-linear elastic strain [7] (in order to describe the hardening observed experimentally [8] in UD plies subjected to longitudinal tensile loadings and especially in new generations of composite materials such as T700GC/M21 [7] reported in Fig. 2a), and $\underline{\varepsilon}_{ve}$ the viscoelastic strain [10] (in order to consider the non-linearity observed in UD plies subjected to shear loading which is essential to predict accurately the behaviour and final failure of $[\pm 45^\circ]_s$ laminates subjected to tensile loading as reported in Fig. 2b, or highly disoriented laminates containing many $\pm 45^\circ$ plies).

Secondly, the prediction of the ply failure within the laminate is performed with a failure criterion, based on Hashin's hypotheses [5], distinguishing the fibre (Eq. (3)) and in-plane interfibre (Eq.

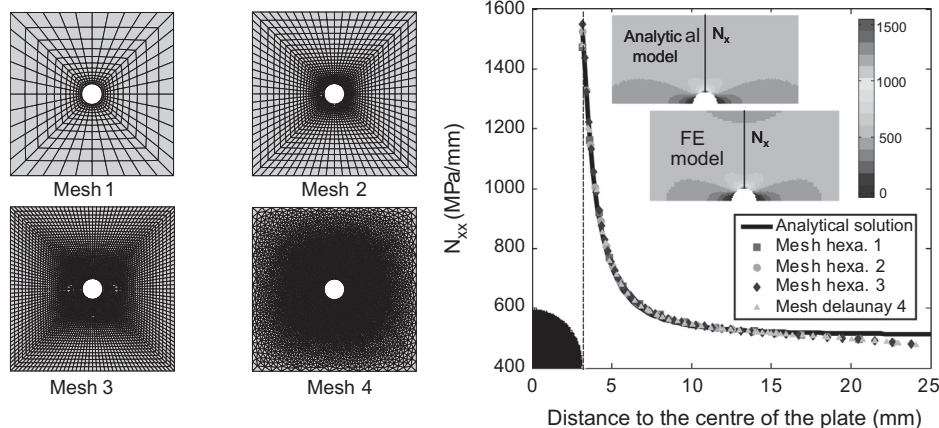


Fig. 1. Comparison of the stress gradient in the vicinity of the perforation in a T700GC/M21 quasi-isotropic open-hole plate subjected to the uniaxial tensile loading predicted using FE simulation and an analytical model.

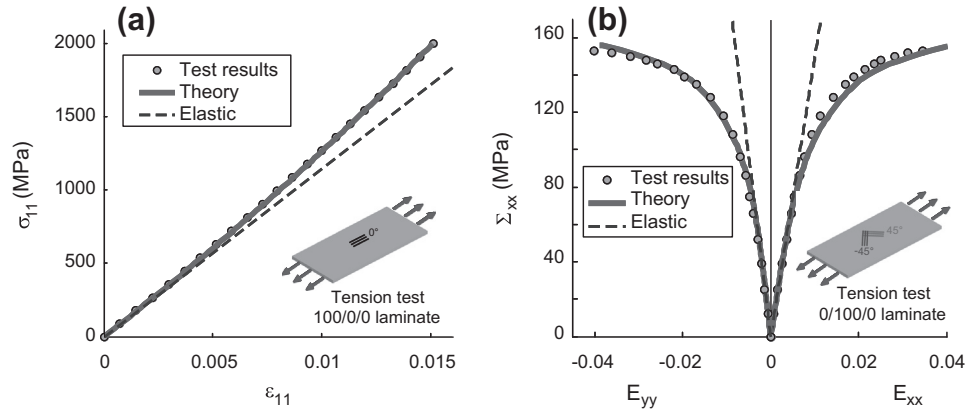


Fig. 2. Comparison between predicted and measured [7] macroscopic failure behaviour on T700GC/M21 (a) 100/0/0 and (b) 0/100/0 laminated unnotched specimens subjected to uniaxial tensile loading.

(4) failure modes and modeling separately the failure mechanisms in tension and in compression for each failure mode.

$$f_1^+ = \frac{\sigma_{11}}{X_t(d_2)} \quad \text{if } \sigma_{11} \geq 0$$

$$f_1^- = \left(\frac{\sigma_{11}}{X_c}\right)^2 + \left(\frac{\tau_{12}}{S_c^f(1-p\sigma_{22})}\right)^2 \quad \text{if } \sigma_{11} < 0 \quad (3)$$

$$f_2^+ = \left(\frac{\sigma_{22}}{Y_t}\right)^2 + \left(\frac{\tau_{12}}{S_c(1-p\sigma_{22})}\right)^2 \quad \text{if } \sigma_{22} \geq 0$$

$$f_2^- = \left(\frac{\sigma_{22}}{Y_c}\right)^2 + \left(\frac{\tau_{12}}{S_c(1-p\sigma_{22})}\right)^2 \quad \text{if } \sigma_{22} < 0 \quad (4)$$

where X_t and X_c are respectively the longitudinal tensile and compressive strengths, Y_t and Y_c the transverse tensile and compressive strengths, S_c the in-plane shear strength and S_c^f the in-plane shear strength for fibre mode. The two main improvements of the fibre failure criterion, as compared to Hashin’s criterion, are (i) the introduction of coupling between the intralaminar damage and the longitudinal tensile strength (allowing to obtain conservative predictions for complex multiaxial loadings) and (ii) to take into account the influence of the in-plane shear on the ply failure in compression. The main improvement of the interfibre failure criterion is a better description of the reinforcement of the apparent strength of the material for combined in-plane shear and transverse compressive loadings (due to the introduction of the p parameter).

Thirdly, when a ply within the laminate is broken in interfibre mode (i.e. when transverse cracks are present in the ply), its mechanical properties are progressively degraded using a thermodynamical degradation approach based on damage modeling already developed at Onera [12]. The initial elastic compliance S_0^0 is increased (Eq. (5)) by the degradation of the ply failed in in-plane interfibre mode (d_2H_2). The kinetics of degradation (scalar variable noted d_2) is distinguished from the effects of the ply failure (effect tensor H_2).

$$\tilde{S} = S_0^0 + d_2H_2 \quad \text{with } d_2 = \beta < \sqrt{f_2^+} - 1 >^+ \text{ and } d_2 \geq 0 \quad (5)$$

where β is a material coefficient correlated to the kinetics of degradation due to ply failure in interfibre mode. The effect tensor H_2 can be determined only through the knowledge of the elastic properties [10].

Fourthly, for a laminated unnotched coupon, the final rupture is assumed to be due to the first ply failure in fibre mode or in transverse compression. For the stacking sequences used in this study, containing only 0° , $\pm 45^\circ$ and 90° plies, the final failure is always due to ply failure in fibre mode.

This multiscale failure approach can be easily identified through the normalized tests currently performed in aeronautical industries [10]. To summarize, the identification tests are: (i) tensile and compressive tests on 0° plies (to identify the elastic moduli, Poisson’s ratios and strengths in the longitudinal and transverse directions), a tensile test on a $[\pm 45^\circ]_s$ laminate (to identify the in-plane shear modulus, viscosity and strength) and one test on a multilayered laminate (to identify the kinetics of degradation of the mechanical properties due to a ply failure in interfibre mode (material coefficient β in Eq. (5))). The present approach has thus been identified using characterization tests on the T700GC/M21, T800S/M21, IMS/977-2 and IM7/8552 composite materials.

Finally, the predicted macroscopic stress at failure on T700GC/M21 unnotched plates [7] with different aeronautical stacking sequences (noted X/Y/Z with X% of 0° plies, Y% of $\pm 45^\circ$ plies and Z% of 90° plies) subjected to uniaxial tensile loading have been compared successfully with the available proprietary test results (only the normalized values of the experimental data are reported in Fig. 3). The tested laminates present a total thickness evolving, as a function of the stacking sequence, from 4.2 mm (16 plies) to 5.2 mm (20 plies).

2.3. Prediction of the ultimate failure of composite structures

The definition of the final rupture of high stress gradient parts of composite structures, and especially for open-hole plates, can not be reduced to the first ply failure in fibre mode (leading to underestimate the failure strength by a factor of 2 or 3, mainly due to the stress gradient around the hole) or to the first failure of a multilayered element (i.e. failure of a laminate) inside the structure. In aeronautical industries, the mostly used strength

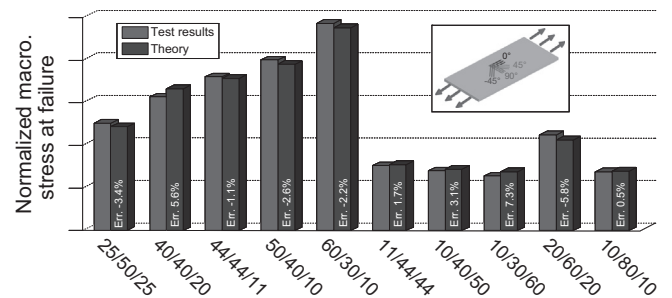


Fig. 3. Comparison between predicted and measured macroscopic stress at failure for different T700GC/M21 laminated unnotched coupons subjected to uniaxial tensile loading.

method dedicated to the prediction of failure of open-hole plates is the point stress method [19,18] which consists in applying the failure criterion at a distance d_0 from the hole, *i.e.* outside the high stress gradient area. However, it is well known that the semi-empirical aspect of the point stress method requires that the critical distance has to be fitted against large test campaigns on open-hole plates with different stacking sequences and different perforation diameters.

A Fracture Characteristic Volume (FCV) method, based on the approach proposed by Hochard et al. [6] on 2D woven composites, is therefore used in this study as an alternative to the point stress method. The FCV method consists in assuming that the structure is considered as broken when the fibre failure criterion (f_1^+ or f_1^- expressed in Eq. (3), but using the stress tensor averaged over a given volume Ω) is reached at one point in the specimen, as reported in Fig. 4a. This characteristic volume Ω is a cylinder defined by a radius l_0 and a thickness equal to the thickness of the ply. This internal length l_0 is independent of the considered stacking sequence but should be defined as a function of the radius (r) of perforation as proposed in [19] and written in Eq. (6). Thus, only one tensile test on a perforated plate is required to identify the parameter ρ .

$$l_0 = \rho\sqrt{r} \quad (6)$$

In order to reduce the computational cost, the failure criterion using the averaged stress tensor is computed only in the cylinders tangent to the hole where the stress gradient is the most important, as illustrated in Fig. 4a, instead of being calculated at each Gauss point. This strategy remains relevant for multi-perforated plates. Indeed, each perforation has to be considered separately and the rupture of the specimens is assumed to occur around the hole which leads to failure for the lowest applied loading. A convergence study has been performed in order to demonstrate that, from 19 integration points, the predicted failure load becomes independent of the choice of the number of integration points in the volume Ω (see Fig. 4b). In the following, all the simulations are performed with the minimum number of integration points in order to obtain a robust computation with a reduced calculation time.

2.4. Application domain of the proposed strength analysis method

The proposed simplified strength analysis method has been developed to predict the strength of laminated open-hole plates which rupture results from tensile fibre failures. Therefore, the present approach is relevant for thin specimens but also thick

specimens, provided that thin plies are used and the ply sequence is repeated in blocks. This application domain corresponds to the current problematics of many industries.

Nevertheless, some particular test cases cannot be treated with the present approach. Indeed, it is assumed that the final failure of the open-hole plate is due to ply failure in tensile fibre mode. However, it has been demonstrated experimentally and numerically [4,20] that the final failure of laminated open-hole plates can be due to delamination if thick plies (*i.e.* blocks of same orientation plies stacked together) are used. The analytical method, based on Tan's approach [16], is not able to predict accurately the out-of-plane stresses in the vicinity of the perforation. Therefore, the present strength analysis method is not able to predict the final failure of open-hole plates if the critical failure mode is delamination (*e.g.* for open-hole plates constituted from thick plies [4]).

In the present computational strategy, the mesoscopic non linearities (viscosity, intra-ply damages...) are assumed to present a limited influence on the macroscopic rigidity but are essential to predict accurately the final failure due to loading report from a damaged ply to a sane one. This assumption is relevant for most of the stacking sequences, consisting of 0° , $\pm 45^\circ$ and 90° plies. To demonstrate this point, the failure loads of open-hole plates with different lay-ups, predicted with the post-treated strategy, have been compared with those predicted with an integrated strategy. The present approach associated with the FCV method has thus been implemented into a FE code as a non-linear material behaviour. The integrated strategy thus manages all the possible loading reports but the time of the non-linear FE computation, using multilayered solid shell elements, is much longer than that of the post-treated strategy (about 1 h instead of less than 2 min). For the selected lay-ups, the predicted failure loads are very similar with the two strategies (see Fig. 5) and close to the available test results (see Section 3.1). Nevertheless, the present strength analysis method is not suitable (non conservative predictions) for laminated open-hole plates which present a highly macroscopic non-linear behaviour up to failure as observed in $[\pm 45^\circ]_s$ laminates.

To conclude, the proposed strength analysis method is relevant for classical stacking sequences using thin plies or consisting in composite materials presenting an important toughness, such as most recent Carbon/Epoxy materials. The whole strength analysis method dedicated to laminated perforated plates, including the analytical method to determine the membrane loadings, the present approach to predict the non-linear behaviour and the ply failures and the FCV method to predict the final failure of the specimen, have been implemented in Matlab®. The computational time on a notebook computer is about 2 min. Therefore, this

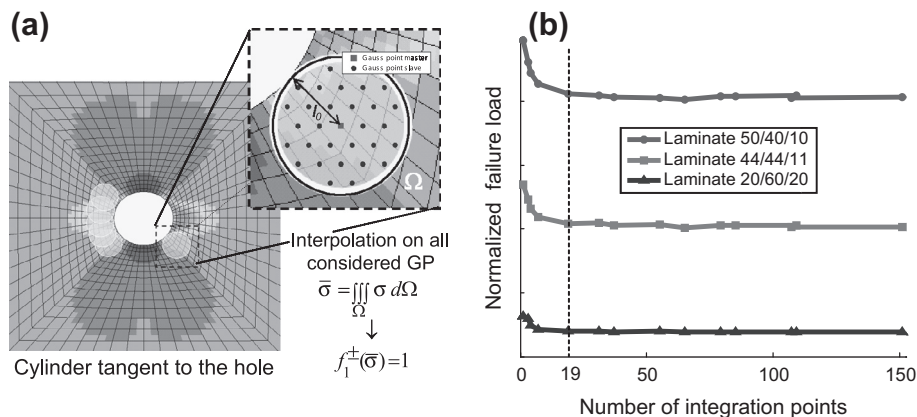


Fig. 4. (a) Principle of the Fracture Characteristic Volume (FCV) method and (b) influence of the number of integration points on the predicted failure loads for different laminates.

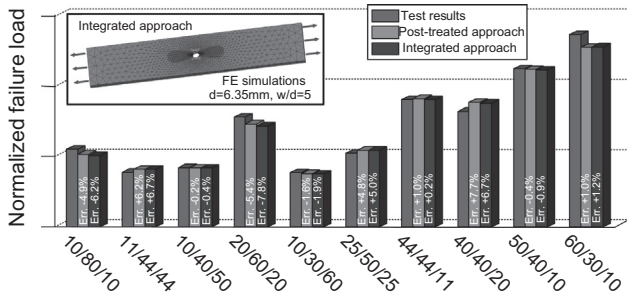


Fig. 5. Comparison of the failure loads predicted with the post-treated and the integrated approaches on different T700GC/M21 laminated open-hole plates ($d = 6.35$ mm and $w/d = 5$).

simplified strength analysis method presents a short computational time and matches the different requirements of a design office.

3. Comparisons with test results on laminated perforated plates

Although the design of aeronautical structures necessitates the use of allowables taking into account the material dispersion (A and B values) to ensure the required level of confidence, the average values of the stiffness and strengths are used in the present study. Indeed, this study deals with the evaluation of the predictive capabilities of an alternative strength analysis method thanks to comparisons with available test data.

3.1. Tensile test on open-hole plates with different stacking sequences

Tensile tests on open-hole plates in T700GC/M21 material with 10 different stacking sequences have been performed. For all the specimens, the hole diameter is equal to 6.35 mm and the plate width to hole diameter ratio is fixed at 5. Each test configuration has been repeated and only the average failure load is reported in Fig. 6. The internal length ρ in tension has been identified on the 50/40/10 laminated perforated plates because the failure is clearly due to fibre failure and the scattering is usually rather small. Fig. 6 presents the comparison between the predicted ultimate failure loads, obtained with the proposed method, on T700GC/M21 perforated plates with different stacking sequences subjected to uniaxial tensile loading and the available test results. The predictions of the proposed strength analysis method are in very good agreement with the experimental data on the other nine stacking sequences even for very oriented (60/30/10) and disoriented (10/80/10) laminates.

These comparisons have also been performed on other Carbon/Epoxy materials, such as T800S/M21 and IMS/977-2 materials, and

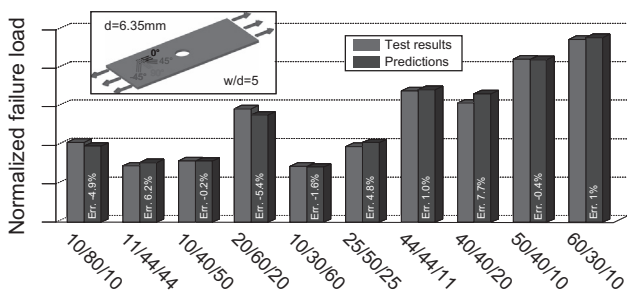


Fig. 6. Comparison between predicted and measured normalized failure loads on T700GC/M21 laminated perforated plates with different stacking sequences and subjected to uniaxial tensile loading ($d = 6.35$ mm and $w/d = 5$).

are reported in Fig. 7. The test configurations are similar to the previous ones. The internal length in tension has been identified on the 40/40/20 laminated perforated plates for the two considered materials. Once again, the predictions for the other stacking sequences are in very good agreement with the test results.

3.2. Tensile test on open-hole plates with different perforation diameters

This section is dedicated to the influence of the hole diameter on the strength of open-hole plates subjected to uniaxial tensile loading, the total thickness of the coupon remaining constant and the w/d ratio being fixed at 5. The variation of the hole diameter induces a modification of the stress gradient in the vicinity of the perforation. This test case is thus relevant to estimate the predictive capabilities of the proposed strength analysis method. From the experimental point of view, four different hole diameters have been tested for six different T700GC/M21 lay-ups (3 oriented and 3 disoriented laminates). Each test has been repeated and only the average failure loads are reported in Fig. 8. The predicted macroscopic stress at failure, defined by the ultimate load at failure divided by the real section, are in very good agreement with the available test results on oriented and disoriented open-hole plates with different hole diameters as illustrated in Fig. 8. The introduction of the dependence of the internal length to the radius of perforation allows obtaining accurate or reasonably conservative predictions, especially for 60/30/10 perforated laminates.

Moreover, some experimental data on similar configurations can be found in the literature. Indeed, Wisnom and Hallett [20] have performed tests on IM7/8552 quasi-isotropic open-hole plates subjected to uniaxial tensile loading. Four different hole diameters have been considered (from 3.175 mm to 25.4 mm), while the w/d ratio remains constant at 5. This test campaign has been completed by another campaign [2] on IM7/8552 quasi-isotropic open-hole plates but perforated with six smaller diameter holes (from 2 mm to 10 mm) with a w/d ratio fixed at 5. Fig. 9 presents the comparisons between the predicted macroscopic stress at failure and test results on IM7/8552 quasi-isotropic open-hole plates with different hole diameters subjected to uniaxial tensile loadings. First of all, the experimental data, performed in two different laboratories, are consistent. The internal length has been identified from the test performed on the open-hole plates with a hole diameter equal to 6.35 mm. The predictions are again in very good agreement with the experimental data.

3.3. Tensile test on open-hole plates with different w/d ratios

In this test case, the perforation diameter in the T700GC/M21 laminated open-hole plates remains constant at 6.35 mm, while

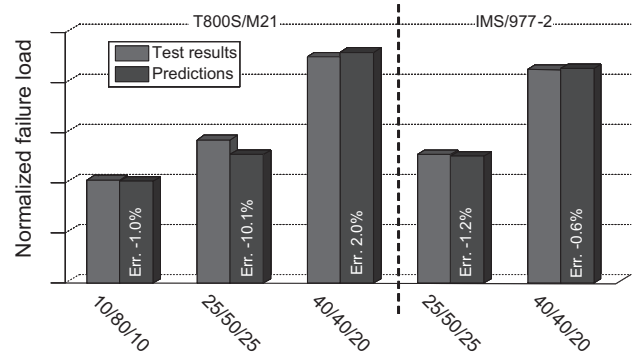


Fig. 7. Comparison between predicted and measured normalized failure loads on T800S/M21 and IMS/977-2 laminated perforated plates with different stacking sequences and subjected to uniaxial tensile loading ($d = 6.35$ mm and $w/d = 5$).

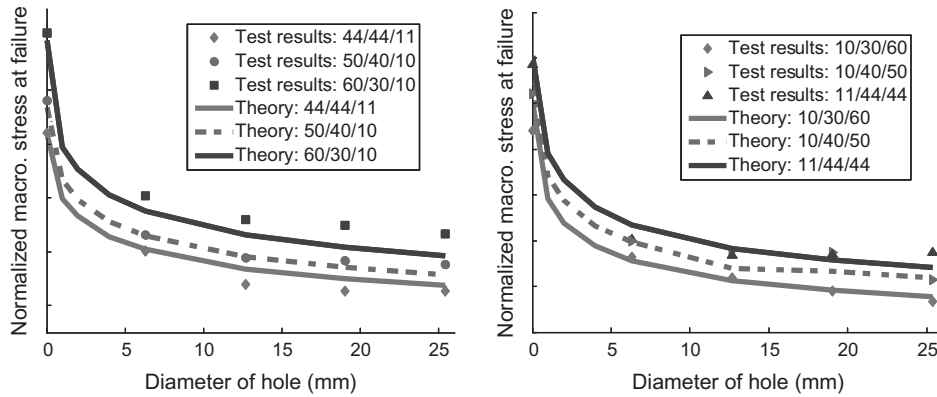


Fig. 8. Comparison between predicted and measured normalized macroscopic stress at failure on T700GC/M21 laminated (oriented and disoriented) perforated plates with different hole diameters subjected to uniaxial tensile loading ($w/d = 5$).

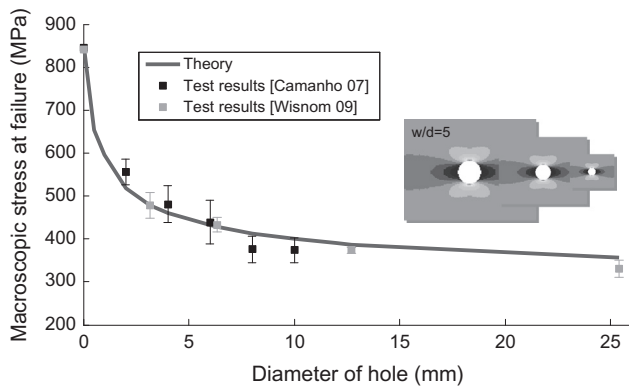


Fig. 9. Comparison between predicted and measured macroscopic stress at failure on IM7/8552 quasi-isotropic perforated plates with different hole diameters subjected to uniaxial tensile loading ($w/d = 5$).

the w/d ratio evolves. Fig. 10 presents the comparison between the predicted macroscopic stresses at failure and the tensile test results. Six different stacking sequences have been investigated and each test configuration has been repeated. The predicted failure loads are in good agreement with the experimental data. Indeed, since the hole diameter is constant, the stress gradient near the hole remains unchanged. Therefore, the macroscopic stress at failure for large w/d ratios (superior to 5) remains quasi-constant. Nevertheless, for small w/d ratios (inferior to 4), the specimens are narrow and the influence of the free edges on the stress

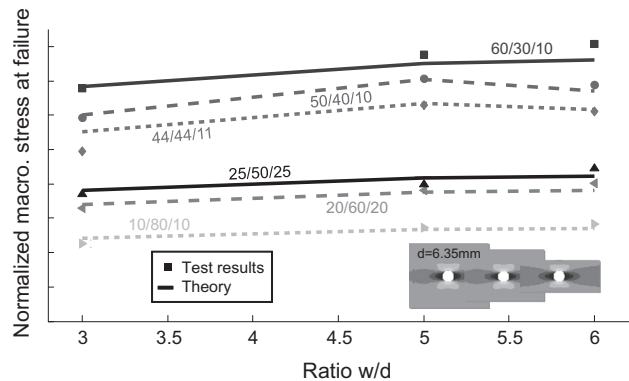


Fig. 10. Comparison between predicted and measured normalized macroscopic stress at failure on T700GC/M21 laminated perforated plates with different w/d ratios subjected to uniaxial tensile loading ($d = 6.35\text{ mm}$).

gradient around the hole can no more be neglected and induces a decrease of the macroscopic stress at failure. For small w/d ratios, the proposed approach slightly overestimates the final failure because the edge effects are neglected by the analytical method. This difficulty can be overcome by using the FE simulation to estimate the membrane loadings within the open-hole plate.

3.4. Off-axis tensile test on open-hole plates

Fig. 11 presents the comparison between the predicted ultimate failure loads on T700GC/M21 perforated plates with three different stacking sequences and subjected to off-axis tensile loading and the test results. For all the perforated tested plates, the hole diameter is 6.35 mm and the w/d ratio is fixed at 5. This kind of off-axis tensile tests permits to obtain a more complex multiaxial stress field in the vicinity of the hole, while the experimental device remains the same. The predicted failure loads have been successfully compared with the experimental data, such as the failure pattern which evolves as a function of the off-axis angle. The maximal error is observed in the tensile test on oriented laminates with an off-axis angle evolving between 15° and 35° , where the in-plane shear stresses, in the most loaded plies in the fibre direction, become important. This point should be studied in further works.

3.5. Tensile test on multi-perforated plates with unconventional lay-ups

Finally, the proposed alternative strength analysis method has been applied to T700GC/M21 open-hole plates subjected to uniaxial tensile loading with complex configurations of perforation and

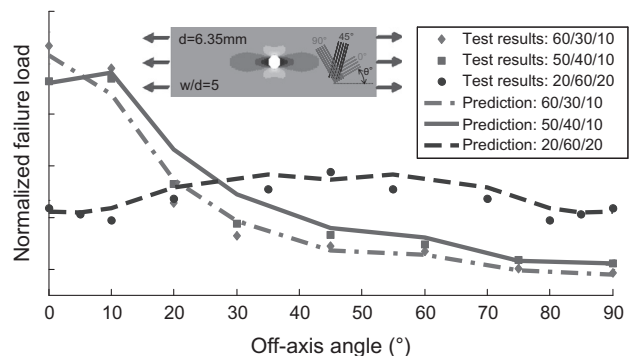


Fig. 11. Comparison between predicted and measured normalized failure loads on T700GC/M21 laminated perforated plates with different stacking sequences subjected to off-axis tensile loading ($d = 6.35\text{ mm}$ and $w/d = 5$).

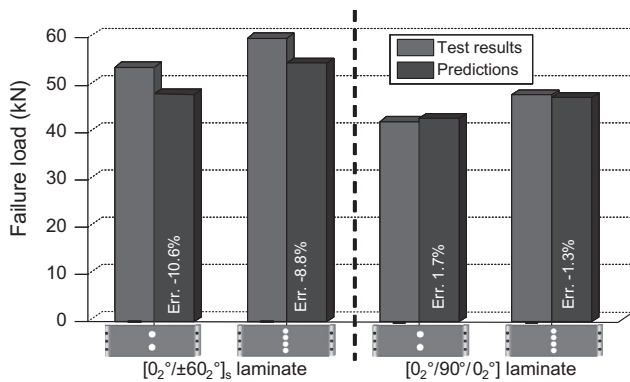


Fig. 12. Comparison between predicted and measured failure loads on T700GC/M21 multi-perforated plates subjected to uniaxial tensile loading.

with unconventional stacking sequences, in order to determine its predictive capabilities. The width of the plates is $w = 38$ mm and the hole diameters are respectively $d = 7.8$ mm for the plates with 2 holes and $d = 3.9$ mm for the plates with 4 holes. For this test case, the membrane loadings have been determined with FE simulations because of the interaction between the stress gradient due to the free edges and the holes. Fig. 12 presents the comparison between the predicted failure loads and the available test results. The tests have been performed at Onera and only one sample for each configuration has been tested [11].

This test case is very important because it demonstrates that the proposed approach is able to predict accurately the final failure load of perforated plates with unconventional stacking sequences and complex configurations of perforation. Therefore, the present method could be used in an optimization process or to generate a "virtual" test database.

4. Conclusion/perspectives

An alternative strength analysis method dedicated to the failure predictions of open-hole plates, consisting of aeronautical stacking sequences, has been proposed. It could be decomposed into three main steps:

- (i) the determination of the membrane loadings within the open-hole plate with an analytical method (or with FE simulations for complex perforation configurations),
- (ii) the estimation of the non-linear mesoscopic behaviour and ply failures in the laminate with the progressive failure approach [10], whose predictions of the final failure of laminated unnotched coupons have been compared successfully with available test data and,
- (iii) the predictions of the final failure of an open-hole plate with a fracture characteristic volume method which consists in using, in the fibre failure criterion, the stress tensor averaged in a given volume defined by an internal length which seems to be independent of the stacking sequence contrary to the classical point stress method.

This fast computational strength analysis method (less than two minutes on a notebook computer) matches the different requirements of a design office. The determination of the predictive capabilities of the proposed approach has been performed through comparisons on a wide range of aeronautical test cases on open-hole plates (different lay-ups, hole diameters, w/d ratios, off-axis tensile tests, and multi-perforated plates) manufactured from different Carbon/Epoxy materials.

Further work should consist in applying the proposed simplified strength analysis to open-hole plates subjected to other loadings such as compressive, multiaxial or even bending loadings.

References

- [1] Camanho PP, Erçin G, Catalanotti G, Mahdi S, Linde P. A finite fracture mechanics model for the prediction of the open-hole strength of composite laminates. *Compos Part A: Appl Sci Manuf* 2012;43(8):1219–25.
- [2] Camanho PP, Maimi P, Davila CG. Prediction of size effects in notched laminates using continuum damage mechanics. *Compos Sci Technol* 2007;67(13):2715–27.
- [3] Daghia F, Ladeveze P. Identification and validation of an enhanced mesomodel for laminated composites within the WWFE-III. *J Compos Mater* 2013;47(20–21):2675–93.
- [4] Hallett SR, Jiang WG, Khan B, Wisnom MR. Modelling the interaction between matrix cracks and delamination damage in scaled quasi-isotropic specimens. *Compos Sci Technol* 2008;68(1):80–9.
- [5] Hashin Z. Failure criteria for unidirectional fiber composites. *J Appl Mech* 1980;47(22):329–34.
- [6] Hochard C, Labeled N, Bordreuil C. A ply scale non-local fibre rupture criterion for CFRP woven ply laminated structures. *Compos Struct* 2007;80(3):321–6.
- [7] Huchette C. Analyse multiéchelle des interactions entre fissurations intralaminaires et interlaminaires dans les matériaux composites stratifiés. Doctorate thesis, University of Paris VI; 2005.
- [8] Ishikawa T, Matsushima M, Hayashi Y. Hardening non linear behaviour in longitudinal tension of unidirectional carbon composites. *J Mater Sci* 1985;20:4075–83.
- [9] Laurin F, Carrere N, Huchette C, Maire J-F. A multiscale hybrid approach for damage and final failure predictions of composite structures. *J Compos Mater* 2013;47(20–21):2713–47.
- [10] Laurin F, Carrere N, Maire J-F. A multiscale progressive failure approach for composite laminates based on thermodynamical viscoelastic and damage models. *Composites Part A* 2007;38(1):198–209.
- [11] Laurin F, Carrere N, Maire J-F. Strength analysis methods for high stress gradient parts in composite structures ensuring design office requirements. *Proc Inst Mech Eng, Part G: J Aeronaut Eng* 2011;225(3):291–301.
- [12] Maire J-F, Chaboche J-L. A new formulation of continuum damage mechanics (CDM) for composite materials. *Aerosp Sci Technol* 1997;1(4):247–57.
- [13] Martin E, Leguillon D, Carrere N. A coupled strength and toughness criterion for the prediction of the open hole tensile strength of a composite plate. *Int J Solids Struct* 2012;49(26):3915–22.
- [14] Nuismer RJ. Modeling of damage and failure in notched composite laminates. *Eng Fract Mech* 1976;8(4):755–6.
- [15] Sutherland L, Shenoi R, Lewis S. Size and scale effects in composites: II. Unidirectional laminates. *Compos Sci Technol* 1999;59(2):221–33.
- [16] Tan SC. Stress concentrations in laminated composites. USA: Technomic Publishing Company Inc.; 1994.
- [17] Violeau D, Ladeveze P, Lubineau G. Micromodel-based simulations for laminated composites. *Compos Sci Technol* 2009;69(9):1364–71.
- [18] Wang J, Callus PJ, Bannister MK. Experimental and numerical investigation of the tension and compression strength of un-notched and notched quasi-isotropic laminates. *Compos Struct* 2004;64(3):297–306.
- [19] Whitney JM, Nuismer RJ. Stress fracture criteria for laminated composites containing stress concentrations. *J Compos Mater* 1974;8(3):253–65.
- [20] Wisnom MR, Hallett SR. The role of delamination in strength, failure mechanism and hole size effect in open hole tensile tests on quasi-isotropic laminates. *Compos Part A: Appl Sci Manuf* 2009;40(4):335–42.

EXPERIMENTAL AND NUMERICAL INVESTIGATIONS OF RESIDUAL STRENGTH AFTER IMPACT OF 3D WOVEN COMPOSITE WITH POLYMER MATRIX

F. Laurin¹, A. Elias^{1,2}, M. Kaminski¹, L. Gornet²

¹ ONERA, the French Aerospace, Department of Composite Materials and Structures
29 avenue de la Division Leclerc, FR-92322 Châtillon cedex, France
frederic.laurin@onera.fr, adrien.elias@onera.fr, myriam.kaminski@onera.fr

² GeM UMR CNRS 6183, Ecole Centrale de Nantes,
1 rue de la Noë FR-44321 Nantes, France
laurent.gornet@ec-nantes.fr

Key words: 3D woven composite, Impact, Post-impact residual performances.

Summary: *This work aims to study and predict low velocity / low energy impact defects in 3D woven composites. Impact tests at different energy levels were performed and analysed using microscopic observations and X-ray tomography in order to understand damage mechanisms occurring in this material. Finite element simulations were performed using the continuum damage model ODM-PMC developed at Onera for 3D woven composites under static loadings. A two-step simulation approach has been proposed to predict both the damage distribution induced by impact and then, the residual performances for different applied loadings (tension and compression). The predictive capabilities of the modelling approach have been demonstrated through comparisons with available experimental results (tension and compression tests after impact).*

1 INTRODUCTION

In the aeronautical field, composite materials are now used to manufacture structures that could possibly be submitted to low velocity impact events such as hail, bird strike, runway debris, and dropped tools. The impact resistance of laminated composites manufactured with unidirectional plies has been widely studied for many years. Experimental studies have shown that a low velocity impact induces matrix cracking, fibres fracture and delamination between plies [1]. Due to delamination, an important loss of the residual strength, and especially under compressive loading, is observed for such material. The strength of post-impacted laminated structures under compressive loading after impact is mainly studied through a large experimental test campaign. It can also be predicted by using a simplified representation of impact damage (assuming that it is equivalent to a hole, or only a single large delamination, etc.) but these semi-empirical models necessitate anyway a larger number of tests to be fitted and their predictive capabilities remain limited. Another way consists in firstly estimating by finite element simulation the impact damages and then predicting the post-impact compressive failure load using the same material model. Very few authors [2,3] succeeded in proceeding that way, mainly because of numerical difficulties to describe

accurately many large delamination cracks (modelled with cohesive zone elements) into impact simulations.

Because of the poor impact resistance of laminated composites, 3D woven composites are planned to be used in structures exposed to impact. Indeed, the main advantage of these materials is that large delamination cracks are prevented thanks to yarns linking the layers together. Only few studies [4,5] have been dedicated to the influence of such an architecture on impact and post-impact behaviour. Damage mechanisms in 3D woven composites are very different from those encountered in classical laminated material. Some recent experimental studies [6,7] have observed that low velocity impacts on 3D woven composite generate inter-yarn debondings; matrix cracking and only few fibres bundle fractures. Since large delamination cracks are avoided thanks to this specific microstructure, Compression After Impact (CAI) test may not be the most critical loading as for the laminated composites, and thus some studies have to be conducted to determine the most critical loading after impact for 3D woven composites. Only very few impact modelling studies [7] can be found in the literature but the agreement with the available experimental data remains limited because of the complexity of the encountered damage mechanisms. At our knowledge, any modelling study to predict the post-impact performances of 3D woven composite has already been performed.

This study aims to propose a modelling strategy to predict (i) low velocity / low energy impact damages and (ii) the residual strengths of 3D woven composites with polymer matrix, which ensures the design office requirements. The first step has consisted in improving the understanding of the different damage mechanisms induced by impact loading through the analysis of impact at different energy levels. Then, the Onera Damage Model (ODM), initially developed for 3D woven composite structures under static loading, has been used in finite element simulations to predict damages after impact at different energy levels and also to estimate the residual strengths.

2 DAMAGE MECHANISMS UNDER IMPACT IN 3D WOVEN COMPOSITES

2.1 Experimental device

A falling weight impact testing system as illustrated in Figure 1 has been used to perform impact tests on 3D woven composites with polymer matrix. Coupon specimens are either hold by two square jaws with a circular free zone or either simply supported on two cylindrical bars. Jaws have been chosen to obtain boundary conditions which are easily modelled through Finite Element simulations. The impactor is hemispheric with a 40 mm diameter, made of steel, and its mass is set to 15 kg. Different energy levels (from 60 J to 210 J) have been considered by changing the velocity set (through an adjustment of the height of the drop weight). Each test has been repeated two or three times to estimate the scattering. Impact tests have been performed at room temperature.

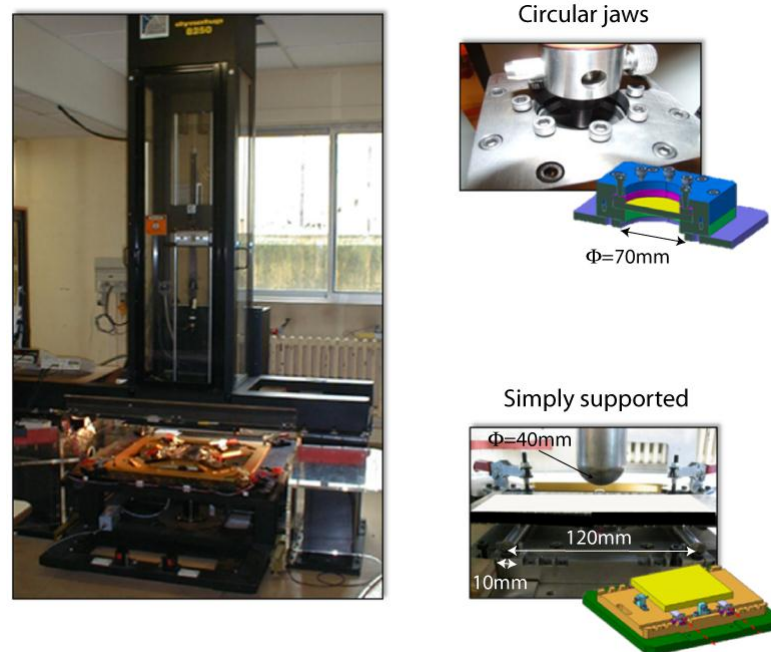


Figure 1: Falling weight impact testing and jaws with a circular free zone developed at Onera or a simply supported device

2.2 Damage mechanisms induced by impact loading

After impact, some plates have been cut through the damaged area in different directions (0° , 45° , 90°) in order to observe in details the different damage mechanisms occurring during impact tests. Microscopic observations have been made on polished faces. They have been completed with the analysis of others specimens with X-ray tomography to estimate the three dimensional distribution of the damages within the material. These observations, reported in Figure 2, show that damages are mainly matrix cracking and inter-yarn debondings between the yarns. There are numerous diffuse damages which are clearly oriented by the architecture of the material.

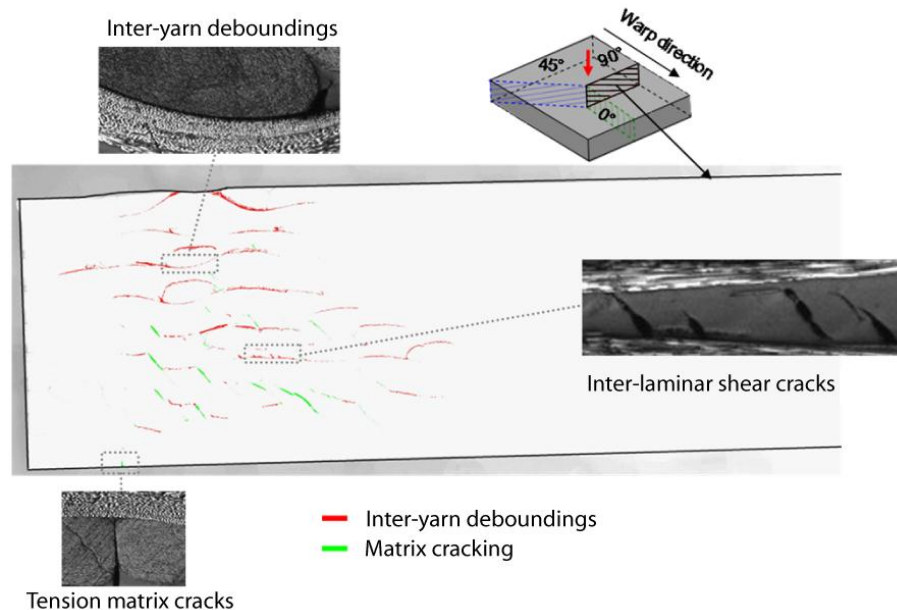


Figure 2: Microscopic observations of the different damages within a 100J impacted plate

The damage zone presents a conical shape through the thickness of the plate. Straight matrix cracks are observed close to the back face of the plate which is subjected to a local in-plane tensile loading due to the global bending of the plate. Inter-yarn deboundings and typical matrix shear cracking are observed through the thickness which is mostly subjected to inter-laminar shear stresses, especially at mid-thickness. These deboundings seem to follow the gradient of the out-of plane shear stresses. Finally, no (or few) damages are observed directly under the contact zone between the plate and the impactor which is subjected to a multiaxial state of stress close to a compression hydrostatic pressure. Indeed, the hydrostatic pressure may reinforce the apparent strength of the material and prevents the creation of cracks as already observed for laminated composites [8].

After these observations of numerous diffuse damages, it seems relevant to use an approach based on continuum damage mechanics to model the damages induced by impact in 3D woven composite materials.

3 DAMAGE AND FAILURE APPROACH FOR 3D WOVEN COMPOSITES

3.1 Onera Damage Model for Polymer Matrix Composites (ODM-PMC)

The Onera Damage Model is a macroscopic model for 3D woven composites with polymer matrix, developed at Onera and based on continuum damage mechanic [9]. ODM-PMC is able to predict the non-linear behaviour, damages and failure of such composites submitted to quasi-static and fatigue loadings [10, 11].

The viscosity of the behaviour, due to the polymer matrix, is described through a viscoelastic spectral model [12, 13]. The high contrast between the mechanical properties of the constituents (matrix and yarns) induces that the orientation of cracks are piloted by the microstructure of the material. Mesoscopic damage variables (d_1 in the warp direction, d_2 in the weft direction) are linked to in-plane matrix cracking and induce a notable nonlinear effect on the macroscopic behaviour. Moreover, macroscopic rupture variables are linked to the yarn failures (the variables D_1^t and D_1^c describe respectively the effect on the behaviour of tensile and compressive yarn failure in the warp direction, D_2^t and D_2^c the effect of tensile and compressive yarn failure in the weft direction), or inter-yarns deboundings (D_3 in the through-the-thickness direction) and induce a softening macroscopic behaviour. The damage and rupture variables are classified through their effects on the macroscopic behaviour. The unilateral aspect of damage is taken into account through activation indexes that activate the effects of the damage when cracks are opened (for instance in tension). The out-of-plane macroscopic damage (D_3) which corresponds to the inter-yarn deboundings, appearing under impact loading, plays a major role on the macroscopic behaviour during impact test. Indeed, the dissipated energy during impact is mostly due to this damage mechanism.

As mentioned previously, the absence of damage close to the impactor, as observed in Figure 2, is assumed to be induced by a reinforcement of the apparent strength of the material due to the influence of the hydrostatic pressure. This reinforcing effect of hydrostatic pressure has already been described in laminated composites [8, 14].

3.2 Identification procedure

The in-plane parameters of the ODM-PMC model have already been identified on static tests (tension, compression, creep, etc.) on unnotched specimens but the through-the-thickness properties are still difficult to identify on simple tests but only on structures. The ODM-PMC

model has thus been implemented into the implicit FE commercial code Abaqus/Standard. Only the circular free zone of the plate is considered and according to symmetries, only one quarter of the system is represented. The impactor is modelled using an isotropic elastic behaviour law. Orthotropic elastic simulations of the plate (black line in Figure 3) have demonstrated the necessity to take into account the different damage mechanisms in the simulations. Thus, ODM-PMC has been used to model the behaviour of the plate. Moreover, parametric studies have shown that the through-the-thickness damage (D_3), representative of inter-yarn debondings, is the main dissipating energy mode for impact loading. The through-the-thickness damage properties (evolution law parameters) of ODM-PMC have thus been identified on the 150J impact test in such a way that the peak force, the dissipated energy and the spread of the damage zones are well described by the model as compared to the available experimental data (microscopic observations, as reported in Figure 3). Then, to validate the identification of the different parameters, different simulations with different impact energy levels have been lead and compared with impact tests.

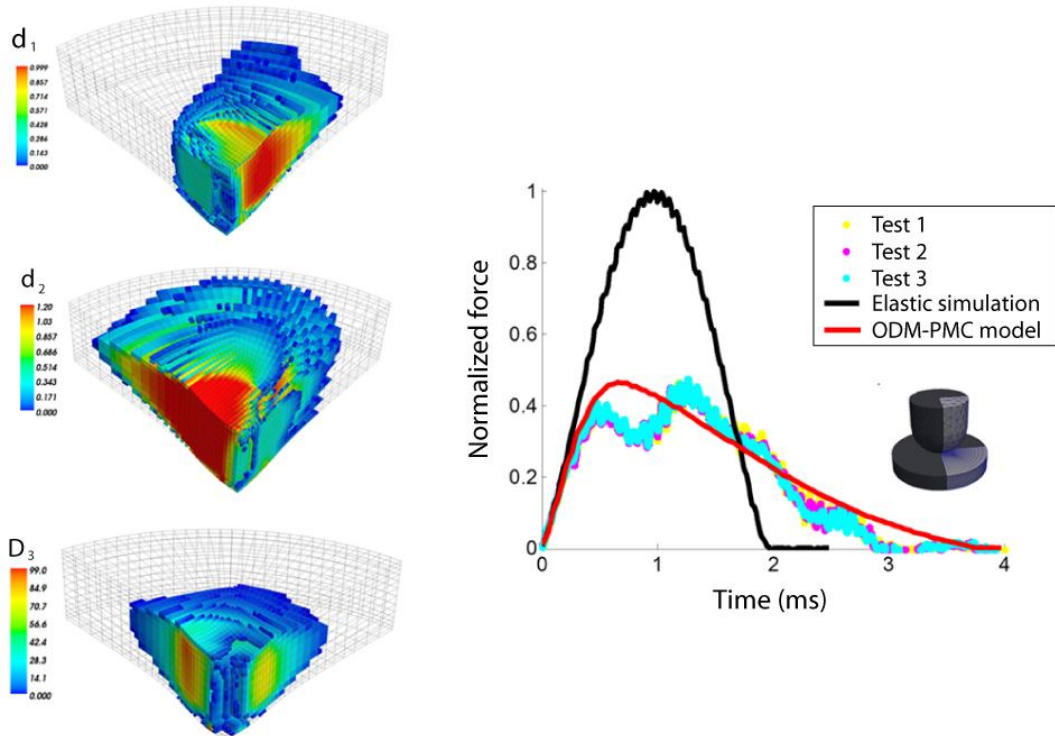


Figure 3: Identification of through-the-thickness damage parameters through the comparisons with the damaged area and the impact load versus time history curve for an impacted plate at 150J

3.3 Prediction of the behaviour and damages during impact tests

The model is able to describe in an accurate manner the impact behaviour for different energy levels (60J, 100J, 150J and 200J), as reported in Figure 4. The predicted peak load is in very good agreement with the measured one for all the considered configurations (even impact on simply supported plates). Nevertheless, the time of contact is slightly overestimated for the different energy levels, but remains acceptable.

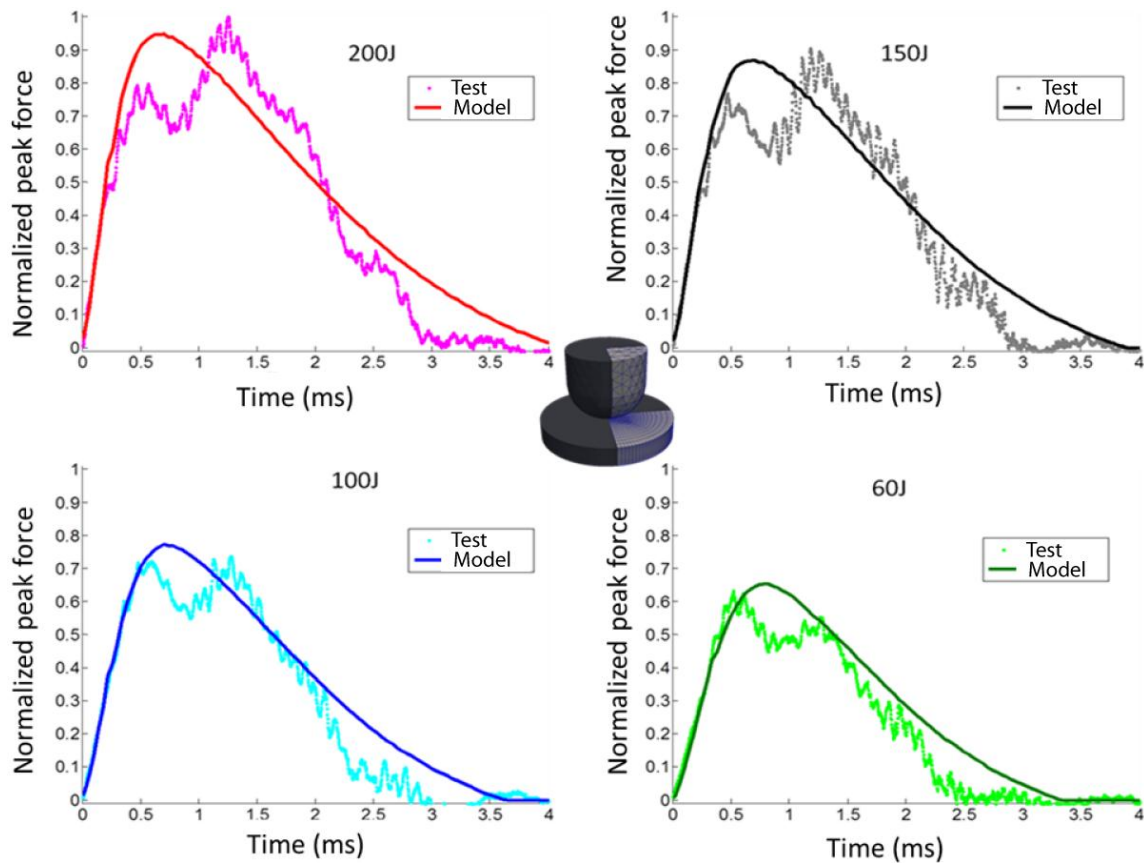


Figure 4: Measured and predicted force versus time history at different energy levels.

A comparison between the experimental and predicted damage area is presented in Figure 5. It is shown that the prediction of shear matrix cracks and inter-yarns debondings distribution present a typical pattern which is in good agreement with experimental observations. However there is a slight overestimation of the debondings extent with the model but their magnitudes remain consistent with experimental observations. The impact axis is preserved from matrix damage in both simulations and test results due to the influence of the hydrostatic pressure. Matrix cracking on the back face, due to local tensile loading, is also very well captured by the proposed modelling.

Concerning the yarn failures, the introduction of the hydrostatic pressure enables to limit the apparition of failures in compression under the impactor as observed experimentally. Moreover, on the back face of the plate, the few yarn failures, created under local tension, are described with the model according to experimental observations.

Finally, the predominant damage mode under impact, the inter-yarns debondings, is also well predicted by FE simulations, as reported in Figure 5.

It is also worth mentioning that the computational times obtained with FE code Abaqus/standard for the different energy levels remains acceptable even for a design office (from 4 hours for impact simulation at 60J to 10 hours for impact simulation at 200J).

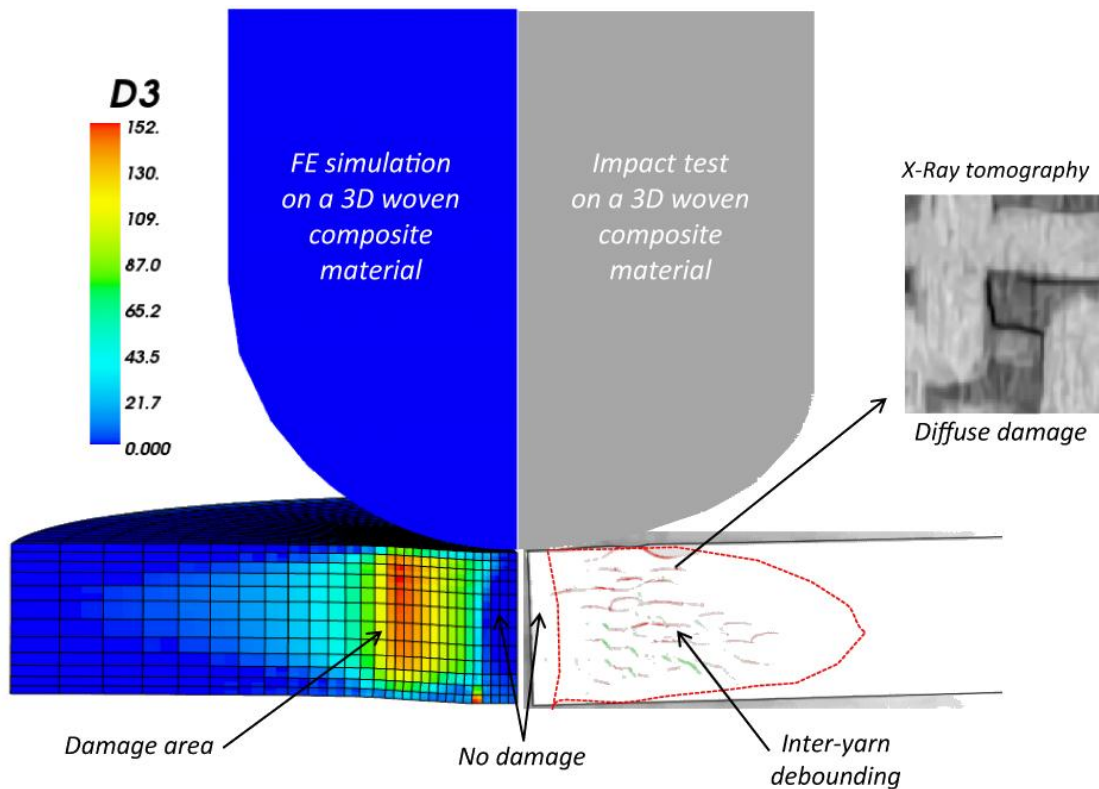


Figure 5: Comparison between the predicted damage area and experimental observations (microscopic cut and X-Ray tomography) in a 3D woven plate after impact.

3.4 Prediction of the depth of indentation

The residual dent is a characteristic indicator to detect impact. The estimation of its depth enables to establish relationships between the dent and the damage area as it is commonly performed for laminated composites (most of the time experimentally).

In this study, the dent is naturally predicted with ODM-PMC thanks to the introduction of residual strains describing the thermal residual stress relaxation occurring during the meso-damage creation. The identification of the material parameters linked to the residual strain has been performed on the available quasi-static incremental tensile tests. The depth of the indentation has been numerically determined as the maximal out-of-plane displacement when the impactor is no longer in contact with the plate. The estimated dent can be considered as a permanent dent (relaxation due to the viscosity of the matrix remains low as observed experimentally and numerically). An excellent agreement between the experimental data in the considered energy ranges and the predictions is observed in Figure 6. The residual dent depth has been measured through stereo-digital image correlation at different times after impact.

All these comparisons between the impact predictions and the experimental results have shown the ability of the ODM-PMC approach to estimate both global (maximal peak force) and local (distribution and size of damage area) quantities in a correct manner while the computational times remain rather low (only few hours). The efficiency of the model has been also demonstrated for the prediction of the permanent dent, so that relationships between impact parameters (incident energy, permanent dent, damage area), usually determined by experiments, can now be numerically estimated.

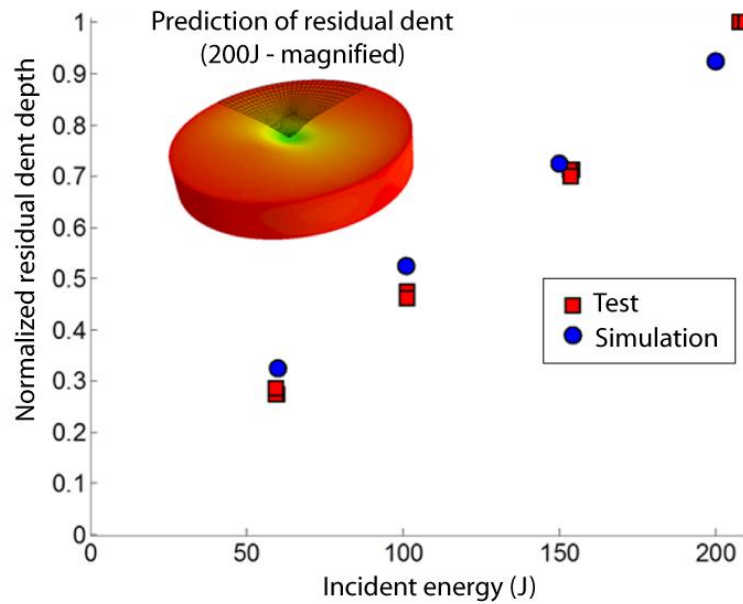


Figure 6: Comparison between the predicted indentation depth and the measured one by stereodigital image correlation for different energy levels.

3 THE POST-IMPACT RESIDUAL STRENGTH ANALYSIS

Damage tolerance in composite materials is usually studied by determining (mostly experimentally) the residual strengths of a composite material which has already been impacted, and that at different energy levels. The global testing process has been divided into two steps: Firstly, the specimen is subjected to low-energy impact that generates a certain amount of damages within the specimen; and then, the damaged specimen is subjected to in-plane compression or in-plane tension loading in order to determine its residual properties (stiffness and strength). The classical Compression tests After Impact (CAI), usually used for laminates previously impacted at low energy impact, have been considered. However, Tensile tests After Impact (TAI) have also been performed on the material of the present study because 3D woven composites do not exhibit large delamination cracks after impact and consequently CAI may not be the most critical loading case to estimate the residual performances. All the specimens have been impacted by using the simply-supported device presented in Figure 1 and then subjected to static tests (tension or compression) in the warp direction on a servo-hydraulic machine. The dimensions of the tested specimens in tension and compression differ because the material strengths in tension and in compression are very different and do not match with the maximal capacity of the loading machine. Only the width of the specimens has been modified: 50mm for pre-impacted specimens subjected to tensile loading and 70mm for those subjected to compressive loading.

A two-step simulation approach, as illustrated in Figure 7, has also been proposed. The first step in this computational strategy consists in performing impact simulation using the implicit solver Abaqus/standard. The second stage consists in using the previously determined impact damages in the numerical model as initial state of the material and with the same ODM-PMC model and FE solver, performing a quasi-static compression or tension test until the first peak load, which is considered as the residual strength of the material. The identification of the model remains unchanged with respect to the simulation of the impact.

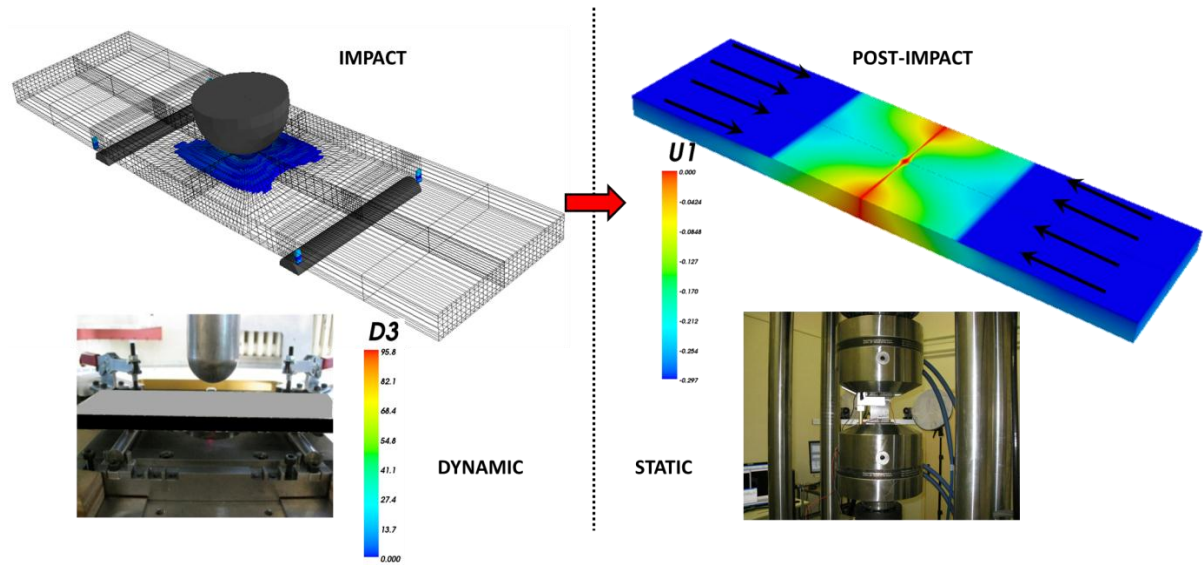


Figure 7: Two-step simulation strategy to determine the residual performances of a 3D woven composite plate after impact.

The major failure modes observed in experiments can be captured with these numerical simulations as shown on Figure 8 respectively for Tension After Impact (80 J) and Compression After Impact (80 J).

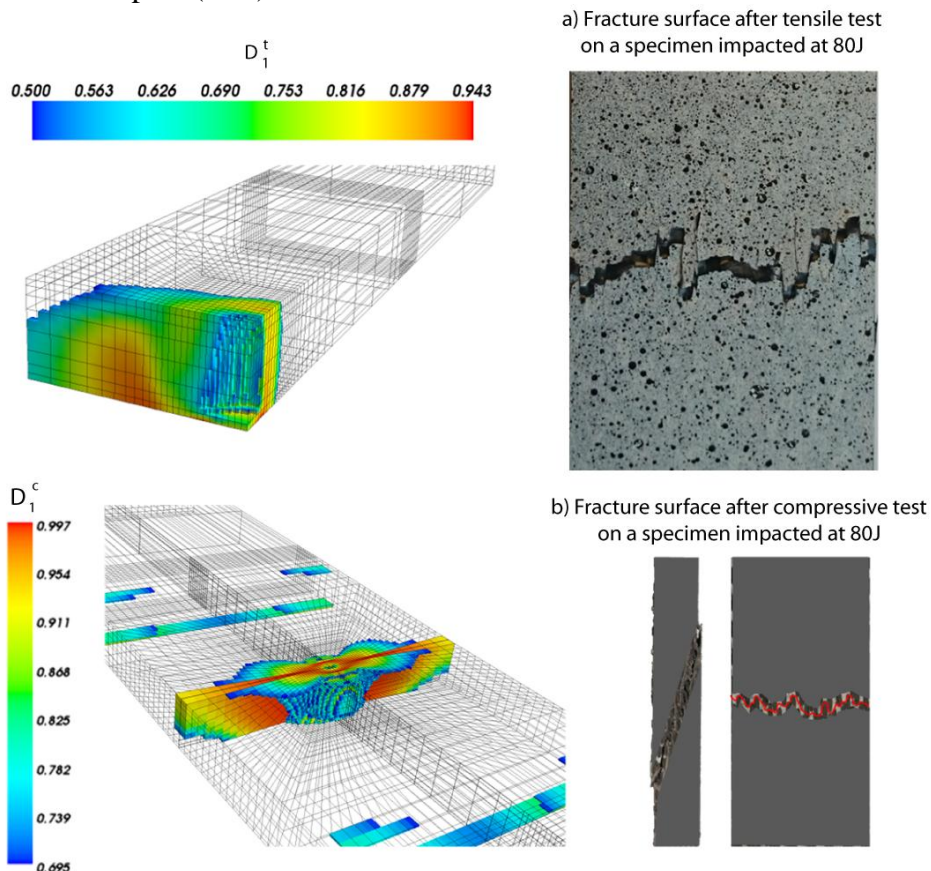


Figure 8: Predicted and observed failure patterns (yarn fibre failure) of a 3D woven plate previously impacted at 80J after tensile (a) or compressive (b) loading.

Concerning the residual stiffness, the loss of rigidity under compression after impact, reported in Figure 9a can be neglected since, under compressive loading, cracks become closed and the initial rigidity is recovered. On the contrary, the loss of rigidity is quite important under tensile loading as reported in Figure 9b. The non-linearity of the macroscopic behaviour increases progressively as a function of the incident energy level. The predicted residual stiffnesses are in quite good agreement with experimental data.

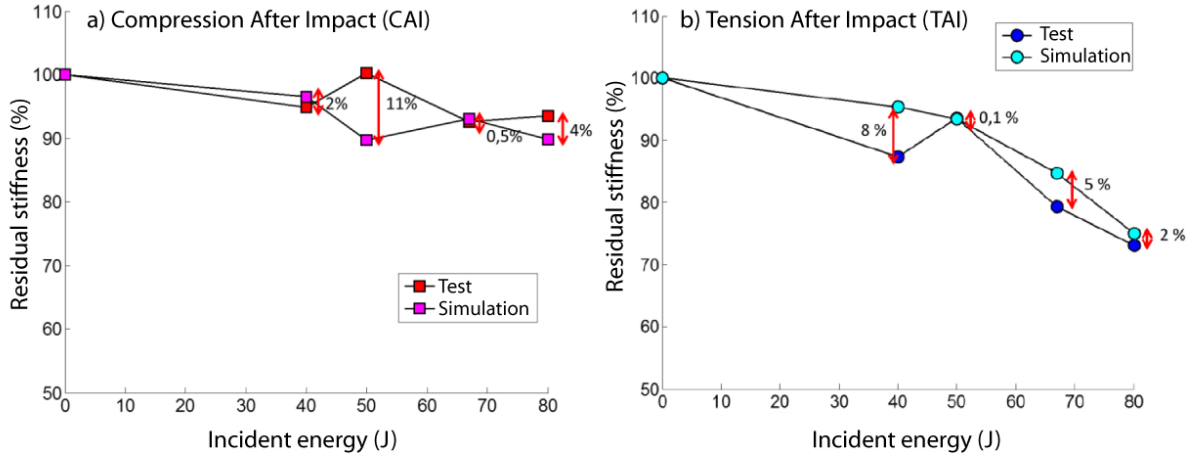


Figure 9: Effect of low velocity impact on tension and compression stiffnesses: comparison between tests and simulations.

Comparisons between the predicted and experimental residual strength for CAI and TAI are presented in Figure 10. A large reduction of the residual strength can be observed both in tension and in compression after impact. The loss is even more important in tension which means that the classical CAI test is not the most detrimental loading case to evaluate the residual performance for this 3D woven material, contrary to the laminated structures.

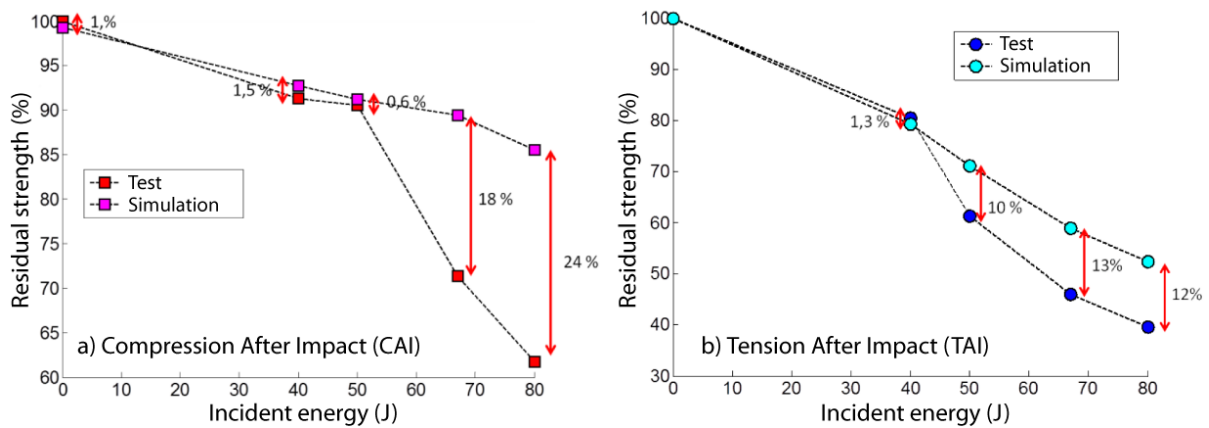


Figure 10: Effect of low velocity impact on tension and compression strengths: comparison between tests and simulations.

The evolution of residual strength can be divided into two different parts. For lower incident energy levels, representative of a drop tools, a moderate loss of strength is obtained under compression and tension and is well captured by the proposed approach. For larger levels of incident energy, a huge decrease is observed experimentally and is not described by the

proposed modelling. The introduction of couplings between matrix damages (especially inter-debondings) and yarn failures seems necessary to describe in a correct manner these tests after impact. However, it is worth remaining that the widths of the specimens are not the same in tension and in compression. It would be interesting to experimentally confirm this trend with identical specimens in tension and compression. This point is currently under investigation both from the experimental and numerical point of view.

4 CONCLUSIONS

In this study, a two-step simulation approach has been proposed and has consisted in predicting the damages induced by an impact in a 3D woven composite material in order to estimate then the residual strengths of the specimen. The same model is used as well for the impact as for the estimation of the residual performances by using the implicit FE code Abaqus/standard and the material approach ODM-PMC. The model already shows interesting predictive capabilities that can allow obtaining trends and performing comparative studies. In addition, it is now possible to numerically estimate the relationships between incident energy, dent depth, damaged area and residual performances, avoiding thus large test campaign as performed currently in aeronautical industries.

ACKNOWLEDGEMENTS

The collaboration with Snecma and Messier-Bugatti-Dowty is gratefully acknowledged. This work was partly supported under the PRC Composites, a French research project funded by the DGAC, involving SAFRAN Group, ONERA and CNRS.

REFERENCES

- [1] G.A.O. Davies and R. Olsson, Impact on composite structures, *Aeronautical Journal*, **108**, 541-563, 2004.
- [2] E.V. Gonzalez, P. Maimi, P.P. Camanho, A. Turon, and J.A. Mayugo, Simulation of drop-weight impact and compression after impact tests on composite laminates, *Composite Structures*, **94**, 3364-3378, 2012.
- [3] S. Rivallant, C. Bouvet, and N. Hongkarnjanakul, Failure analysis of CFRP laminates subjected to compression after impact: FE simulation using discrete interface elements, *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, **55**, 83-93, 2013.
- [4] G.A. Bibo and P.J. Hogg, The role of reinforcement architecture on impact damage mechanisms and post-impact compression behaviour, *Journal of Materials Science*, **31**, 1115-1137, 1996.
- [5] C.H. Chin, M.H. Lai, C.M. Wu, Compression failure mechanisms of 3-D angle interlock woven composites subjected to low-energy impact, *Polymers & polymer composites*, **12**, 309-320, 2004.

- [6] F. Chen, J.M. Hodgkinson, Impact behaviour of composites with different fibre architecture, *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part G: Journal of Aerospace Engineering*, **223**, 1009-1017, 2009.
- [7] S. Heimbs, B.R. Van Den Broucke, Y.D. Kergomard, F. Dau, B. Malherbe, Rubber Impact on 3D Textile Composites, *Applied Composite Materials*, **19**, 275-295, 2012.
- [8] N. Carrere, F. Laurin, J.-F. Maire, Micromechanical-based hybrid mesoscopic 3D approach for non-linear progressive failure analysis of composite structures, *Journal of Composite Materials*, **46**, 2389-2415, 2012.
- [9] J.-F. Maire, J.-L. Chaboche, A new formulation of continuum damage mechanics (CDM) for composite materials, *Aerospace Science and Technology*, **1**, 247-257, 1997.
- [10] L. Marcin. Modélisation du comportement, de l'endommagement et de la rupture des matériaux composites à renforts tissés pour le dimensionnement robuste de structures. *Doctorate thesis, Université de Bordeaux I, France*, 2010.
- [11] C. Rakotoarisoa, F. Laurin, et al., Fatigue life time prediction of interlock woven fabric composites with polymer matrix., *17^{ème} Journées Nationales des Composites*, Poitiers, France, 2011.
- [12] F. Laurin, N. Carrere, and J.-F. Maire, A multiscale progressive failure approach for composite laminates based on thermodynamical viscoelastic and damage models, *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, **38**, 198-209, 2007.
- [13] J.-F. Maire, O. Lesné, C. Petipas, A new approach to time-dependent behaviour of organic composites., *10^{ème} Journées Nationales des Composites*, Paris, France, 742-748, 1996.
- [14] M.J. Hinton, A.S. Kaddour, Triaxial test results for fibre-reinforced composites: The Second World-Wide Failure Exercise benchmark data, *Journal of Composite Materials*, **47**, 653-678, 2012.

DEVELOPMENT OF A FATIGUE MODEL FOR 3D WOVEN POLYMER MATRIX COMPOSITES BASED ON A DAMAGE MODEL

C. Rakotoarisoa^{1,2*}, F. Laurin¹, M. Hirsekorn¹, J.-F. Maire¹, L. Olivier²

¹Onera – The French Aerospace Lab, F – 92322 Châtillon

²Snecma Villaroche, F – 77550 Moissy-Cramayel

* carole.rakotoarisoa@onera.fr

Keywords: fatigue, damage model, woven, cumulative law

Abstract

A new fatigue model for woven polymer matrix composites (PMC) is presented, based on a combination of a macroscopic static damage model and a cumulative matrix damage law. The proposed damage model allows for predicting fatigue lifetime for a large range of complex load cases, except for spectral loadings. Tensile tests at 0°, 90° and 45° with respect to the warp direction performed on carbon/epoxy woven interlock materials are used to identify the static and fatigue parameters of the model. The predictions of the fatigue lifetime for different configurations agree well with available test results. The aim is to apply the present approach to predict the lifetime of industrial woven PMC structures.

1 Introduction

Because of their very good mechanical properties – improved through-thickness elastic properties, resistance to delamination and to impact damage – and the simplicity of the manufacturing process compared to laminates, composites with 3D interlock woven reinforcements are more and more used in industrial applications, and are exposed to increasingly severe conditions and for longer lifetimes. This is the case for some aircraft engine components, such as fan blades, which are exposed to a very high number of engine cycles (start, take-off, flight, landing and shut down). However, modeling the behavior of interlock woven composites is still a scientific challenge, and consequently large safety factors are currently used in the design aeronautical structures. This difficulty comes from the complexity and the multiplicity of the damage mechanisms involved during both static and cyclic loadings. Moreover, the study of fatigue behavior and fatigue lifetime of these woven composites is still a key point in the design of engine components. Special attention has been paid to minimizing the computational costs in order to transfer this kind of approach to engineering design offices.

Fatigue models have been developed for metal structures since the 1840s. However, there are several fundamental differences between PMC and metals: for example, there is no visible crack for almost the complete lifetime in metals, whereas cracks (at micro and mesoscopic scale) appear very early in the life of composite structures. For that reason, the fatigue methodologies developed and validated for metal structures are not suitable for composite structures.

Several fatigue models for composite structures already exist and can be found in the literature. The review of Degrieck and Van Paepegem [1] proposes a classification of the

fatigue models in three major categories: (i) fatigue life models, which do not take into account damage mechanisms and are empirically related to experimental data; (ii) phenomenological models developed to predict residual stiffness and strength; and finally (iii) progressive damage models, which describe the material behavior, predict residual stiffness and strength, and can be used in Finite Element simulations to study industrial structures. Since our aim is the application to industrial composite structures, a progressive damage approach has been chosen.

Lemaitre *et al.* [2] developed an incremental fatigue model designed for PMC with a detailed description of damage mechanisms. However, every single loading cycle is modeled, and therefore computation costs are very high. Moreover, this model has been developed for unidirectional laminates and not for woven composites. Hochard *et al.* [3] developed a fatigue damage approach as a combination of a static damage model and a cumulative damage evolution law. With their model, there is no need of modeling every single cycle. Thus, computational costs are lower than for the incremental model, although to some extent, damage mechanisms are still taken into account. However, this model is designed for 2D woven laminates and not for 3D woven interlocks. Marcin *et al.* [4] studied the behavior of interlock woven PMC under static loadings. A damage model (Onera Damage Model, ODM) has been developed specifically for these woven composites, taking into account their particular damage mechanisms.

In this paper, a damage model able to predict fatigue lifetime of components made of interlock woven PMC is presented. It is based upon ODM, but extended to fatigue load cases following the methodology proposed in [3]. The fatigue model is finally compared to available experimental data (static and fatigue test cases).

2 Modeling

2.1 Static model review

Modeling interlock woven PMC can be done at different scales of the composite. Some use models at the mesoscale [5-7], which allows for a precise description of the damage mechanisms. However, this kind of approach is computationally expensive and can thus only be used to simulate elementary specimens. One of the main advantages of macroscopic models [3, 8] consists in being able to model complex industrial structures.

The Onera Damage Model (ODM) has been developed at Onera in order to model damage in woven interlock composites. It is able to describe macroscopic static behavior taking into account the effect of damage and to predict final failure of the specimen (see Figure 1). ODM has been developed for both ceramic and polymer matrix composites [4, 8, 9]. The present study is dedicated to PMC. In this kind of material, damage mechanisms are complex and multiple. Moreover, due to the high contrast between fiber and matrix properties, damage is mainly oriented by the microstructure. In the model based on continuum damage mechanics, these damages are described using damage variables which describe the effects of damage on the behavior in the three main directions of the woven composite. Experimental studies have demonstrated that out-of-plane cracks appear also during in-plane tensile tests. This phenomenon is specific to woven composite because of their architecture and is called in the following the “in-plane/out-of-plane” coupling. Furthermore, the model takes into account the unilateral character of damage, *i.e.*, it distinguishes an active state of the damage, when cracks are opened, from a passive state of the damage, when they are closed due to local compression loading. The change from one state to the other is not instantaneous, because not all cracks (which are not perfectly parallel) are closed at the same time. Therefore, the deactivation index evolves continuously upon crack closure [8].

Another cause of the non-linear behavior of PMC is due to the viscosity of the matrix. In order to take into account the time-dependence of the matrix behavior, a spectral model of

viscoelasticity is used [9]. Matrix viscosity also plays an important role in predicting the behavior and the failure of PMC during creep/relaxation tests.

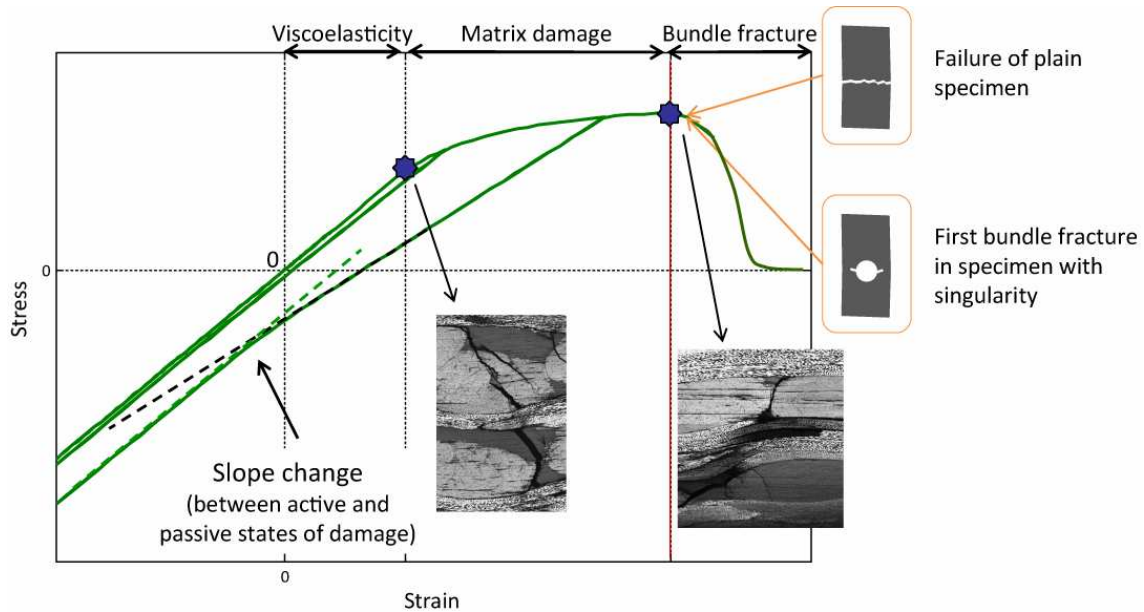


Figure 1. Macroscopic behavior of interlock woven PMC

In the case of a plain specimen with homogeneous stress and strain fields, fiber bundle fractures are catastrophic. However, in a structure presenting geometrical singularities (such as a hole), bundle fractures occur due to stress concentrations, but do not induce the final failure of the structure. Progressive bundle fracture is thus described by a softening law.

In this model, there are two kinds of damage variables: (i) those linked to non-softening behavior, called matrix damage variables (d_1^m , d_2^m and d_3^m), which include both matrix cracks and isolated fiber fracture; and (ii) those linked to softening behavior, called bundle fracture variables, which include both bundle fracture (variables d_1^f , d_2^f) and coalescence of debonded zones between bundles and matrix (variable d_3^f), similar to delaminations in laminates. The evolution laws of these different damage variables are written as:

$$d_i = d_{c(i)} \cdot \left(1 - \exp \left(- \left(\frac{\langle \sqrt{y_i} - \sqrt{y_{0(i)}} \rangle_+}{\sqrt{y_{c(i)}}} \right)^{p_i} \right) \right) \quad (1)$$

where $d_{c(i)}$ are the saturation points of damages and y_i the corresponding thermodynamic forces. $y_{0(i)}$ are the damage thresholds. $\langle \rangle_+$ are the Macaulay brackets and p_i and $y_{c(i)}$ are model parameters linked to the kinetics of damage.

2.2 Behavior under fatigue loads

ODM describes accurately the static behavior of woven PMC but it needs to be extended to fatigue loading. This extension requires a modification of the previous version of static ODM [9], consisting in (i) a new formulation dissociating the residual strain caused by damage from the mechanical strain driving the damage, and (ii) a new description of the evolution of matrix damage and fiber bundle fracture. The formulation of the proposed static and fatigue model becomes more logical from a physical point of view and presents also the advantages to be easier to identify than the previous version.

Experimental analysis has shown that the same damage mechanisms occur in woven interlock PMC during static and fatigue loads [10, 11]. The only difference between static and fatigue mechanisms is the damage kinetics. Thus, the proposed fatigue law includes the description of the evolution of matrix damage during cyclic loading into ODM. Nevertheless, damage does not directly depend on the number of cycles. The presented law describes the evolution of damage ensuring the continuity of the damage kinetics. As in the works of Hochard and Thollon [3], the damage evolution law is divided into three main blocks. The first block permits to introduce a saturation value of the damage, usually observed during fatigue loading. The second block takes into account the effect of the load amplitude on the kinetics of damage. Finally, a third block describes the influence of the maximum load applied during a cycle. With these two last blocks, all kinds of fatigue loading can be described, even creep load cases. The only exception is spectral loading, in which all cycles have a different load evolution. The evolution under fatigue loading of the three matrix damage variables is thus given by:

$$\frac{\partial d_{i \text{ total}}^{(m)}}{\partial N} = \left(d_{c(i)}^{\text{Fatigue}} - d_{i \text{ total}}^{(m)} \right)^{\gamma_i} \left(1 + \left(\frac{\Delta y_i}{\Delta y_{0(i)}^{\text{Fatigue}}} \right)^{\beta_i} \right) \left(\frac{\langle y_{(i)\text{max}}^{(m)} - y_{0(i)}^{\text{Fatigue}} \rangle_+}{y_{c(i)}^{\text{Fatigue}}} \right)^{\delta_i} \quad (2)$$

$$\Delta y_i = y_{(i)\text{max}}^{(m)} - y_{(i)\text{min}}^{(m)} \quad \text{with } i = \{1, 2, 3\} \quad (3)$$

where $d_{i \text{ total}}^{(m)}$ is the total cumulated matrix damage (static and fatigue), N the number of cycles, y_{min} and y_{max} respectively the minimum and maximum driving forces. d_c^{Fatigue} is the saturation point of matrix damage for fatigue loads (usually assumed to be equal to the saturation point in the static case), y_0^{Fatigue} is the fatigue damage threshold under which no damage can appear. γ , β , δ , $\Delta y_0^{\text{Fatigue}}$ and y_c^{Fatigue} are model parameters.

The damage evolution depends on driving forces [3, 12] (also called thermodynamic forces) instead of the stress tensor. This leads to a scalar (instead of a tensor) formulation of fatigue load, which is easier to analyze and to generalize to multiaxial loading. The matrix damage driving forces for static loads are also assumed to drive the matrix damage during fatigue loads.

The fibers are assumed to be insensitive to fatigue loads [13]. However, we can easily understand that the higher the cumulated matrix damage, the higher the load transfers to the fiber bundles. Consequently, fiber bundle fracture variables have the same kinetics as in the case of static loading, but an influence of the matrix damage on bundle fracture is introduced (this influence is available for both static and fatigue loadings).

2.3 Model strategy

The strategy of using the fatigue model to calculate lifetime and residual strength of woven PMC components is presented in Figure 2. The input parameters are the material properties, the maximum fatigue load, the loading ratio, the maximum number of cycles and, as fatigue loadings are divided in groups of cycles, the number of cycles in one group of cycles.

A first loading up to maximum load is simulated using the quasi-static model. If the material has not failed, the first group of cycles is applied. The resulting matrix damage variables are calculated by means of the cumulative damage law. Then, in order to check the fiber bundle failure criterion and to be able to perform next fatigue calculation, strain fields, fiber bundle fracture variables, and matrix damage driving forces are updated.

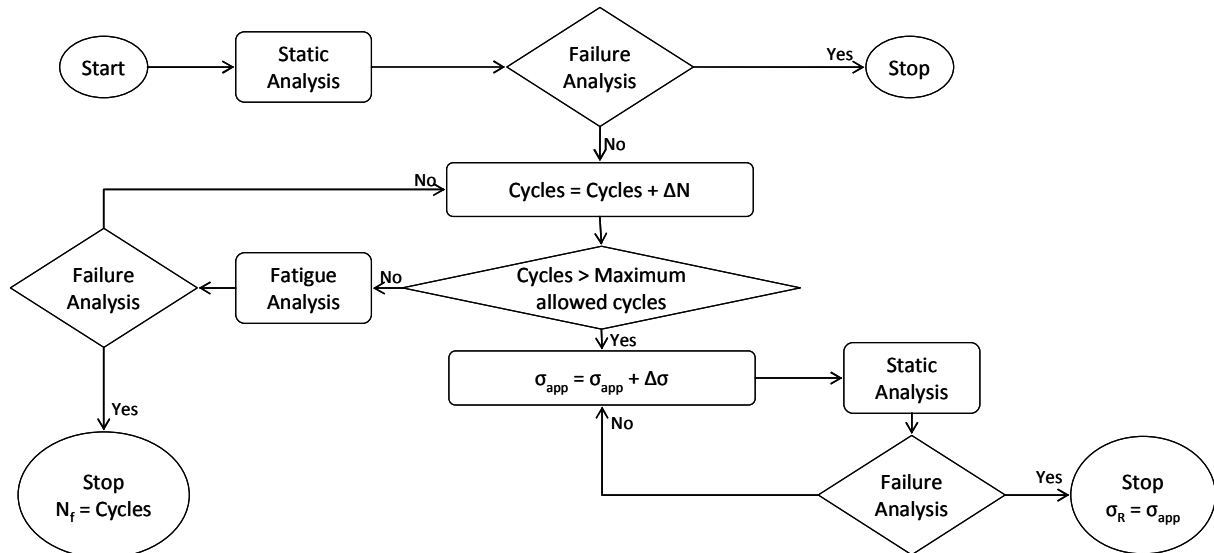


Figure 2. Modeling strategy for lifetime and residual strength prediction

These two steps (fatigue calculation and fields updating) constitute the Fatigue Analysis reported in Figure 2. As long as the maximum number of cycles, or the failure criterion, has not been reached, a loop on this Fatigue Analysis is carried out.

If the maximum number of cycles allowed by the user is reached without failure of the component, a residual strength analysis can be performed. To do so, an increasing load is simulated using the static damage model until failure occurs. It is important to note that in the case of a plain specimen, the first bundle fracture is catastrophic. Hence, a simple fiber bundle fracture criterion is employed:

$$y_i^{(f)} - y_{0(i)}^{(f)} \geq 0 \quad (4)$$

where $y_i^{(f)}$ is fiber bundle fracture driving force (influenced by matrix damage) and $y_{0(i)}^{(f)}$ the corresponding fiber bundle failure threshold.

After the calculation of the matrix damage accumulated during a group of cycles, the strain fields, the bundle fracture variables and the matrix damage driving forces can be updated by simulating an entire cycle with the quasi-static model. In this work, in order to decrease the computational costs of the model, the updating is performed at three characteristic load levels only: Maximum and minimum load were chosen in order to calculate parameters needed for the failure analysis and the next fatigue analysis. The mean load is chosen in order to avoid overestimation of viscous strain.

3 Results

3.1 Comparisons between experimental and modeling results

Static material properties are identified by means of static incremental tensile loading/unloading tests in warp and weft direction of carbon/epoxy woven interlocks materials. Viscous parameters are identified by means of creep test at different stress levels on an interlock carbon/epoxy material oriented at 45 degrees with respect to the warp direction. The results of the model are compared to experimental data in Figures 3 and 4. The stress and strain axes are normalized for confidential reasons.

In order to identify the parameters of the fatigue matrix damage evolution law, the carbon/epoxy interlocks have been tested under tensile fatigue loading in warp and weft direction. Note that in the simulations the β and $\Delta y_0^{\text{Fatigue}}$ parameters have been fixed in order to eliminate the influence of the load amplitude, since all the available experimental data have

been obtained at the same loading ratio. The fatigue saturation value and damage threshold are set equal to those defined for static loading. The predicted and experimental curves of stiffness degradation are shown in Figure 5. The influence of matrix damage on the bundle failure criterion is identified from only one fatigue test in warp and weft direction (one data point on Figures 6 and 7).

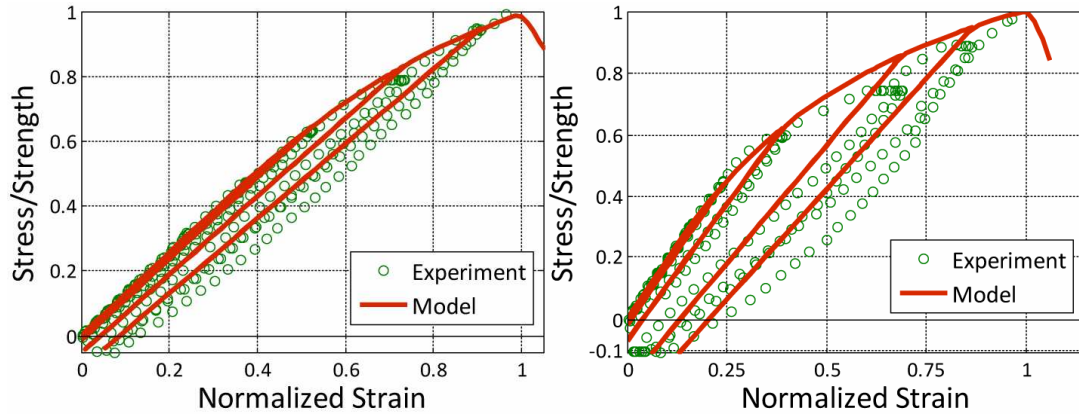


Figure 3. Experimental data and modeling results for interlock woven PMC in warp direction (left) and in weft direction (right)

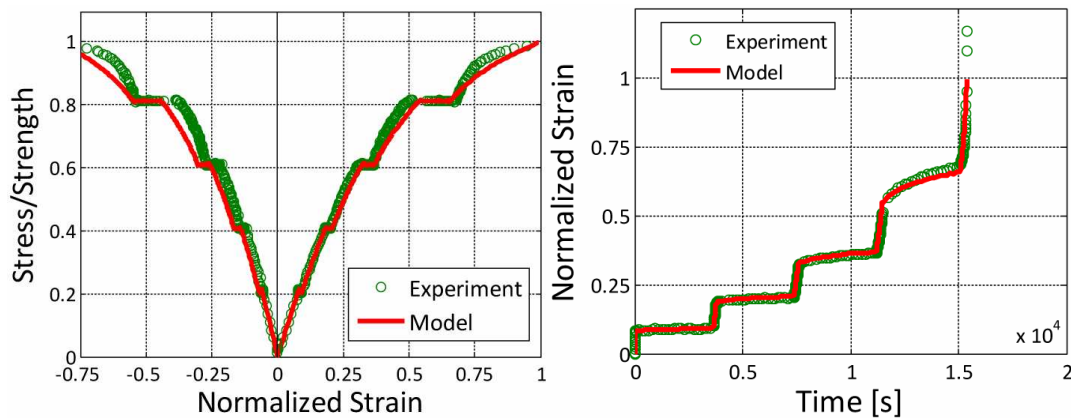


Figure 4. Experimental data and modeling results for woven interlock PMC under creep load in 45° direction

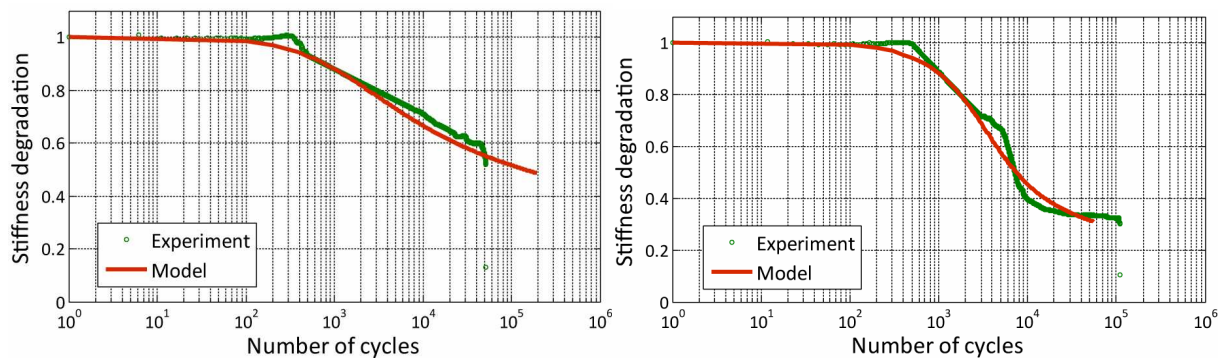


Figure 5. Stiffness degradation during fatigue loads: on the left, in warp direction (68% of the strength); on the right, in weft direction (71% of the strength)

The experimental data, obtained on a woven carbon/epoxy interlock material, have been provided by Snecma. All the tests have been performed with the same loading ratio but with different levels of maximum loads. The S-N curves predicted with the proposed fatigue model

in the warp and weft direction are shown in Figures 6 and 7, respectively. The results are in good agreement with the available experimental data. The present model can also be applied to complex multi-axial fatigue loading, with the only exception of spectral loadings.

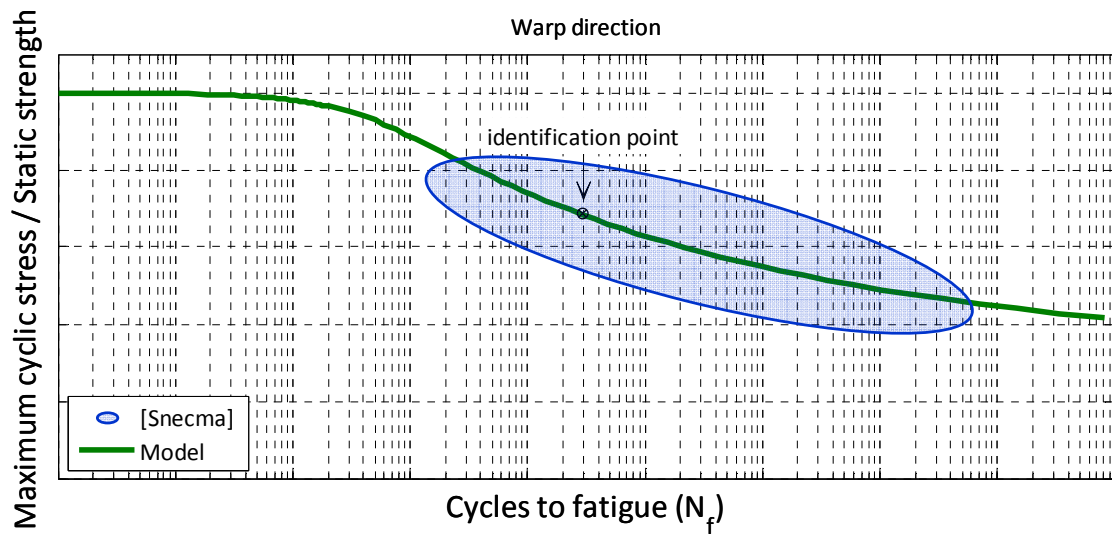


Figure 6. S-N curve predicted with ODM_Fatigue compared to experimental data in warp direction

3.2 Other predictive capabilities of the present approach

A residual strength (σ_R) analysis can be performed combining static and fatigue loadings as shown in Figure 2. For a given maximum cycle stress σ_{max} , the residual strength curve represents the static load that a specimen can still handle after having been exposed to a certain number of cycles $N \leq N_R(\sigma_{max})$. This ensures that the initial strength is equal to the static strength, and that after constant amplitude fatigue loading, failure occurs when the applied stress reaches the current value of strength. The simulated residual strength curve corresponding to $\sigma_{max} = 66\%$ of the static strength is shown in Figure 7.

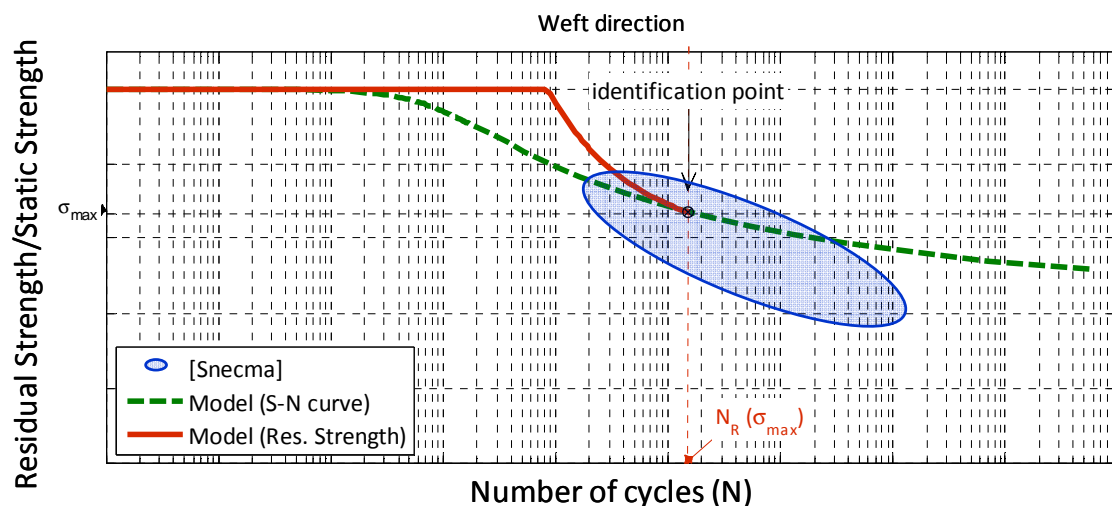


Figure 7. S-N curve predicted with ODM_Fatigue compared to experimental data in weft direction and predicted residual strength for a maximum load equal to 66% of the static strength

3 Conclusions

This paper presents a fatigue damage model for woven PMC, based on a damage model developed for interlock woven PMC under static loadings (ODM). In order to consider fatigue load cases, a cumulative matrix damage law has been introduced, and this matrix damage leads to load transfer to fiber bundles, influencing the failure of fiber bundles. The proposed macroscopic fatigue model permits to simulate complex load cases with different stress levels and/or different amplitude, except for spectral loading. The model shows a good agreement with experimental results in terms of fatigue lifetime, while the computational costs are much lower than those of incremental fatigue models. Moreover, it is possible to combine static and fatigue loadings and also to consider multiaxial fatigue load cases. Future work consists in the application of the present model to predict the lifetime of industrial woven PMC structures.

Acknowledgement

This work has been carried out in collaboration with Snecma (Safran Group) and the Université de Technologie (UTC) de Compiègne. This study is closely connected to the PRC-Composites research project between Onera – The French Aerospace Lab and Safran Group.

References

- [1] Degrieck J., Van Paepegem W.: *Fatigue damage modeling of fibre-reinforced composite materials: Review*. Applied Mechanics Reviews, **54**, pp. 279-300 (2001).
- [2] Lemaitre J., Desmorat R., Sauzay M.: *Anisotropic damage law of evolution*. European Journal of Mechanics, **19**, pp. 187-208 (2000).
- [3] Hochard C., Thollon Y.: *A generalized damage model for woven ply laminates under static and fatigue loading conditions*. Int. Journal of Fatigue, **32**, pp. 158-165 (2010).
- [4] Marcin L., Maire J.-F., Carrère N.: *Development of a Macroscopic Damage Model for Woven Ceramic Matrix Composites*. Int. J. Damage Mechanics, **20**, pp. 939-957 (2011).
- [5] Grail G., Hirsekorn M., Carrère C., Hivet G., Hambli R.: *Lien entre paramètres matériaux/procédés et performances d'une structure composite à renfort tissé: approche multimodèle et multiéchelle*. Proceeding of JNC17, Poitiers, France, (2011).
- [6] Couegnat G.: *Approche multiéchelle du comportement mécanique de matériaux composites à renfort tissé*. PhD Thesis of University of Bordeaux 1. (2008).
- [7] Scida D., Aboura Z., Benzeggagh M.L., Bocherens E.: *A micromechanics model for 3D elasticity and failure of woven-fibre composite materials*. Composites Science and Technology, **59**, pp. 505-517 (1999).
- [8] Maire J.-F., Chaboche J.-L. : *A new formulation of continuum damage mechanics (CDM) for composite materials*. Aerospace Science and Technology, **1**, pp. 247-257 (1997).
- [9] Marcin L. : *Modélisation du comportement, de l'endommagement et de la rupture de matériaux composites à renforts tissés pour le dimensionnement robuste de structures*. PhD Thesis of University of Bordeaux 1 / Onera – The French Aerospace Lab (2010).
- [10] Schneider J.: *Mécanismes d'endommagement dans les composites multicouches à renforts interlock*. PhD Thesis of Université de Technologie de Compiègne UTC (2011).
- [11] Henry J., Aboura Z., Khellil K., Otin S.: *Suivi de l'endommagement en fatigue d'un composite à renfort Interlock Carbone/Epoxy par Emission Acoustique*. Proceedings of JNC 17, Poitiers, France (2011).
- [12] Gornet L., Ijaz H.: *High Cycle Fatigue Damage Model for Delamination Crack Growth in CF/Epoxy Composite Laminates*. Int. J. Damage Mechanics, **20**, pp. 783-807 (2011).
- [13] Song D.Y., Nobuo O.: *Approximate estimation of fatigue strength of polymer matrix composites by material properties*. Materials Science and Engineering A, **254**, pp. 200-206 (1998).

IX. Annexe 2 : Curriculum Vitae

Frédéric LAURIN

60 Avenue Paul Langevin.

✉ frederic.laurin@onera.fr

92260 Fontenay aux Roses, France.

☎ 01.46.73.46.92

Né le 08 Mars 1979

Marié, trois enfants

FORMATION

- 2002 - 2005 : **Doctorat de mécanique de l'Université de Franche-Comté,**
- 2001 - 2002 : **DEA Mécanique des Solides, Université d'Aix Marseille II**
- 1999 - 2002 : **Diplôme d'ingénieur de l'Ecole Centrale Marseille**

ACTIVITES PROFESSIONELLES

- Depuis 2005 : **Ingénieur de recherche à l'ONERA**
Ingénieur de recherche dans le Département Matériaux et Structures Composites (DMSC), au sein de l'unité Modélisation et Caractérisation Mécanique des Composites (MC²).
 - Responsable ONERA de l'étude **PRC Composites** (2010-2015), projet de recherche concerté avec le groupe SAFRAN, financé par la DGAC et portant sur la modélisation des matériaux tissés 3D.
 - Participation au projet **Industrialisation of STAF/STRENGTH methods** financé par AIRBUS (2013-2014), contribution centrée sur le transfert des approches de l'endommagement et de la rupture développées à l'ONERA au sein des outils de calculs utilisés par AIRBUS.
 - Participation au projet **STRENGTH** financé par la DGA et piloté par AIRBUS (2010-2013), contribution centrée autour de la modélisation de l'amorçage du délaminage dans les structures composites stratifiées sous sollicitations complexes tridimensionnelles.
 - Participation au projet **STAF** financé par la DGA et piloté par AIRBUS (2009-2010), contribution centrée **autour de la compréhension des mécanismes de rupture hors-plan** dans les structures stratifiées.
 - Responsable de l'étude **ADO AIRBUS / ONERA** (2006-2009) portant sur l'évaluation des méthodes industrielles d'analyse de la tenue de structures composites sous sollicitations complexes (incluant un détachement sur le site d'AIRBUS-France de Novembre 2006 à Mai 2007) et proposition d'approches multiéchelles de la rupture alternatives.
 - Responsable de l'étude **ONERA / CEA Valrho** sur le dimensionnement de structures composites hautes performances (2005-2008).
 - Participation au projet **AMERICO** financé par la DGA et piloté par l'ONERA (2002-2007), contribution centrée autour de l'analyse de la tenue de structures composites.

- 2002-2005 : **Doctorat de mécanique de l'Université de Franche-Comté effectué à l'ONERA**
Thèse avec financement DGA soutenue le 18 Novembre 2005 avec mention très honorable. Responsables : J.-F. Maire et N. Carrère (ONERA). Directeur de thèse : D. Perreux (LMARC Besançon). Sujet de thèse : « *Analyse Multiéchelle des mécanismes de rupture et de la tenue structurale des composites à matrice organique* ».
- été 2001 : **Université du Maryland, Washington USA.**
Département des matériaux composites.
Stage ingénieur. Développement et réalisation d'essais de compression sur structures composites sandwich.

ACTIVITÉS D'ENSEIGNEMENT

- Depuis 2015: **Cours et encadrements de TD à l'école d'ingénieur INSA Centre Val de Loire, vacataire intervenant en 4^{ème} et 5^{ème} années**
Cours et TD des matières « matériaux polymères », « matériaux avancés » et « matériaux composites » (76 heures).
- Depuis 2013: **Participation à une formation au sein de SAFRAN University**
Formation destinée aux ingénieurs du groupe SAFRAN portant sur la « Mécanique des Matériaux et des Structures Composites » d'une durée totale de 3 jours.
- 2011-2015: **PAST à l'école d'ingénieur INSA Centre Val de Loire intervenant en 4^{ème} et 5^{ème} années**
Cours et TD des matières « matériaux pour l'ingénieur », « matériaux polymères », « matériaux avancés » et « matériaux composites » (96 heures).
- Depuis 2010 : **Participation à une formation du collège polytechnique**
Formation destinée aux ingénieurs portant sur les « Performances dynamiques et statiques des structures composites » d'une durée totale de 3 jours.
- 2007-2011 : **Cours et encadrements de TD à l'école d'ingénieur EPF intervenant en 4^{ème} et 5^{ème} années**
Cours et TD de la matière « dimensionnement de structures aéronautiques et aérospatiales en matériaux composites » (21 heures) et TD de la matière « éléments finis » (8 heures).

DESCRIPTION SUCCINCTE DE MES TRAVAUX DE RECHERCHE

Publications associées

Mon travail de recherche s'inscrit essentiellement autour de trois axes: (i) Développer des approches avancées de l'endommagement et de la rupture permettant de décrire les différents mécanismes d'endommagement (fissuration transverse, délaminage...) et de prévoir la tenue de structures composites sous sollicitations tridimensionnelles complexes. (ii) Transférer aux industriels du domaine aéronautique, les méthodes de calculs, en les adaptant à leur besoins et en démontrant les gains apportés par l'utilisation de ces approches innovantes de la rupture sur différents cas tests représentatifs de problématiques industrielles. (iii) Développer les procédures de caractérisation et d'identification des modèles à partir de résultats d'essais sur structures composites au travers d'un étroite dialogue entre les essais et les calculs.

Concernant le développement de méthodes de prévision de l'endommagement et de la rupture des structures composites, j'ai développé plusieurs approches présentant différents niveaux de complexité.

Mes premiers travaux de recherche ont porté sur la proposition d'un modèle multiéchelle progressif de la rupture qui soit apte à prévoir la tenue de structures composites stratifiées d'unidirectionnels sous chargements multiaxiaux dans le plan. Ce travail a été réalisé dans le cadre d'une thèse de doctorat (2002-2005) de l'Université de Franche-Comté sous la direction de D. Perreux (LMARC) et réalisée à l'ONERA sous l'encadrement de J.-F. Maire et de N. Carrère. On notera que l'ONERA était alors spécialisé dans le développement de lois avancées d'endommagement thermodynamiques pour les composites, et non dans la proposition de modèles de rupture. Cette étude s'inscrivait dans le cadre d'un Projet d'Etude Amont (PEA) Américo qui fut une importante action de recherche nationale coordonnée par l'ONERA et menée en collaboration avec de nombreux laboratoires universitaires et industriels.

[A2,A3]

[B1,B2]

[C1]

[C4,B5]

Durant cette thèse, un modèle multiéchelle progressif de rupture a été développé afin de prévoir la rupture d'un stratifié sous chargement complexe dans le plan à partir de la connaissance des propriétés thermomécaniques (rigidité et résistance) du pli unidirectionnel. Nous avons montré que le développement d'une approche multiéchelle de la rupture, prédictive pour différentes séquences d'empilement, nécessitait la prise en compte du caractère progressif de la rupture des plis au sein d'un stratifié jusqu'à la rupture finale. Le principe de l'approche proposée peut être décomposé en quatre points: (i) une loi de comportement thermo-viscoélastique afin de déterminer de façon satisfaisante les champs de contraintes régnant au sein de chaque pli, (ii) un critère de rupture du pli UD distinguant les modes de ruine fibre et interfibre, ainsi que les mécanismes de rupture en traction et en compression, (iii) un modèle de dégradation thermodynamiquement admissible afin de diminuer progressivement les propriétés mécaniques d'un pli rompu au sein du stratifié et (iv) la définition de la rupture finale du stratifié qui dépend de l'application industrielle et ne se résume pas à la rupture des fibres. Les prévisions de comportements à rupture de différents stratifiés (empilements et matériaux) ainsi que les prévisions d'enveloppes de rupture macroscopiques sont en bon accord avec les données expérimentales sur éprouvettes lisses stratifiées issues de la littérature, et notamment avec les résultats d'essais fournis dans le cadre de l'exercice international « World Wide Failure Exercise» (WWFE-I), visant à évaluer la maturité des approches de rupture existantes pour les stratifiés sous chargements multiaxiaux plans. De plus, un apport original de ce travail de thèse consiste en la prise en compte de la variabilité des propriétés du pli unidirectionnel (comportement et rupture) afin d'estimer la confiance sur la prévision de la rupture finale du stratifié. Cette méthodologie d'identification, grâce à la diversité des informations obtenues (encadrement des contraintes à rupture, l'influence des différents paramètres, probabilité de rupture), peut constituer une aide précieuse au dimensionnement robuste de structures composites. Enfin, afin de prévoir la tenue de

[A6,C5] structures composites stratifiées, le modèle « matériau » proposé a été implémenté dans le code de calculs éléments finis Zset développé par l'Ecole des Mines, Northwest Numerics et l'ONERA et appliqué à différents cas structuraux. Dans le cas de structures présentant de fortes singularités géométriques, la rupture de la pièce n'est pas due aux premières ruptures de fibres dans la structure, mais à l'instabilité de ces ruptures de fibres. Afin de rendre ce modèle transférable en milieu industriel, le choix s'est alors porté sur les méthodes à distance caractéristique (point stress, average stress, volume caractéristique de rupture), nécessitant un essai de recalage sur structures à fort gradient, et leurs prévisions ont été comparées avec succès aux résultats d'essais de traction sur éprouvettes multi-perforées testées à l'ONERA. Enfin, sous chargement de compression, la prévision de la tenue de structures est rendue délicate par l'apparition de phénomènes d'instabilité structurale telle que le flambement pour des structures minces. Il a donc été montré qu'il était nécessaire pour prévoir correctement la tenue de structures composites sous chargement de compression de prendre en compte la compétition existante entre les ruptures de plis (aspect matériau) et le flambement (aspect structural), en considérant le stratifié comme une structure (plaque ou tube).

[A5,A8]

[C2]

[A4, A7]

[B3,C3]

L'approche multiéchelle progressive de la rupture, proposée dans le cadre de ma thèse, ne traite que des mécanismes de ruine dans le plan. De plus, on notera que ce modèle n'avait pas vocation à prévoir finement l'endommagement au sein de structures composites stratifiées, mais uniquement d'estimer correctement l'influence de l'endommagement sur la rupture, l'objectif de cette approche étant de prévoir la rupture de stratifiés. Enfin, les différentes techniques de prévision de la ruine de plaques perforées testées durant la thèse ne rendent pas compte de la dégradation violente et soudaine des propriétés mécaniques due à une rupture en mode fibre.

[B4,B9]

[C7-C8]

[A9-A11]

[B6,C10]

[B17,C15]

[B20,C22]

Aussi, mes activités de recherche se sont poursuivies à l'ONERA tout d'abord au Département Mécanique du Solide et de l'Endommagement DMSE (2005-2007) puis dans le Département Matériaux et Structures Composites DMSC (depuis 2007), et se sont tout d'abord portées sur la modélisation des effets des ruptures de plis unidirectionnels en mode fibre sur les propriétés mécaniques, par un comportement de type adoucissant, ce qui s'avère nécessaire pour prévoir de manière satisfaisante la ruine d'éprouvettes à fort gradient, telles que les plaques trouées ou entaillées. Toutefois, l'usage de ce type de lois présente des problèmes de dépendance au maillage qui peuvent être résolus par l'introduction de méthodes de régularisation (non-local, effet retard, ...). Les lois adoucissantes développées, associées à des méthodes de régularisation, ont été évaluées aux travers de comparaisons avec les résultats d'essais (i) sur plaques trouées en traction présentant différentes configurations de perforation, (ii) sur des assemblages boulonnés (thèse ONERA F.-X. Irisarri) ou plus récemment (iii) pour simuler les endommagements induits par impact basse vitesse/basse énergie (thèse ONERA E. Troussel). On notera que la maturité de ces méthodes de régularisation fait toujours l'objet d'études à l'ONERA, comme dans la communauté de « mécanique numérique ».

[A14]

[B8,C11]

Par la suite, j'ai participé activement au développement d'une approche tridimensionnelle permettant de prévoir finement l'endommagement et la rupture de structures composites stratifiées. Dans le cadre du « World Wide Failure Exercise II » (WWFE-II) dédié à la prévision de la rupture de stratifiés sous chargements triaxiaux, il a été proposé une approche hybride Micro/Méso de la rupture afin de prévoir la ruine de stratifiés sous sollicitations 3D complexes à partir de la connaissance des propriétés thermomécaniques des plis unidirectionnels élémentaires. L'idée majeure de cette approche consiste à introduire à l'échelle mésoscopique les effets des ruptures intervenant à l'échelle micromécanique (comme les effets de décohésions fibre/matrice sur le comportement non linéaire et sur les résistances du pli unidirectionnel). L'évolution et les effets de ces « micro-dommages » (décohésion fibre/matrice, rupture matricielle...) sont décrits par un modèle d'endommagement continu. L'introduction des micro-dommages dans le modèle a

- [A16] permis de rendre compte naturellement (i) de l'influence de la pression hydrostatique sur le comportement et la rupture et (ii) du renforcement de la résistance apparente d'un pli UD sous sollicitation combinée de compression/cisaillement. De plus, dans le cadre du « World Wide Failure Exercise III » (WWFE-III) dédié à la prévision fine de l'endommagement et de la rupture de structures stratifiées sous chargements plans, ce modèle a été enrichi d'une description fine de l'évolution de la fissuration transverse et des micro-délaminaages apparaissant en pointe de fissure aux interfaces entre les plis. Afin de prévoir l'influence de l'épaisseur du pli sur les seuils de fissuration, un critère mixte issu de la compétition entre un critère « énergétique » et un critère en « contrainte » a été proposé. Les cinétiques d'endommagement associées dépendent également de l'épaisseur du pli. On notera que le couplage fort introduit entre les micro-délaminaages et la fissuration matricielle permet de rendre compte simplement de la saturation de l'endommagement. Les effets de ces endommagements sur le comportement sont déterminés numériquement par calculs éléments finis et ne nécessitent donc pas d'essais supplémentaires. Ce modèle a, par la suite, été implémenté dans le code de calcul Zset. L'idée de ce travail a consisté à proposer une approche avancée permettant de prévoir l'endommagement et la rupture des structures stratifiées d'unidirectionnels pour l'ensemble des 39 cas tests proposés dans le cadre des trois « World Wide Failure Exercises » pour les 10 matériaux composites considérés (Verre/Epoxy et Carbone/Epoxy). Les prévisions de ce modèle avancé d'endommagement et de rupture ont été confrontées avec succès à l'ensemble des cas tests fournis dans les deux premiers WWFEs concernant la prévision de la rupture de stratifiés sous chargements multiaxiaux plans et triaxiaux. De plus, les prévisions de l'évolution des densités de fissuration transverse ont été également confrontées aux résultats issus de la littérature ou réalisés à l'ONERA. Enfin, une comparaison entre les différentes approches existantes dans la littérature a été effectuée par les organisateurs des WWFEs, et le modèle proposé se situe parmi les meilleures approches au niveau international.
- [A13, A15] [B15,B27] [C21] Toutefois, ces approches avancées ne peuvent être aujourd'hui utilisées dans l'industrie de par leur complexité et les coûts de calcul associés. Aussi, une part importante de mon travail a consisté au transfert des modèles d'endommagement et de rupture développés à l'ONERA, aux industriels du domaine de l'aéronautique, et plus particulièrement à AIRBUS et SAFRAN aux travers de différents projets.
- [B20,B21] Dans le cadre du projet ADO AIRBUS /DLR/ONERA (2006-2009), des méthodes innovantes d'analyse de la tenue de structures composites soumises à des chargements complexes 3D, qui puissent par la suite être intégrées dans la chaîne de calcul composite AIRBUS, ont été proposées. Cette étude a été divisée en deux parties: Durant la première phase, j'ai été détaché à AIRBUS Toulouse, au sein du bureau des méthodes de calcul composites durant 7 mois (11/2006 au 06/2007) et j'ai évalué les avantages et les limitations des méthodes de dimensionnement de structures composites utilisées à AIRBUS. Durant la deuxième phase du projet, j'ai proposé des méthodes alternatives d'analyse de la tenue de structures composites, répondant aux besoins et aux contraintes de l'avionneur. Un point essentiel de ce travail a consisté à proposer des approches présentant différents niveaux de complexité en fonction de la précision souhaitée ainsi que des coûts de calculs tolérés et de quantifier systématiquement l'apport et l'écart des approches alternatives en regard des méthodes existantes. Cette étude a été divisée en trois thèmes scientifiques, à savoir : (i) Les prévisions de la ruine de plaques stratifiées sous sollicitations multiaxiales planes ont été effectuées avec l'approche multiéchelle de la rupture et comparées avec succès aux résultats d'essais sur plusieurs matériaux Carbone/Epoxy. (ii) Les prévisions de la ruine de plaques stratifiées perforées sous sollicitations multiaxiales planes ont été effectuées avec l'approche de volume caractéristique de rupture et sont en bon accord avec les données expérimentales pour différentes séquences d'empilement et pour différentes configurations de perforation sur l'ensemble de la base de données AIRBUS (plus de 180 configurations d'essais). (iii) L'analyse de la tenue de structures composites, de type cornière stratifiée, sous sollicitations
- [A17,B7] [C12]

[B10,C17]	<p>hors-plan complexes a été abordée en étendant l'approche multiéchelle de la rupture pour prendre en compte l'aspect tridimensionnel tout en respectant les contraintes de l'avionneur.</p>
[C25,B24]	<p>Depuis 2011, mes activités de recherche sur les composites tissés 3D CMO et CMC se sont intensifiées. En particulier, j'assure la coordination des activités de recherche ONERA menées dans le cadre du projet PRC Composites (2010-2015) financé par la DGAC et impliquant le Groupe SAFRAN, l'ONERA et le CNRS. Le principal objectif de ce projet réside dans la proposition de modèles pour la simulation des procédés de fabrication, du comportement mécanique et de la durabilité des pièces composites tissés 3D CMC et CMO. Dans le cadre de ce projet, j'assure la gestion et le suivi de 13 thèses dont 9 se déroulent dans des laboratoires partenaires pour un budget de l'ordre de 5 M€. Mes activités de recherche portent essentiellement sur le modèle ODM (ONERA Damage Model), développé depuis plusieurs années à l'ONERA pour les matériaux tissés 3D. Mon travail consiste à étendre les modèles ODM-CMO et ODM-CMC aux cas de chargements représentatifs des problématiques du groupe SAFRAN.</p>
[C25,B25]	<p>Une des spécificités des matériaux tissés 3D, de par leur armure, réside dans leur très bonne tenue à l'impact. Les travaux menés portent donc sur la mise en place d'une chaîne de calcul dans les codes éléments finis Zset et Abaqus, reposant sur le modèle matériau ODM-CMO, permettant d'estimer les performances résiduelles statiques d'une éprouvette préalablement impactée. La validation des simulations d'impact est actuellement effectuée au travers de comparaisons avec les résultats d'essais sur matériau tissé 3D. Le modèle ODM-CMO a été validé pour des chargements de traction, toutefois les mécanismes d'endommagement et de rupture intervenant dans les structures tissées 3D sous sollicitations de compression restent encore mal connus, et ce en particulier dans les zones présentant de forts gradients de contraintes. La validation / enrichissement du modèle ODM-CMO pour ce type de chargement, représentatif de problématiques industrielles de Messier-Bugatti-Dowty, est en cours. Ces travaux sont actuellement effectués respectivement dans le cadre de la thèse ONERA d'A. Elias (2011-2014), et de la thèse CIFRE MBD d'A. Hurmane (2011-2014), dont j'assure l'encadrement ONERA avec respectivement M. Kaminski et F.X. Irisarri. Enfin, les matériaux composites sont utilisés actuellement dans l'industrie aéronautique, sous des conditions qui sont souhaitées toujours plus sévères et pour des durées toujours plus longues. Aussi, j'ai participé activement à l'extension du modèle ODM au cas de fatigue cyclique pour matériaux composites tissés 3D à matrice organique.</p>
[B16]	<p>Cette extension est rendue possible par la similarité des mécanismes d'endommagement sous</p>
[C16,C19]	<p>chargement statique et de fatigue. L'évolution de l'endommagement en fatigue est décrite grâce à une loi de cumul qui est généralisable aux chargements multiaxiaux. Les prévisions du modèle sont</p>
[C24]	<p>en bonne adéquation avec les données expérimentales des cas tests fournis par nos partenaires industriels. Enfin, les premières applications du modèle pour la prévision de la durée de vie sur structures (plaque trouée, pied d'aube...) ont également été effectuées pour montrer l'applicabilité du modèle à des cas industriels. Ces travaux ont été réalisés dans le cadre de la thèse CIFRE SNECMA de C. Rakotoarisoa (2010-2013), dont j'ai assuré l'encadrement ONERA avec J.-F. Maire.</p>
	<p>Les modèles matériaux développés ne pourront pas être transférés à un bureau d'étude sans qu'une procédure d'identification claire soit associée à l'approche proposée. Aussi, mon troisième axe de recherche porte (i) sur la mise en place d'essais originaux pour l'identification des modèles d'endommagement et de rupture ainsi que (ii) sur l'exploitation des résultats d'essais multi-instrumentés pour laquelle la mise en place d'un dialogue étroit entre les essais et les calculs est nécessaire.</p>
	<p>Tout d'abord concernant, la mise en place d'essais originaux, dans le cadre des projets STAF (2009-2010) et STRENGTH (2010-2013) pilotés par AIRBUS et financés par la DGAC, j'ai</p>

- [B11] proposé et mis en place un essai de flexion 4 points sur cornières stratifiées permettant de déterminer simplement la résistance de traction hors-plan. Les positions des rouleaux d'appui sur la cornière ont été optimisées afin de minimiser les chargements dans le plan, pour éviter la création de fissuration transverse avant le délaminage. La propagation du délaminage, amorcé à mi-épaisseur dans le rayon, est instantanée et entraîne la ruine de la cornière, permettant ainsi une identification simple de la contrainte d'amorçage du délaminage en mode I. Dans un second temps, les positions des rouleaux ont été modifiées afin de maximiser les chargements dans le plan, créant ainsi des fissures transverses dans les plis inférieurs avant le délaminage. Pour ces cornières endommagées, le délaminage s'est amorcé aux interfaces des plis fissurés. Cet essai permet d'identifier l'influence de l'endommagement intra-laminaire sur la résistance apparente de traction hors-plan. Enfin, dans le cadre de la thèse CIFRE AIRBUS de J.-S. Charrier, une campagne d'essais de dépliage sur cornières stratifiées a été réalisée pour valider le modèle 3D de la rupture progressive. L'idée consiste à faire varier les dimensions des bras des cornières, sollicitées en dépliage (4 configurations d'essais de dépliage sont utilisées), pour obtenir différents états de contraintes multiaxiales dans le rayon où le délaminage intervient. On notera qu'une méthode originale de capitalisation des informations, exploitant l'état de tous les points de la structure (rompus ou non) a permis de valider les enveloppes de rupture prévues par le modèle dans les plans (σ_{33}, τ_{13}) et (σ_{33}, τ_{23}) .
- [B19,C23]
- [C17]
- [B14,A12] La complexité des mécanismes d'endommagement intervenant au sein de structures composites nécessite la multi-instrumentation des essais. Les campagnes d'essais réalisés à l'ONERA dans le cadre des différents projets avec nos partenaires sont richement instrumentés avec des moyens de mesure classiques (capteur LVDT, jauges de déformation, extensomètre), avec des méthodes de suivi de la fissuration (émission acoustique, observation du chant de l'éprouvette sous charge) et avec des méthodes de mesures de champs telles que la corrélation d'images. La comparaison des mesures de chants avec les résultats des simulations éléments finis m'a permis d'augmenter la confiance dans les conditions aux limites utilisées dans les simulations des essais sur cornières ou des essais de compression après impact. J'ai également mis en place une méthode permettant de compter automatiquement les fissures dans les plis en analysant les discontinuités du champ de déplacement mesuré par corrélation d'images. Ces mesures de densités de fissures ont ensuite été comparées avec celles déterminées par analyse des images prises sous charge et avec les courbes d'énergie cumulée mesurées par émissions acoustiques afin d'augmenter la confiance dans les mesures. Ce protocole expérimental a été mis en place dans le cadre de l'étude sur les cornières réalisées dans le projet STRENGTH. J'ai également utilisé les mesures du champ de déplacement hors-plan déterminé par stéréo-corrélation d'images pour distinguer, sur des essais de compression après impact, un flambement global (pour les éprouvettes saines) d'un cloquage local des plis dû à la présence de délaminages (pour les éprouvettes impactées), permettant ainsi de valider les différents scénarii d'endommagement introduits dans les modèles. Enfin, dans le cadre du PRC Composites, les travaux de modélisation sont effectués en lien étroit avec les résultats d'essais multi-instrumentés, pour affiner la compréhension des mécanismes d'endommagement et de rupture spécifiques à ce type de matériau. De plus, je travaille actuellement sur l'exploitation des μ -tomographies, réalisées par SAFRAN Composites, à la suite d'essais interrompus menés à l'ONERA sur éprouvettes tissées 3D CMO afin de détecter les endommagements à cœur du matériau pour s'assurer que les observations d'endommagements faites sur les chants de l'éprouvette (avec les techniques décrites précédemment) sont pertinentes et permettent de valider les modèles d'endommagement et de rupture développés à l'ONERA.
- [B24,B25]
[C25,C26]

LISTE DES PUBLICATIONS ET COMMUNICATIONS SCIENTIFIQUES

A/ Publications dans revues internationales avec comité de lecture

1. **Laurin F.**, Vizzini A., Energy absorption of sandwich panels with composite reinforced foam core, 43rd AIAA/ASME/ASCE/AHS/ASC Structures, AIAA 2002-1247.
2. **Laurin F.**, Carrère N., Maire J. F., Perreux D., Characterization and practical application of a multiscale failure criterion for composite structures, Solid Mechanics and Its Applications vol. 135 intitulé "IUTAM Symposium on Multiscale Modelling of Damage and Fracture Processes in Composite Materials", Editeurs T. Sadowski, publié par Springer Netherlands, ISBN 978-1-4020-4566-0, pp. 177-184, 2006.
3. **Laurin F.**, Carrere N., Maire J.-F., A multiscale progressive failure approach for composite laminates based on thermodynamical viscoelastic and damage models, Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, 38(1), 2007, pp. 198-209.
4. **Laurin F.**, Carrere N., Maire J.-F., Laminated composite structures subjected to compressive loading: A material and structural buckling analysis, Composite Structures, 80(2), 2007, pp. 172-282.
5. Lévêque D., Huchette C., Paulmier P., **Laurin F.**, Maire J.-F., Displacement field measurements and capitalizing on experience: Application to the analysis of the rupture of holed composite plates, Composites Science and Technology, 69(1), 2009, pp. 67-72.
6. Mulle M., Collombet F., Olivier P., Zitoune R., Huchette C., **Laurin F.**, Assessment of cure-residual strains through the thickness of carbon-epoxy laminates using FBGs, partII: technological specimen, Composites Part A, 40(10),2009, pp. 1534-1544.
7. Irisarri F.-X., **Laurin F.**, Leroy F.-H., Maire J.-F., Computational strategy for multiobjective optimization of composite stiffened panels, Composite Structures, 93(3),2011, pp. 1158-1167.
8. **Laurin F.**, Carrere N., Maire J.-F., Strength analysis methods for high stress gradient parts in composite structures ensuring design office requirements, Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part G: Journal of Aerospace Engineering, 225(3),2011, pp. 291-301.
9. Irisarri F.-X., **Laurin F.**, Carrere N., Strength prediction of CFRP bolted joints, Chapitre 4 du livre «Composite joints and connections: principles, modelling and testing», Editeurs P. Camanho et L. Tong, publié par Woodhead Publishing, ISBN 1 84569 990 4, 2011.
10. Irisarri F.-X., **Laurin F.**, Carrere N., Maire J.-F., Progressive damage and failure of mechanically fastened joints in CFRP laminates (part I: refined Finite Element modelling of single-fastener joints), Composite structures, 94(8), 2012, pp. 2269-2277.
11. Irisarri F.-X., **Laurin F.**, Carrere N., Maire J.-F., Progressive damage and failure of mechanically fastened joints in CFRP laminates (part II: failure prediction of an industrial junction), Composite structures, 94(8), 2012, pp. 2278-2284.
12. **Laurin F.**, Charrier J.-S., Lévêque D., J.-F. Maire, A. Mavel, F. Nuñez, Determination of the properties of composite materials thanks to digital image correlation measurements, Procedia of IUTAM, 4, 2012, pp.106-115.

13. **Laurin F.**, Huchette C., Carrère N., Maire J.-F., Approche hybride d'endommagement et de rupture pour la prévision de la tenue de structures composites, *Revue des Composites et des Matériaux Avancés*, 22 (3), 2012, pp. 367-381.
14. Carrere N., **Laurin F.**, Maire J.-F., Micromechanical based hybrid mesoscopic 3D approach for non-linear progressive failure analysis of composite structures, *Journal of Composite Materials*, special issue for the WWFE-II PartA, 46(19-20), 2012, pp. 2389-2415.
15. Carrere N., **Laurin F.**, Maire J.-F., Micromechanical based hybrid mesoscopic 3D approach for non-linear progressive failure analysis of composite structures – Part B: Comparison with experimental data, *Journal of Composite Materials*, special issue for the WWFE-II PartB, 47(6-7), 2013, pp. 733-741.
16. **Laurin F.**, Carrere N., Huchette C., Maire J.-F., A multiscale hybrid damage and failure approach for strength predictions of composite structures, *Journal of Composite Materials*, special issue for the WWFE-III PartA, 2013, 47 (20-21), 2013, pp. 2713-2747.
17. **Laurin F.**, Carrere N., Maire J.-F., Mahdi S., Enhanced strength analysis method for composite open-hole plates ensuring design office requirements, *Composites Part B: Engineering*, 62, 2014, pp. 5-11.
18. **Laurin F.**, Carrere N., Maire J.-F. Strength prediction methods for composite structures, insuring aeronautical design office requirements, Chapitre 19 du livre «Numerical Modelling of Failure in Advanced Composite Materials», Editeurs P. Camanho et S. R. Hallet, publié par Woodhead Publishing, ISBN 9780081003329, 2015.
19. Huchette C., Vandellos T., **Laurin F.** Influence of intralaminar damage on the delamination crack evolution, Chapitre 5 du livre «Damage Growth in Aerospace Composites», Editeurs A. Riccio, publié par Springer aerospace technology, ISBN 9783319040042, 2015.

B/ Colloques internationaux avec actes

1. **Laurin F.**, Carrere N., Leroy F.-H., Maire J.-F., Perreux D., A multiscale progressive failure criterion for composite materials, ECCM11 Rhodes Grèce, 31 Mai-03 Juin 2004.
2. **Laurin F.**, Carrere N., Maire J.-F., Perreux D., Characterization and practical application of a multiscale failure criterion for composite structures, IUTAM Lublin Pologne, 23-27 Mai 2005.
3. **Laurin F.**, Carrere N., Maire J.-F., Strength analysis of composite laminates subjected to compressive loadings: Material aspect vs. Structural buckling, IMCM Naples Italie, 11-14 Octobre 2005.
4. **Laurin F.**, Carrere N., Maire J.-F., Multiscale progressive failure approach for strength analysis of high gradient composite structures, ECCM12 Biarritz France, 29 Août-01 Septembre 2006.
5. **Laurin F.**, Carrere N., Maire J.-F., Strength analysis of composite structures with uncertainty assessment, ECCM13 Stockholm Suède, 02-05 Juin 2008.
6. Irisarri F.-X., **Laurin F.**, Carrere N., Maire J.-F., Progressive damage and strength of bolted joints in composite structures, ECCM13 Stockholm Suède, 02-05 Juin 2008.

7. **Laurin F.**, Carrere N., Maire J.-F., Mahdi S., Improved fast computational method insuring design office requirements for strength analysis of composite structure, EUCASS Versailles France, 6-10 Juillet 2009.
8. **Laurin F.**, Carrere N., Maire J.-F., Multiscale hybrid failure approach for strength analysis of composite structures subjected to complex 3D loadings, ICCM17 Edinburgh Royaume-Uni, 27-31 Juillet 2009.
9. Carrere N., **Laurin F.**, Marcin L., Maire J.-F., A progressive multiscale failure approach applied to high gradient structures: numerical issues and validation, ECCM14 Budapest Hongrie, 07-10 Juin 2010.
10. Charrier J.-S., Carrere N., **Laurin F.**, Bretheau T., Goncalves-Novo E., Mahdi S., Proposition of 3D progressive failure approach and validation on tests cases, ECCM14 Budapest Hongrie, 07-10 Juin 2010.
11. Lévêque D., **Laurin F.**, Mavel A., Carrère N., Laborie J.-M., Goncalves-Novo E., Mahdi S., Investigation on failure mechanisms of composite structures subjected to 3D state of stresses, SEM 2010 Annual Conference on Experimental and Applied Mechanics, Indianapolis Indiana USA, 7-10 Juin 2010.
12. Irisarri F.-X., **Laurin F.**, Leroy F.-H., Maire J.-F., Computational strategy for multiobjective optimisation of a composite stiffened panel, 3rd International conference on multidisciplinary design optimization and applications Paris France, 21-23 Juin 2010.
13. Carrere N., **Laurin F.**, Rannou J., Maire J.-F., From material failure up to rupture of high gradient composite structures: numerical issues and comparison with experimental results, ICCS16, Porto Portugal, 28-30 Juin 2011.
14. **Laurin F.**, Charrier J.-S., Lévêque D., Maire J.-F., Mavel A., Nuñez F., Determination of the properties of composite materials thanks to digital image correlation measurements, IUTAM: Full field measurements and identification in Solid Mechanics, Paris France, 4-8 Juillet 2011.
15. **Laurin F.**, Carrere C., Huchette C., Maire J.-F., A multiscale hybrid damage and failure approach for strength predictions of composite structures, ECCM15 Venise Italie, 24-28 Juin 2012.
16. Rakotoarisoa C., **Laurin F.**, Hirsekorn M., Maire J.-F., Olivier L., Development of a fatigue model for 3d woven polymer matrix composites based on a damage model, ECCM15 Venise Italie, 24-28 Juin 2012.
17. Troussset E., Rannou J., **Laurin F.**, Maire J.-F., Towards the assessment of low-velocity impact induced damage in laminate composite plates, ECCM15 Venise Italie, 24-28 Juin 2012.
18. Hémon E., Kaminski M., **Laurin F.**, Maire J.-F., Bouillon F. Coupling of Mechanical and Physical-Chemical Models to Predict the Lifetime of Self-healing Ceramic Matrix Composite Structures, 8th European Solid Mechanics Conference (ESMC) Graz Autriche, 9-13 Juillet 2012.
19. **Laurin F.**, Mavel A., Auguste E., Influence of transverse cracks on the onset of delamination, application to L-angle composite specimens, 6th International Conference on Composites Testing and Model Identification, Aalborg, Danemark, 22-24 Avril 2013.

20. Huchette C., **Laurin F.**, Maire J.-F. Damage in Composite Materials: From the Understanding of the Damage Mechanisms to the Design of Composite Structures. Workshop OTAN AVT-211: “Understanding failure mechanisms of Composites for Sustaining and Enhancing Military Systems Structures”, Riga, Lettonie, 7-9 Octobre 2013.
21. **Laurin F.**, Huchette C., Maire J.-F., Proposition of different damage and failure approaches for strength predictions of aeronautical composite structures, 4th International Conference on Carbon Composites, Arcachon, France, 12-14 Mai 2014.
22. **Laurin F.**, Rannou J., Evaluation of different regularization techniques on composite structures containing geometrical singularities, 1st International Conference on Mechanics of Composites, Stony Brook, USA, 8-12 Juin 2014.
23. **Laurin F.**, Tableau N., Kaminski M., Aboura Z., Bouillon F., Validation of the Onera damage model through comparisons with multi-instrumented structural tests on interlock woven ceramic matrix composites, ECCM16, Seville, Spain, 22-26 Juin 2014.
24. Elias A., Kaminski M., **Laurin F.**, Gornet L., Study of low velocity impact defects in organic interlock woven composite, ECCM16, Seville, Spain, 22-26 Juin 2014.
25. Hurmane A., Irisarri F.-X., **Laurin F.**, Leclercq S., Benzeggagh M., Strength analysis of woven interlock composites subjected to compressive loading: experiments and simulations, ECCM16, Seville, Spain, 22-26 Juin 2014.
26. Irisarri F.-X., Vandellos T., Paulmier P., **Laurin F.**, Experiments and modeling of clamping effects on the bearing strength of mechanically fastened joint in CFRP laminates, ECCM16, Seville, Spain, 22-26 Juin 2014.
27. Huchette C., **Laurin F.**, Carrère N., Maire J.-F., Damage and failure predictions of composite laminates structure by a multiscale hybrid approach, Workshop on composite sizing. New modelling strategies of damage and failure in composite structures: A breakthrough in composite sizing?, Toulouse, France, 30 Juin - 01 Juillet 2014.
28. Rakotoarisoa C., Kaminski M., **Laurin F.**, Maire J.-F., A cyclic damage model for fatigue of woven interlock composite, 6^{ème} conférence internationale sur la fatigue des composites ICF6, Paris, 25-27 mars 2015.
29. Julien C., **Laurin F.**, Huchette C. A simplified multiscale approach for the prediction of failure of laminated composites under complex loading, 18th International Conference on Composite Structures ICCS18, Lisbonne, Portugal, 15-18 Juin 2015.
30. Julien C., Huchette C., **Laurin F.** A simplified multiscale approach for the prediction of failure of laminated composites under complex loading, the second international conference on damage mechanics ICDM2, Troyes, France, 8-11 Juillet 2015.
31. Huchette C., **Laurin F.**, Hurmane A., Elias A., Julien C., Maire J.-F. Contribution of advanced and non linear material behavior law for sizing industrial composite structures, The Fourth International Conference on Computational Modeling of Fracture and Failure of Materials and Structures CFRAC 2015, Cachan, France, 3-5 Juin 2015.
32. **Laurin F.**, Kaminski M., Bouillon F., Maire J.-F. From JL Chaboche damage models to ODM models for CMC and their validation, the second international conference on damage mechanics ICDM2, Troyes, France, 8-11 Juillet 2015.

33. Kaminski M., Elias A., **Laurin F.**, Gornet L., Permissible low velocity impact defects in organic interlock woven composite, ICCM20, Copenhagen, Danemark, 19-24 Juillet 2015.
34. Vandellos T., Bouillon F., Candéau A., Legin B., Voland E., **Laurin F.**, Aboura Z., Sizing of bolted junctions for 3D-woven Ceramic Matrix Composites structures using Onera Damage Model and comparisons with multi-instrumented tests, ICCM20, Copenhagen, Danemark, 19-24 Juillet 2015.
35. **Laurin F.**, Elias A., Kaminski M., Gornet L. Experimental and numerical investigations of residual strength after impact of 3D woven composite with polymer matrix, 5th ECCOMAS Thematic Conference on Mechanical Response of Composites, Bristol, Royaume-Uni, 7-9 Septembre 2015.

C/ Colloques nationaux avec actes

1. **Laurin F.**, Huchette C., Leroy F.-H., Carrere N., Maire J.-F., Analyse multiéchelle de la défaillance des structures en matériaux composites, JNC 13 Strasbourg France, 12-14 Mars 2003.
2. Lévêque D., Huchette C., Paulmier P., **Laurin F.**, Maire J.-F., Mesures de champs et capitalisation d'expérience : application à l'analyse de la rupture de plaques composites trouées, JNC14 Compiègne France, 22-24 Mars 2005.
3. Carrere N., Louis D., **Laurin F.**, Germain N., Modélisation du (post)flambement par éléments finis dans les structures composites : approches numérique et stochastiques, JNC14 Compiègne France, 22-24 Mars 2005.
4. **Laurin F.**, Leroy F.-H., Maire J.-F., Perreux D., Identification et utilisation d'un modèle multi-échelle de la rupture pour les structures composites, JNC14 Compiègne France, 22-24 Mars 2005.
5. Huchette C., **Laurin F.**, Lévêque D., Carrere N., Mulle M., Modélisation du comportement endommageable d'un démonstrateur technologique contenant des reprises de plis, JNC15 Marseille France, 06-08 Juin 2007.
6. Marcin L., Carrere N., **Laurin F.**, Maire J.-F., Mouret A., Martin E., Stratégies de calculs robustes pour l'étude de la tenue de structures CMC, JNC15 Marseille France, 06-08 Juin 2007.
7. **Laurin F.**, Carrere N., Maire J.-F., Prévision de la ruine de structures à fort gradient : application aux plaques perforées, JNC15 Marseille France, 06-08 Juin 2007.
8. Carrere N., **Laurin F.**, Irisarri F.-X., Huchette C., Maire J.-F., Simulation du comportement et de la ruine de structures composites à fort gradient, 18^{ème} congrès français de Mécanique Grenoble France, 27-31 Août 2007.
9. Leroy F.-H., Irisarri F.-X., **Laurin F.**, Dimensionnement et justification des structures composites: vers une optimisation des campagnes de simulation, 9^{ème} Colloque National en Calcul de Structures Giens France, 25-29 mai 2009.
10. Irisarri F.-X., Carrere N., **Laurin F.**, Maire J.-F., Analyse multiéchelles et multiniveaux des structures composites boulonnées, JNC16 Toulouse France, 10-12 Juin 2009.
11. **Laurin F.**, Carrere N., Maire J.-F., Approche hybride multiéchelle pour l'analyse de la tenue de structures composites sous sollicitations complexes 3D, JNC16 Toulouse France, 10-12 Juin 2009.

12. **Laurin F.**, Carrere N., Maire J.-F., Mahdi S., Validation sur différents cas tests industriels d'une méthode simplifiée d'analyse de la tenue de structures perforées, JNC16 Toulouse France, 10-12 Juin 2009.
13. **F. Laurin**, N. Carrere, J.-F. Maire, S. Mahdi, Enhanced strength analysis method for composite open-hole plates insuring design office requirements, Fourth International Conference on Engineering Failure Analysis (ICEFA IV), Cambridge Royaume-Uni, 5-7 Juillet 2010.
14. **Laurin F.**, Présentation des matériaux composites : constituants, architecture, applications, Colloque National MECAMAT-AUSSOIS, 24-28 Janvier 2011.
15. Troussel E., Rannou J., **Laurin F.**, Maire J.-F., Guillaumat L., Outils numériques et modèles matériaux pour la prévision des dommages d'impacts basses vitesses sur plaques en composites stratifiés et tissés, Colloque National MECAMAT-AUSSOIS, 24-28 Janvier 2011.
16. Rakotoarisoa C., **Laurin F.**, Hirsekorn M., Maire J.-F., S. Otin, J. Henry, Z. Aboura, Modèles d'endommagement en statique et en fatigue des composites à matrice organique tissés 3D interlock, Colloque National MECAMAT-AUSSOIS, 24-28 Janvier 2011.
17. Charrier J.-S., Carrere N., **Laurin F.**, Bretheau T., Goncalves-novo E., Mahdi S., Proposition d'une méthode d'analyse dédiée aux structures composites soumises à des sollicitations hors-plans, JNC17 Poitiers France, 15-17 Juin 2011.
18. Kaminski M., Elias A., **Laurin F.**, Maire J.-F., Analyse de la nocivité des défauts induits de type impact sur les performances résiduelles des structures composites, JNC17 Poitiers France, 15-17 Juin 2011.
19. Rakotoarisoa C., **Laurin F.**, Hirsekorn M., Maire J.-F., S. Otin, J. Henry, Z. Aboura, Prédiction de la durée de vie en fatigue des composites à matrice organique tissés interlock, JNC17 Poitiers France, 15-17 Juin 2011.
20. Troussel E., Rannou J., **Laurin F.**, Guillaumat L., Maire J.-F., Vers la prévision des dommages induits par un impact basse vitesse sur structures composites stratifiées ou tissées, JNC17 Poitiers France, 15-17 Juin 2011.
21. **Laurin F.**, Carrère N., Huchette C., Maire J.-F., Proposition d'une approche hybride d'endommagement et de rupture pour la prévision de la tenue de structures composites, JNC17 Poitiers France, 15-17 Juin 2011.
22. Geoffroy P., **Laurin F.**, Maire J.-F., Les défis de l'usage des matériaux composites dans le domaine aéronautique, Colloque SFIP / MINES ParisTech / CEMEF - SOPHIA-ANTIPOLIS, 17-18 Octobre 2012.
23. **Laurin F.**, Mavel A., Auguste E., Influence de la fissuration transverse sur l'amorçage du délaminage, application aux cornières composites, JNC18 Nantes France, 12-14 Juin 2013.
24. Rakotoarisoa C., **Laurin F.**, Maire J.-F., Olivier L., Aboura Z., Développement d'un modèle de fatigue pour les composites tissés interlock à matrice organique, JNC18 Nantes France, 12-14 Juin 2013.
25. Hurmane A., Irisarri F.-X., **Laurin F.**, Leclercq S., Benzeggagh M., Analyse de la tenue de structures composites tissées interlocks sous sollicitations de compression au travers d'un dialogue fin essai/calcul, JNC18 Nantes France, 12-14 Juin 2013.

26. Elias A., **Laurin F.**, Kaminski M., Gornet L., Étude des défauts induits par impact pour les structures composites tissées interlock, JNC18 Nantes France, 12-14 Juin 2013.
27. **Laurin F.**, Kaminski M., Tableau N., Aboura Z., Bouillon F., Validation du modèle ODM-CMC au travers de comparaisons avec des essais multi-instrumentés sur structures tissées 3D à matrice céramique, JNC19 Lyon France, 29 juin-1 Juillet 2015.
28. Hurmane A., Irisarri F.-X., **Laurin F.**, Leclercq S., Benzeggagh M., Analyse de la tenue de plaques trouées composites tissées interlocks sous sollicitations de compression au moyen d'un dialogue essais/calculs, JNC19 Lyon France, 29 juin-1 Juillet 2015.
29. Tableau N., **Laurin F.**, Aboura Z., Schneider J., Caractérisation des matériaux composites à tissage tridimensionnel sous sollicitations multi-axiales, JNC19 Lyon France, 29 juin-1 Juillet 2015.
30. F. Bouillon F., Voland E., Vandellos T., Candéau A., Legin B., **Laurin F.**, Aboura Z. Modélisation d'assemblages boulonnés de structures CMC tissées 3D à l'aide du modèle ODM et comparaison avec des essais multi-instrumentés, JNC19 Lyon France, 29 juin-1 Juillet 2015

D/ Conférences et séminaires sans actes

1. Laurin F., Leroy F.-H. et Maire J.-F. : Critères de rupture des matériaux composites : état de l'art et bilan sur le « World Wide Failure Exercise », **Journée AAAF Châtillon France**, 10 Juin 2004.
2. Laurin F., Carrere N., Leroy F.-H., Maire J.-F. et Perreux D., A multiscale progressive failure approach for composite structures, **Workshop** on failure of composite materials **Aachen Allemagne**, 2-3 Décembre 2004.
3. Laurin F., Carrere N., Maire J.-F. et Perreux D., Analyse Multiéchelle des mécanismes de rupture et de la tenue structurale des composites à matrice organique. Séminaire invité au Laboratoire Matériaux, Endommagement, Fiabilité et Ingénierie des Procédés **LAMEFIP (Université de Bordeaux I)**, Février 2006.
4. Laurin F., Carrere N., Charrier J.-S., Mavel A., Nuñez P., Lévêque D.: Methodology for strength analysis of composite structures subjected to 3D complex loadings. Séminaire invité au **laboratoire AMADE, université de Gironne (Espagne)**, Janvier 2011.
5. Laurin F. Développement de méthodologies pour la prévision de l'endommagement et de la tenue de structures composites. Séminaire invité au **laboratoire SYMME, université de Chambéry (France)**, Janvier 2012.
6. Laurin F., Maire J.-F. Méthodes avancées pour la prévision de la tenue de structures composites. Séminaire invité au **CEA CESTA Bordeaux**, Décembre 2013.
7. Laurin F., Carrere N., Huchette C. et Maire J.-F. Proposition of a multiscale hybrid approach for damage and failure predictions of composite structures. Séminaire invité au laboratoire **LBMS, ENSTA Bretagne (France)**, Octobre 2014.
8. Laurin F. Méthodologie pour la prévision de la ruine de structures composites stratifiées sous sollicitations tridimensionnelles au travers d'un dialogue étroit essais/calculs. Séminaire invité au laboratoire **UTC, Compiègne (France)**, Juin 2015.

LISTE DES ENCADREMENTS SCIENTIFIQUES

A/ Participations à l'encadrement de thèses de doctorat

1. **Irisarri F.-X.** Méthodes d'optimisation pour les structures composites, thèse de l'Université de Toulouse, responsables ONERA N. Carrère et J.-F. Maire. Directeur de thèse M. Salun, soutenue le 23 janvier 2009 (taux encadrement 15%).
2. **Trousset E.** Préviation des performances résiduelles des structures composites impactées, thèse ENSAM/Paristech, responsables ONERA J. Rannou et J.-F. Maire. Directeur de thèse L. Guillaumat, soutenue le 17 avril 2013 (taux encadrement 15%).
3. **Hémon E.** Modèles multi-niveaux de préviation des durées de vie en fatigue des structures composites à matrice céramique pour usage en turbomachines aéronautiques, thèse Université de Bordeaux I, responsables ONERA J.-F. Maire et M. Kaminski. Directeur de thèse E. Martin, soutenue le 15 novembre 2013 (taux encadrement 30%).

B/ Encadrements de thèses de doctorat

1. **Charrier J.-S.** Développement de méthodologies dédiées à l'analyse robuste de la tenue de structures composites sous chargements complexes tridimensionnels, thèse ENSAM/Paristech, responsables N. Carrère et F. Laurin. Directeur de thèse T. Bretheau, soutenue le 23 mai 2013 (taux encadrement 50%).
2. **Rakotoarisoa C.** Préviation de la durée de vie en fatigue des composites à matrice organique tissés interlock, thèse de l'Université Technologique de Compiègne, responsables ONERA J.-F. Maire et F. Laurin. Directeur de thèse Z. Aboura, soutenue le 6 septembre 2013 (taux encadrement 50%).
3. **Hurmane A.** Analyse de la tenue de structures composites tissées 3D sous sollicitation de compression au travers d'un dialogue fin essai/calcul, thèse de l'Université Technologique de Compiègne, responsables ONERA F. Laurin et F.-X. Irisarri. Directeur de thèse M. Benzeggagh, soutenue le 19 Juin 2015 (taux encadrement 50%).
4. **Elias E.** Admissibilité des défauts initiaux et induits par impact pour les structures composites tissées 3D CMO, thèse de l'Ecole Centrale Nantes, responsables ONERA F. Laurin et M. Kaminski. Directeur de thèse L. Gornet, soutenue le 26 Juin 2015 (taux encadrement 50%).

PARTICIPATION A LA VIE SCIENTIFIQUE ET RESPONSABILITES COLLECTIVES

A/ Expertises de publications pour les journaux à comité de lecture

24 expertises de publications pour les journaux suivants:

- Advances in Space Research: 2009 (1)
- Applied Composite Materials: 2011 (1)
- Applied Ocean Research : 2015 (1)
- Composite Part A: 2005 (1), 2006 (1), 2008 (1), 2010 (1), 2012 (1), 2014 (1), 2015 (1)
- Composite Sciences and Technology: 2009 (2), 2012 (1), 2013 (1), 2014 (2)
- Composite Structures: 2009 (1), 2014 (1), 2015 (1)
- International Journal of Damage Mechanics : 2015 (1)
- International Journal of Hydrogen Energy: 2015 (1)
- Journal of Composite Materials: 2013 (2)
- Journal of Mechanical Engineering Science: 2013(1)

B/ Participation à la vie scientifique

1. Membre du comité d'organisation de la **Journée Scientifique et Technique : Usinage des matériaux composites**, 23 Mai 2012, à l'ONERA Châtillon, France.
2. Membre du comité scientifique de la **Journée Scientifique et Technique : Transition statique – dynamique dans les matériaux et structures composites**, prévue le 5 Novembre 2014, à l'ONERA Châtillon, France.
3. Membre du comité scientifique de la **6^{ème} édition de la conférence Fatigue Design**, prévue les 18 et 19 Novembre 2015, à Senlis, France.

C/ Membre de jurys de thèse de doctorat

1. Jury de thèse : **Farines L.** Evaluation du potentiel restant de structures composites soumises à des chargements de fatigue, Thèse de l'Université de Franche-Comté, soutenue le 13/09/2007. Examineur.
2. Jury de thèse : **Henry J.** Etude et analyse des mécanismes d'endommagements en fatigue des composite à renforts tissus interlocks, Thèse de l'Université technologique de Compiègne, soutenue le 12/04/2013. Examineur.
3. Jury de thèse : **Rouault T.** Propagation de coupure en fatigue sur composites tissés –Etude expérimentale et modélisation, Thèse de l'Université de Toulouse, soutenue le 18/06/2013. Examineur.
4. Jury de thèse : **Leh D.** Optimisation du dimensionnement d'un réservoir composite type IV pour stockage très haute pression d'hydrogène, Thèse de l'Université de Grenoble, soutenue le 24/10/2013. Examineur.
5. Jury de thèse : **Ramirez J. P. B.** Caractérisation et modélisation de l'endommagement des composites bobinés. Application à la prédiction de l'éclatement des réservoirs bobinés hyperbares, Thèse de l'Ecole nationale supérieure de mécanique et d'aérotechnique, soutenue le 28/11/2013. Examineur.
6. Jury de thèse : **Grippon E.** Endommagement et microfissuration d'un composite à matrice céramique tissé 3D : approche multi-échelle et évaluation ultrasonore, Thèse de l'Université de Bordeaux I, soutenue le 21/11/2013. Examineur.
7. Jury de thèse : **Tableau N.** Etude du comportement en cisaillement plan et hors plan des CMC SiC-SiBC à renfort tissé 3D, à température ambiante, Thèse de l'Université Technologique de Compiègne, soutenue le 13/06/2014. Examineur.
8. Jury de thèse : **Guigon C.** Vieillissement par cyclage thermique de composites interlocks 3D à matrice polymère, Thèse de l'ISAE-ENSMA (institut P'), soutenue le 23/03/2015. Examineur.
9. Jury de thèse : **Naouar N.** Analyse mésoscopique par éléments finis de la déformation de renforts fibreux 2D et 3D à partir de microtomographies X, Thèse de l'Institut National des Sciences Appliquées de Lyon, soutenue le 29/09/2015. Examineur.
10. Jury de thèse : **Dufour J.-E.** Mesures de forme, de déplacement, et de paramètres mécaniques par stéréo-corrélation d'images isogéométrique, Thèse de l'école normale supérieure de Cachan, soutenue le 26/10/2015. Examineur.

Transfert vers l'industrie de modèles avancés pour la prévision de la tenue de structures composites aéronautiques

Les travaux présentés dans ce mémoire concernent la proposition de modèles d'endommagement et de rupture pour la prévision de la tenue de structures composites et leur transfert vers l'industrie aéronautique. Cette démarche a été mise en place pour différentes classes de matériaux composites, à savoir les matériaux stratifiés d'unidirectionnels, les matériaux tissés 3D à matrice organique et à matrice céramique. Cette étude peut être décomposée en différentes étapes intimement liées, à savoir :

(i) la compréhension des mécanismes d'endommagement et de rupture intervenant au sein de matériaux composites au travers d'essais spécifiques (sur éprouvettes élémentaires ou sur structures) associés à une multi-instrumentation riche (émission acoustique, corrélation d'images, μ -tomographie X...), (ii) la proposition de modèles d'endommagement et de rupture thermodynamiquement admissibles, reposant sur les bases physiques définies précédemment et prenant en compte les spécificités des différents composites étudiés, (iii) la proposition de différentes stratégies de calcul, dont la complexité est adaptée à la problématique industrielle afin de permettre leur usage en bureaux d'études et (iv), enfin, l'intérêt de ces modèles avancés pour le dimensionnement de pièces composites industrielles réelles, prenant en compte les effets des défauts (initiaux ou induits) sur la tenue ou la durée de vie et décrivant la réalité du chargement appliqué (statique ou fatigue). Le transfert des modèles développés, des protocoles d'identification associés et des stratégies de calcul vers différents partenaires de l'industrie aéronautique constitue une spécificité de ces travaux de recherche.

Mots-clés : ENDOMMAGEMENT ; RUPTURE ; STRATIFIES UD ; TISSES 3D ; ANALYSE D'ESSAIS

Transfer to industries of advanced damage and failure approaches to predict the strength of aeronautical composite structures

This work deals with the proposal of damage and failure approaches to predict the strength of composite structures and with their transfer to the aeronautical industry. The present approach has been developed for different types of composite materials, such as laminated composite materials manufactured with unidirectional plies, 3D woven composite materials with polymeric or ceramic matrices. This study can be divided into four different main steps, which are strongly connected, and are :

(i) the understanding of the different damage and failure mechanisms observed in composite materials through the analysis of specific tests (on coupons or structures) associated with different measurement techniques (acoustic emission, digital image correlation, X-Ray tomography...), (ii) the proposal of damage and failure approaches, based on physical considerations and taking into account the specificities of the various types of studied composite materials, (iii) the proposal of different computational strategies, adapted to the considered industrial test cases to allow their use in design offices and (iv) finally, the interest of such advanced approaches to design real composite components, taking into account the influence of defects (initial or induced) on the structural strength or on its fatigue lifetime, and describing the complexity of the applied loading (static or fatigue). The transfer of the proposed models, the associated identification protocols, and the computational strategies constitute a specificity of the present work.

Keywords : DAMAGE ; FAILURE ; LAMINATED COMPOSITES ; 3D WOVEN COMPOSITES ; TEST ANALYSIS