

SIMULATION DE LA RUPTURE DE COMPOSITES TISSÉS 3D ET PRISE EN COMPTE DE L'EFFET D'ÉCHELLE

V. MÉDEAU^{a,b,c}, F. LAURIN^a, J. RANNOU^a, A. HURMANE^a, S. MOUSILLAT^b, F. LACHAUD^c,

^a ONERA-MAS, Université Paris Saclay, victor.medeau@onera.fr et frederic.laurin@onera.fr ;

^b Safran Aircraft Engines ; ^c ISAE-Supaero, frederic.lachaud@isae-superaero.fr ;

Mots-clés : Composite tissé 3D ; rupture de torons ; régularisation ; effet d'échelle.

Résumé

Cette étude porte sur la simulation numérique de la rupture des torons entraînant la propagation d'une macro-fissure dans des composites tissés 3D. Ces matériaux exhibent une forte hétérogénéité et possèdent une micro-structure de taille non-négligeable au vu des dimensions des structures étudiées. La caractérisation expérimentale de leur comportement montre une dépendance à l'échelle et la géométrie de l'éprouvette, prise en compte par l'introduction de longueurs internes identifiées sur le matériau. La modélisation doit alors rendre compte de cette influence de la micro-structure sur le comportement et pouvoir reproduire ces effets d'échelles. Différentes méthodes de régularisation, associées à un modèle d'endommagement adoucissant, sont évaluées quant à leur capacité à produire une physique de la rupture adaptée. Les modèles à gradient, qui introduisent des longueurs internes identifiables à des longueurs matériau, paraissent être les meilleurs candidats pour la modélisation des composites tissés 3D.

Introduction

Du fait de l'utilisation croissante des matériaux composites, notamment dans les structures primaires d'avions, il devient essentiel d'avoir une bonne compréhension de leurs mécanismes de rupture et d'utiliser des outils adaptés à leur description. Ces matériaux présentent en effet un haut niveau de complexité (hétérogénéité, forte anisotropie, influence de la structure locale, multiples mécanismes d'endommagement etc.). La nécessité de description du comportement de ces matériaux est poussée par la volonté industrielle de remplacer les campagnes expérimentales coûteuses par l'usage d'essais virtuels, mais aussi par le besoin de prédire l'instabilité locale, celle-ci apparaissant fréquemment avant l'instabilité globale de la structure.

Dans ce contexte, la description de certains mécanismes, notamment la transition endommagement-rupture, reste un défi technique, particulièrement pour des matériaux tels que les composites tissés 3D. Ces matériaux, introduits pour pallier les délaminages critiques observés dans les stratifiés d'unidirectionnels, restent moins étudiés que ces derniers dans la littérature du fait de leur récent développement. Ces matériaux possèdent un Volume Élémentaire Représentatif (VER) de grande taille au regard d'autres matériaux composites et les mécanismes d'endommagement et de rupture doivent, de ce fait, faire l'objet d'une attention particulière. Ils présentent notamment d'importants endommagements diffus, qui ont déjà pu être caractérisés sur certains matériaux [1] et qui justifient l'utilisation de modèles d'endommagement continu pour décrire leur comportement.

Cependant, la rupture de ces matériaux, au sens d'une macro-fissure résultant de la rupture complète des torons de fibres, reste un point bloquant de leur caractérisation. D'une part, il existe de nombreuses difficultés expérimentales liées à la mise en place d'essais de propagation de fissure dans ces matériaux, du fait de leur forte hétérogénéité, importante taille de micro-structure et différence de tenue mécanique entre la compression et la traction. La question peut être également posée des quantités représentatives pour décrire la propagation, la rupture n'intervenant pas forcément dans un cadre quasi-fragile. Enfin, ces quantités doivent être transférables aux simulations numériques utilisées pour le dimensionnement, celles-ci utilisant le formalisme de l'endommagement continu. Certaines difficultés numériques, liées à la mauvaise définition des modèles adoucissants, doivent également être traitées. Le choix d'une méthode de régularisation peut alors être orienté par la nécessité d'introduire les paramètres matériaux pertinents.

Dans cet article nous allons brièvement introduire la démarche expérimentale utilisée dans la thèse afin de caractériser la propagation de macro-fissures dans des composites tissés 3D, sous chargement de traction et dans un cadre quasi-statique. Les principales conclusions seront présentées ainsi que les grandeurs physiques représentatives de la rupture de ces matériaux et le cadre physique adapté à leur description. La possibilité

de transférer ces résultats aux simulations numériques sera ensuite étudiée, à travers l'utilisation de méthodes de régularisation des modèles d'endommagement adoucissants. Le choix de ces méthodes sera guidé par l'adéquation de leur comportement avec ceux observés expérimentalement et la possibilité d'introduire les grandeurs représentatives identifiées. L'influence de la taille et de la géométrie de la structure étudiée sera également étudiée, expérimentalement et numériquement.

1 Caractérisation expérimentale des composites tissés 3D : importance des effets d'échelle et de géométrie

La campagne expérimentale a été conduite sur un matériau prélevé dans une plaque tissée 3D fortement déséquilibré, en caractérisant la rupture des torons de trame (direction la moins résistante du matériau). Les essais sont réalisés à l'aide d'éprouvettes Compact Tension (CT) et Single Edge Notched Beam (SENB), visible en encart dans la Fig. 1 respectivement à gauche et à droite. Ces essais sont courants dans l'industrie et standardisés pour les métaux et plastiques [2], mais aucun consensus ne s'est encore dégagé pour leur application aux matériaux composites. Afin de tester l'hypothèse d'une dépendance à la taille, plusieurs éprouvettes CT homothétiques dans le plan ont été réalisées, avec des facteurs d'échelle allant de 0.75 à 2.5 par rapport au standard. La caractérisation ne peut en effet pas se limiter à des structures suffisamment grandes pour que l'influence de l'architecture sur la réponse puisse être négligée, les cas d'application industriels étant de taille fixée.

Du fait de la taille importante de leur architecture au regard des dimensions des structures utilisées, le dimensionnement requière une attention particulière. Celui-ci doit prendre en compte la meilleure tenue de ces matériaux en traction qu'en compression, afin d'éviter la ruine en compression en arrière d'éprouvette [3]. Le dimensionnement doit également prévenir le flambement durant l'essai. Un compromis doit alors être atteint sur la taille minimale et l'épaisseur des éprouvettes afin de s'affranchir de ces modes de ruines [4]. Les essais ont été multi-instrumentés afin de suivre le plus précisément la progression de la fissure (suivi optique, corrélation d'images numériques, thermographie infrarouge passive et tomographie) [4, 5] et augmente la confiance dans les mesures.

La présence de non-linéarités au voisinage de la pointe de fissure exclue notamment l'utilisation du cadre de la Mécanique Linéaire Élastique de la Rupture (MLER). Les méthodes d'estimation de G_C sont alors choisies en s'assurant qu'elles ne reposent pas implicitement sur l'hypothèse de la MLER. G_C est obtenu à l'aide des méthodes des aires et de la souplesse modifiée [6] (avec identification de l'interpolation souplesse/longueur de fissure sur les données d'essai), afin de s'affranchir de toute hypothèse implicite de MLER. Les résultats, présentés en Fig. 1 montrent une importante évolution du taux de restitution d'énergie critique G_C , en régime stabilisé, avec la taille et la géométrie de l'éprouvette considérée. Ce résultat, dépassant fortement la dispersion expérimentale observée sur les essais, remet en cause le caractère intrinsèque au matériau de G_C dans le cas des composites tissés 3D quand la taille du VER n'est pas négligeable devant la taille des gradients. Ce résultat, par ailleurs non observé sur des composites stratifiés aux mêmes échelles d'étude [7], soulève la question des grandeurs physiques pertinentes pour décrire la propagation de fissure dans ces composites et du cadre physique adapté.

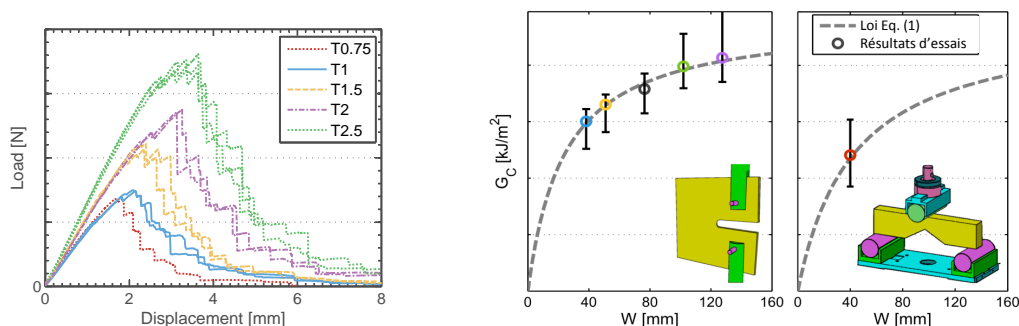


FIGURE 1 – Courbes force/déplacement et taux de restitution d'énergie G_C pour différentes tailles et géométries

Dans le cadre de l'étude des bétons, des phénomènes comparables ont été décrits par Bazant [8], qui a introduit le cadre général des modèles à longueurs internes : des longueurs caractéristiques, descriptives de la taille des

mécanismes de rupture étudiés, influencent la propagation de la fissure et font émerger un taux G_C apparent. Lorsque la taille de l'échantillon est suffisamment grande devant ces longueurs internes, celui-ci tend vers une valeur limite G_C^∞ , qui rejoint le taux de restitution critique défini en MLER.

Dans le cadre des composites tissés 3D, le travail de thèse a permis d'identifier deux mécanismes faisant apparaître des longueurs internes dans les composites tissés 3D, grâce à l'analyse de tomographies in-situ et d'images post-mortem des profils de fissure [4, 5]. D'une part, il existe une distance moyenne de rupture des torons de part et d'autre du plan moyen de la fissure, indépendante de la taille de l'éprouvette et introduisant une notion d'épaisseur de fissure c_y . D'autre part, une rupture partielle des colonnes de torons peut être observée en avant de la pointe de fissure, sur la distance caractéristique séparant ces colonnes, introduisant une zone de dégradation en avant du front c_x .

Les deux longueurs c_x et c_y sont utilisées pour déterminer la loi de similitude, qui décrit l'évolution de G_C en fonction de la taille de l'éprouvette. Pour ce faire, une approximation en champs lointains est proposée : une configuration linéaire élastique faisant intervenir c_x et c_y est introduite de manière à produire les mêmes effets mécaniques loin de la fissure [5]. G_C peut alors s'exprimer en fonction de ces longueurs internes et de paramètres de l'essai : la taille W et une fonction g décrivant la forme des champs mécaniques en pointe de fissure et ses dérivées partielles.

$$G_C = \frac{G_C^\infty}{1 + \frac{\partial_{c_x} g(x)}{g(x)} \frac{c_x}{W} + \frac{\partial_{c_y} g(x)}{g(x)} \frac{c_y}{W}} \quad (1)$$

L'identification des paramètres c_x et c_y amène à des tailles proches de celles des phénomènes observés expérimentalement et permettent une bonne description du G_C apparent sur essais CT et SENB pour toutes les tailles d'éprouvettes testées. L'évolution de G_C issue de l'Eq. 1 est présentée en Fig. 1.

2 Modélisation de la rupture : Onera Damage Model

Les simulations numériques réalisées utilisent des modèles d'endommagement continu pour décrire l'endommagement diffus présent dans les tissés 3D et la transition vers la rupture. Celle-ci est introduite via un comportement adoucissant : baisse de la contrainte alors que la déformation augmente après une déformation critique de rupture. Ce phénomène décrit à l'échelle macroscopique la rupture progressive des torons de fibres. Il reste néanmoins difficile à caractériser et aucune correspondance immédiate n'existe avec les approches énergétiques expérimentales présentées en Section 1.

Le formalisme utilisé ici reprend les éléments essentiels du Onera Damage Model (ODM) pour les composites à matrice organique [1]. C'est un modèle macroscopique formulé en déformation. Plusieurs variables d'endommagement scalaires d_i sont introduites, associées à des mécanismes distincts : micro-endommagements visqueux, méso-endommagements traduisant les fissurations matricielles et macro-endommagements liés à la rupture des torons. Du fait de la forte anisotropie du matériau et de l'influence de l'architecture sur l'orientation des mécanismes, des variables d'endommagement indépendantes sont utilisées pour chacune des directions principales du matériau.

L'effet des variables d'endommagement sur la rigidité locale est introduite par des tenseurs d'effet H_i affectant la souplesse initiale S_0 . Les lois d'évolution F_i des variables d'endommagement d_i prennent comme argument des forces motrices Y_{di} , proches des forces thermodynamiques mais non forcément égales à elles. Le caractère thermodynamique (pas de création d'énergie possible) reste vérifié.

$$\underline{\sigma} = (\underline{S}_0 + \sum \underline{H}_i d_i)^{-1} : \underline{\varepsilon} \quad \text{avec} \quad d_i = F(Y_{di}) \quad (2)$$

Seules les variables d'endommagement associées à la rupture des fibres introduisent un adoucissement, une fois passé un seuil de déformation à rupture ε_i^{rupt} . L'adéquation entre le modèle et les essais nécessite de réaliser un lien entre la densité volumique d'énergie de rupture e_{rupt} présente dans ODM et la quantité G_C utilisé expérimentalement, puis d'introduire les longueurs caractéristiques c_x et c_y au sein du modèle.

3 Difficultés numériques des modèles adoucissant et régularisation

L'usage de modèles adoucissants locaux et indépendants du temps induit des difficultés lors de leur mise en place numérique. Ces problèmes, soulevés dès l'introduction des modèles d'endommagement continus [9], découlent de la mauvaise définition du problème mathématique qui entraîne notamment la perte d'unicité de la solution globale [10].

En pratique, ils se traduisent par (i) une perte de convergence au maillage, l'endommagement se concentrant sur une unique bande d'éléments et faisant tendre l'énergie dissipée vers 0 quand le maillage est raffiné, (ii) une forte dépendance à l'orientation du maillage, celui-ci définissant l'orientation de la fissure et (iii) une forte dépendance du résultat global à la mise en données, dont la perte de prédictibilité des forces et déplacements à rupture. Une variation de plusieurs pourcents est observée sur les grandeurs à rupture et la forme générale des courbes peut se retrouver très dépendante de la mise en données. Ces phénomènes sont illustrés en figure 2 pour une application à des éprouvettes CT avec le matériau d'essai.

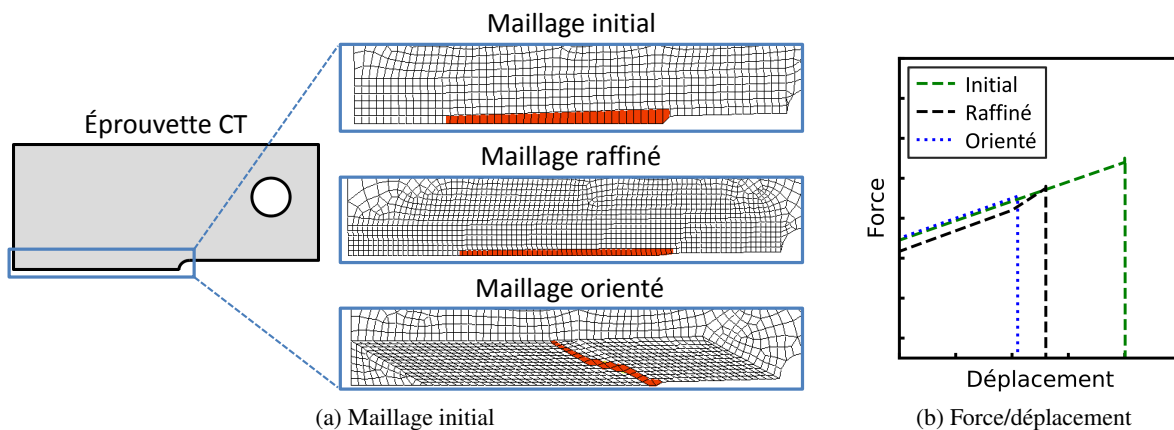


FIGURE 2 – Illustration des difficultés numériques découlant de l'utilisation de modèles d'endommagement adoucissants sur demi-éprouvettes CT

Pour pallier ces difficultés, plusieurs méthodes dites de régularisation ont été introduites, dont les trois philosophies principales reposent sur le contrôle de (i) l'énergie dissipée, (ii) le temps caractéristique de rupture ou (iii) la délocalisation de l'endommagement. Chacune des trois familles a été implémentée sur ODM dans le cadre de la thèse, avec le code de calcul Z-set. Leur efficacité pratique est discutée ci-dessous.

Contrôle de l'énergie : Modèles Crack Band

La méthode Crack Band tire profit de la localisation de l'endommagement et fait l'hypothèse qu'une unique bande d'éléments rompus se développera au cours de la propagation. Le contrôle de l'énergie dissipée passe par la modification locale des propriétés matériau, en particulier du comportement adoucissant, en fonction de la taille de l'élément. Le comportement local est modifié de manière à ce que l'énergie volumique dissipée par la rupture, intégrée perpendiculairement à la surface de fissure, soit égale à $e_{rupt} * l_{\perp} = G_C$. l_{\perp} est la taille moyenne de l'élément dans la direction perpendiculaire à la surface de fissure. Pour chaque point de Gauss, e_{rupt} est ajusté en modifiant la vitesse de chute après le pic de contrainte. Cette méthode a été initialement appliquée à des lois adoucissantes triangulaires [9]. Dans le cas d'ODM, cela passe par la modification de la déformation seuil d'endommagement et de la cinétique d'adoucissement, en σ_{max} constant.

Si la mise en place d'une régularisation Crack Band est aisée, cette méthode peut présenter des défauts conséquents :

- L'hypothèse selon laquelle l'endommagement se développe sur une unique bande d'éléments n'est pas toujours vérifiée numériquement, entraînant une erreur conséquente sur l'énergie dissipée.
- Le respect de la contrainte à rupture, ainsi que l'interdiction de dissiper une partie trop importante de l'énergie après le pic de contrainte, amènent en pratique à des bornes maximum et minimum sur la taille des éléments, en général séparées au maximum par un ordre de grandeur. Cette condition peut imposer des tailles de maille importantes compromettant une bonne convergence au maillage des calculs.
- La régularisation par Crack Band ne rétablit pas la validité mathématique du problème et donc les difficultés numériques associées, en particulier la dépendance à l'orientation du maillage.

Contrôle de la vitesse d'endommagement : Modèles à effet retard

Une des manières envisagées pour retrouver la bonne définition du problème a été d'introduire une dépendance temporelle dans l'évolution de l'endommagement, soit par le biais d'un retard à sa progression (Effet Retard), soit en bornant sa vitesse d'évolution (Taux Limité) [10]. La loi d'évolution fait alors apparaître un temps caractéristique τ_c . Ce type de modèle permet également de décrire des comportements de type visco-endommageable et peut corriger les problèmes de dépendance et convergence au maillage. Cette régularisation possède aussi l'intérêt de faciliter la convergence des calculs. Certains points peuvent cependant rester bloquants pour une utilisation en régime quasi-statique :

- Aucune dépendance temporelle n'est en général observée aux vitesses considérées. La variable temporelle est en soit mal définie pour un usage quasi-statique et l'utilisation pratique amène souvent à l'utilisation de valeurs de τ_c démesurées.
- Le comportement local devient dépendant de la vitesse locale de chargement. Celle-ci varie par exemple de manière significative au cours de la propagation pour les essais CT à déplacement constant. Ces modèles produisent alors un effet délocalisant de plus en plus prononcé au cours de la propagation, jusqu'à ce que l'endommagement atteigne une grande partie de l'éprouvette.
- L'utilisation de ces modèles peut perturber fortement l'énergie dissipée par la rupture. Aucune correspondance n'est directement réalisable avec les paramètres énergétiques identifiés expérimentalement.

Contrôle de la délocalisation : Modèles à gradient

Des modèles ont alors été introduits dans le but de forcer la délocalisation de l'endommagement sur une longueur caractéristique l . Cet étalement est effectué via des opérateurs de redistribution [11] ou l'introduction de gradient des forces motrices ou de l'endommagement dans la loi d'évolution [12, 13]. Pour cette dernière catégorie, plusieurs écritures ont été proposées. Celles-ci satisfont à l'équation générale :

$$d + l(\varepsilon, d)^2 \Delta d = F(\underline{\varepsilon}, d) \quad (3)$$

Cette équation peut être qualifiée d'explicite (d n'apparaît pas explicitement dans l'expression de F), les modèles étant généralement appelés Non Locaux, ou implicite (F dépend directement de d et $\underline{\varepsilon}$) comme c'est le cas pour les modèles de type Phase-Field [13]. Ces modèles peuvent cependant posséder plusieurs caractéristiques pouvant compromettre leur mise en place :

- Ils introduisent une forte complexification des calculs, avec notamment l'introduction d'un nouveau champ de variable interne et donc des degrés de liberté supplémentaires à chaque nœud. Leur mise en place nécessite le développement d'un élément spécifique. De plus, la résolution peut tout de même s'avérer plus difficile que sur le problème non régularisé et impose parfois l'utilisation conjointe d'effet retard pour aider à la convergence.
- Un étalement continu peut être observé après le passage de la fissure, du fait de l'augmentation continue des forces motrices écrites en déformation. Bien que sans influence sur la réponse globale car touchant des éléments déchargés, cette délocalisation amène à des profils de fissure non physiques. Ce problème est résolu par certains modèles à longueur variable et par les modèles de type Phase-Field.
- Aucun lien clair n'est la plupart du temps réalisable avec les paramètres énergétiques identifiés expérimentalement. Seuls les modèles Phase-Field, introduits dans le but de décrire une fissure discrète par un champ continu dissipant G_C , font intervenir ce paramètre.

Si ces différentes méthodes possèdent leurs avantages et leurs inconvénients d'un point de vue pratique, elles ont été introduites dans un but numérique afin de rétablir la robustesse des simulations. Leur adéquation avec les phénomènes physiques doit alors être évaluée et notamment leur capacité à représenter les effets d'échelle observés en section 1, ainsi que la possibilité d'introduire les grandeurs expérimentales G_C^∞ , c_x et c_y .

4 Application à la modélisation des composites tissés 3D : adéquation des effets d'échelle expérimentaux et obtenus par les modèles

Cette évaluation peut s'effectuer via la mise en place de tests numériques utilisant les différentes méthodes sur des éprouvettes de taille homothétique similairement à la campagne expérimentale. Les courbes force/déplacement (F/u) peuvent être analysées pour déterminer la loi de similitude effective produite par le modèle. Dans le cas de modèles n'introduisant pas de longueurs internes, deux familles de lois sont généralement rencontrées [14] :

- Les modèles de type contrainte (plasticité, endommagement, critère de rupture), pour lesquels un critère assimilable à une contrainte guide la rupture, et qui exhibent une évolution de la force et du déplacement proportionnelle à la taille W de l'éprouvette
- Les modèles de type MLER, où la rupture est guidée par un critère d'énergie surfacique de rupture, pour lesquels la force et le déplacement évoluent en \sqrt{W} avec la taille W de l'éprouvette

Dans le cas d'un modèle à longueur interne tel que rencontré dans les essais, la loi de similitude exhibe une transition entre les deux comportements précédents au fur et à mesure que la taille de l'éprouvette devient importante devant les longueurs internes. Les lois de similitude complètes de F et u dans notre cas peut être dérivées de l'équation 1 donnant celle de G_C [5].

Les calculs sont effectués sur la suite Z-set, en utilisant une loi de comportement de type ODM ne comportant des variables d'endommagement que dans la direction trame (direction de rupture) pour simplifier les calculs. Des éprouvettes CT de facteur d'échelle 0.5 à 3 sont utilisées. La taille de maille est conservée constante au niveau de la zone de fissure afin d'éviter les éventuelles différences liées à ce paramètre.

Loi de similitude des modèles Crack Band

Ces modèles étant introduits dans le but de vérifier une propagation à G_C constant, l'effet d'échelle observé correspond bien à celui de la MLER : on observe une superposition des courbes $F/\sqrt{W} - u/\sqrt{W}$. Cette superposition est toutefois conditionnée au fait qu'une unique bande d'endommagement se développe. Dans les simulations analysées, deux comportements différents ont été observés, avec soit l'apparition de deux bandes d'endommagement symétriques de part et d'autre du plan moyen de fissure, soit d'une unique bande prenant le dessus sur l'autre. Ces deux comportements amènent à des résultats différents en terme de G_C dissipé et la superposition en \sqrt{W} n'est effective que pour chacun des comportements. En absence de ce genre d'effet, la méthode Crack Band permet d'obtenir facilement une propagation de type MLER, mais ne peut pas reproduire les comportements observés expérimentalement tel qu'implémenté classiquement.

Loi de similitude des modèles à Effet Retard

Pour les modèles de type Effet Retard ou Taux Limité, la même loi de similitude a été observée quel que soit les valeurs choisies des paramètres, avec une superposition des courbes $F/W - u/W$ correspondant à la catégorie des modèles en contrainte (Fig. 3). Ce résultat, attendu pour les modèles d'endommagement, se retrouve aussi lors de l'utilisation des modèles introduisant des paramètres temporels dans un cadre quasi-statique : ceux-ci ne font pas apparaître de phénomène de longueur interne dans ce cas d'application. Si leur utilisation permet de rétablir la robustesse des calculs, elle ne permet pas de rendre compte des effets d'échelle observés sur les matériaux tissés 3D, où la taille des mécanismes de rupture n'est pas négligeable devant la taille de la structure.

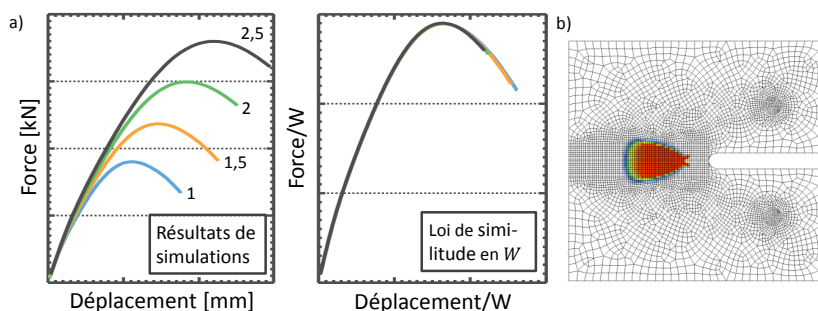


FIGURE 3 – Loi de similitude des modèles à effet retard et forme du profil de fissure

Loi de similitude des modèles Non Locaux

Comme évoqué en section 2, la convergence difficile des modèles Non Locaux impose souvent l'introduction d'effet retard pour permettre le bon déroulement des calculs. Cet effet, bien que pouvant être minime, a une influence importante sur le comportement global. L'effet retard entraîne notamment une dissipation d'énergie non contrôlable agissant en conjonction avec la délocalisation provoquée par la régularisation Non Local. Il ne semble par ailleurs pas y avoir de convergence claire vers une solution quand le paramètre τ_C tend vers 0, rendant difficile l'appréciation d'une valeur de τ_C pouvant être considérée d'influence négligeable. Il en résulte

un comportement complexe à analyser vis à vis de l'effet d'échelle et fortement dépendant de la valeur des paramètres.

Si l'effet d'échelle obtenue ne correspond ni à celui de la MLER ni à celui des modèles en contrainte, il n'est dans le cas général pas forcément cohérent avec le formalisme à longueur interne introduit en section 1. Si pour certaines valeurs de l et τ_c et e_{rupt} des valeurs équivalentes G_C^∞ , c_x et c_y peuvent être trouvées, la dépendance entre ces différents paramètres n'apparaît pas aisément et la vérification du comportement ne peut se faire qu'a posteriori et être recalé par tâtonnement.

Loi de similitude des modèles Phase Field

L'utilisation de modèles Phase Field offre l'avantage d'introduire des paramètres l et G_C homogènes aux paramètres c et G_C^∞ introduits dans la loi de similitude expérimentale (Eq. 1). Lors de l'utilisation d'un modèle de type Phase Field, l'effet d'échelle obtenu est conforme à celui observé dans les essais (Fig. 4). En effet, lorsque le paramètre l devient grand vis-à-vis de la taille des gradients mécaniques, le champ de fissure continu ne reproduit pas exactement une fissure discrète et ne dissipe pas la valeur G_C rentrée en paramètre. Le G_C apparent chute, conformément au comportement observé expérimentalement sur les petites tailles d'éprouvettes en présence d'une fissure diffuse. La Γ -convergence, utilisée pour assurer la convergence vers une fissure discrète quand l tend vers 0, assure ici que le comportement tend vers la MLER quand W tend vers l'infini.

Une correspondance exacte peut être effectuée entre les grandeurs introduites numériques et celles identifiées sur les données d'essais. Ainsi, le paramètre G_C introduit dans le Phase Field correspond à la valeur G_C^∞ qui est observée quand $l \ll W$. Un facteur proportionnel existe également entre les longueurs internes du modèle et c_x - c_y . Ce facteur dépend de la forme des champs choisis dans l'implémentation du Phase Field et du profil de fissure de la configuration équivalente utilisée pour obtenir l'Eq. 1.

Le frein majeur à l'utilisation de ces modèles dans un cadre industriel reste pour l'instant leur coût de calcul prohibitif. Un travail sur le plan numérique reste nécessaire afin de diminuer les temps de calcul : utilisation de matrices tangentes adaptées en implicite, mise en place d'une stratégie de calcul, choix d'une résolution monolithique ou alternée, définition du critère de convergence, utilisation d'une méthode line search, raffinement du maillage etc.

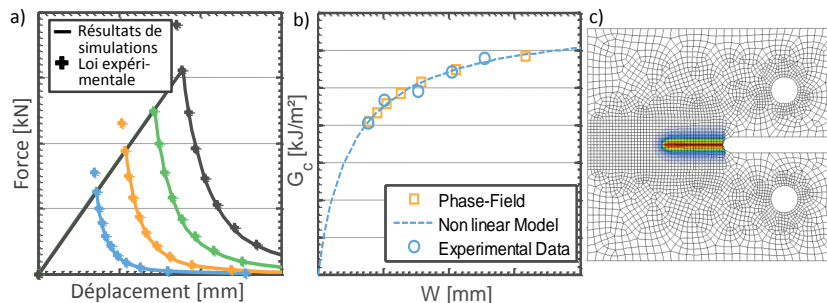


FIGURE 4 – a) Loi de similitude des modèles Phase Field, b) évolution de G_C avec la taille c) profil de fissure

Conclusion

La mise en place d'une campagne expérimentale sur des composites tissés 3D a permis de mettre en évidence l'importance de la taille des mécanismes de rupture sur la propagation de macro-fissure au sein de ceux-ci. L'estimation du taux de restitution d'énergie G_C montre une forte variation de ce dernier avec la taille et la géométrie de l'éprouvette tant que la taille des gradients mécaniques reste comparable à celle de l'architecture. Ce phénomène doit être pris en compte lors du dimensionnement de pièces industrielles, puisque leur dimension peut être comparable à celles testées. L'évolution de G_C peut être décrite par des lois de similitude utilisant des longueurs internes, reliées à différents mécanismes de rupture observés expérimentalement. Ce cadre d'analyse permet d'identifier, pour les composites tissés 3D, trois paramètres pertinents pour caractériser la rupture : un taux de restitution d'énergie critique asymptotique G_C^∞ et deux longueurs internes c_x et c_y .

L'utilisation d'essais virtuels comme outil de dimensionnement industriel nécessite d'intégrer ce comportement au sein des simulations numériques. Celles-ci sont effectuées en utilisant le formalisme des modèles d'endom-

agement continu adoucissants. L'introduction de méthodes de régularisation doit à la fois permettre de pallier les difficultés numériques liées à l'utilisation de ce type de modèles et de reproduire l'effet d'échelle recherché. Plusieurs méthodes ont été comparées à ces fins : Crack Band, Effet Retard, Non Local et Phase Field. La réalisation de simulations sur éprouvettes homothétiques a mis en évidence que seuls les modèles Phase Field semble être capables de reproduire le comportement observé expérimentalement. Les paramètres numériques introduits prennent alors un sens physique et une analogie peut être effectuée avec les grandeurs identifiées dans les essais. Le coût important de ces modèles impose néanmoins une amélioration des stratégies de résolution en vue de leur transfert vers l'industrie.

Remerciements

Cette étude a été menée dans le cadre du PRC MECACOMP, projet co-financé par la DGAC et le groupe Safran et impliquant Safran, l'Onera et le CNRS.

Références

- [1] A. Hurmane, A. Mavel, P. Paulmier, F. Laurin, Combined experimental and modelling approaches for strength analysis of 3D woven composites : from elementary coupons to complex aeronautical structures, *AerospaceLab Journal* (12) (2016) 1–11.
- [2] ASTM, Standard Test Method for Plane-Strain Fracture Toughness of Metallic Materials, Tech. Rep. E399 - 90, ASTM International, West Conshohocken, PA (1997).
- [3] N. Blanco, D. Trias, S. T. Pinho, P. Robinson, Intralaminar fracture toughness characterisation of woven composite laminates. Part I : Design and analysis of a compact tension (CT) specimen, *Engineering Fracture Mechanics* 131 (2014) 349–360.
- [4] V. Médeau, F. Laurin, J. Rannou, A. Hurmane, H. Quillent, F. Lachaud, Caractérisation expérimentale de la propagation de fissure dans des composites tissés 3d et influence des effets d'échelle, Champs-sur-Marne, France, 2017, pp. 1–10.
- [5] V. Médeau, F. Laurin, J. Rannou, A. Hurmane, S. Mousillat, F. Lachaud, Experimental characterisation of macro-crack propagation in 3d woven composites, size effect and associated damage gradient models, Athens, Greece, 2018, pp. 1–8.
- [6] M. J. Laffan, S. T. Pinho, P. Robinson, L. Iannucci, Measurement of the in situ ply fracture toughness associated with mode I fibre tensile failure in FRP. Part I : Data reduction, *Composites Science and Technology* 70 (4) (2010) 606–613.
- [7] M. J. Laffan, S. T. Pinho, P. Robinson, L. Iannucci, Measurement of the in situ ply fracture toughness associated with mode I fibre tensile failure in FRP. Part II : Size and lay-up effects, *Composites Science and Technology* 70 (4) (2010) 614–621.
- [8] Z. P. Bazant, J. Planas, *Fracture and Size Effect*, CRC Press, 1997.
- [9] Z. P. Bažant, B. H. Oh, Crack band theory for fracture of concrete, *Matériaux et Construction* 16 (3) (1983) 155–177.
- [10] J.-F. Deü, Rupture des composites stratifiés sous chargement dynamique : apports des méso-modèles avec endommagement retardé, Ph.D. thesis, École normale supérieure de Cachan, Cachan (1997).
- [11] G. Pijaudier-Cabot, Z. P. Bažant, Nonlocal Damage Theory, *Journal of Engineering Mechanics* 113 (10) (1987) 1512–1533.
- [12] R. H. J. Peerlings, R. De Borst, W. a. M. Brekelmans, J. H. P. De Vree, Gradient Enhanced Damage for Quasi-Brittle Materials, *International Journal for Numerical Methods in Engineering* 39 (19) (1996) 3391–3403.
- [13] C. Miehe, F. Welschinger, M. Hofacker, Thermodynamically consistent phase-field models of fracture : Variational principles and multi-field FE implementations, *International Journal for Numerical Methods in Engineering* 83 (10) (2010) 1273–1311.
- [14] Bažant Zdeněk P., Scaling Laws in Mechanics of Failure, *Journal of Engineering Mechanics* 119 (9) (1993) 1828–1844.