



HAL
open science

Dégradation des structures composites sous chargements mécaniques et environnementaux : modélisation et identification des mécanismes

Federica Daghia

► To cite this version:

Federica Daghia. Dégradation des structures composites sous chargements mécaniques et environnementaux : modélisation et identification des mécanismes. Journées Nationales sur les Composites 2017, École des Ponts ParisTech (ENPC), Jun 2017, 77455 Champs-sur-Marne, France. hal-01621584

HAL Id: hal-01621584

<https://hal.science/hal-01621584>

Submitted on 23 Oct 2017

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

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

Dégradation des structures composites sous chargements mécaniques et environnementaux : modélisation et identification des mécanismes

Degradation of composite structures under mechanical and environmental loadings : mechanism-based modeling and identification

Federica Daghia

LMT
ENS de Cachan, CNRS, Univ. Paris-Saclay
61 avenue du Président Wilson, F-94235 Cachan Cedex
e-mail : federica.daghia@ens-paris-saclay.fr

Résumé

La dégradation progressive des composites à fibres longues et matrice polymère est fortement pilotée par leur hétérogénéité à de multiples échelles caractéristiques (de la fibre, du pli, de la structure). La compréhension des mécanismes fondamentaux en jeu et de leurs interactions est essentielle pour une modélisation prédictive de la tenue en service et de la durée de vie de ces structures, ainsi que pour trouver les bons leviers pour des améliorations ultérieures de leurs performances. Dans ce contexte, un dialogue fort entre la modélisation, l'expérimentation et la simulation aux différentes échelles caractéristiques est nécessaire pour appréhender les spécificités introduites par chacune d'entre elles. Deux cas sont développés ici pour illustrer cette démarche : l'étude de la fissuration matricielle dans un stratifié en présence de chargements environnementaux et mécaniques, et la caractérisation micro et macro du délaminage de différentes interfaces $[\alpha/\beta]$ par des essais classiques et non classiques.

Abstract

The progressive degradation of long fibers, polymer matrix composites is strongly driven by their heterogeneity at multiple characteristic length scales (the fiber's, the ply's, the structure's). Understanding the fundamental physical mechanisms and their interactions is essential for the predictive modeling of the behavior in service and in the long term, as well as to find the right levers which can be used to further improve their performances. In this context, a tight dialogue between modeling, experiment and simulations at the different characteristic scales is required in order to capture the specificities introduced by each scale. In this work, we develop two specific examples in order to illustrate this general approach : on one hand, the evolution of matrix cracking in a laminate subjected to environmental and mechanical loads ; on the other hand, the micro and macroscale characterization of the delamination behavior of different $[\alpha/\beta]$ interfaces through classical and non classical test configurations.

Mots Clés : mécanismes de dégradation, fissuration transverse, délaminage, modélisation, expérimentation

Keywords : degradation mechanisms, transverse cracking, delamination, modeling, experimentation

1. Introduction

La compréhension et la modélisation de la dégradation progressive des composites à fibres longues et matrice polymère jouent un rôle crucial dans l'utilisation de ces matériaux au sein de nombreux secteurs industriels. La prédiction de la tenue en service et de la durée de vie d'une pièce en fonction de ses multiples paramètres de conception (géométrie externe, mais aussi géométrie interne - c'est à dire architecture du renfort, choix des constituants, ...) est un enjeu essentiel pour garantir l'intégrité de ces structures, mais aussi pour optimiser les choix de conception, ou pour imaginer des matériaux toujours plus performants.

La forte hétérogénéité des composites à de multiples échelles caractéristiques (celle de la fibre, du pli, de la structure) rend cette tâche très complexe. La dégradation de la structure composite est la conséquence de l'interactions d'une multiplicité de phénomènes physiques, souvent difficiles à caractériser de façon isolée à cause de leur caractère très local ou de leurs couplages intrinsèques. Les résultats d'essais de caractérisation, menés dans des configurations particulières soigneusement

choisies, ne peuvent pas en général être extrapolés directement à d'autres géométries ou conditions de chargement. Un exemple très parlant est le comportement à rupture des plaques trouées considérées en [1] (voir Fig. 1) : la contrainte moyenne à rupture varie de façon très importante en fonction de l'agencement des plis et des dimensions dans le plan, et les différents modes de rupture constatés, pilotés par des mécanismes différents (rupture des fibres ou délaminage) donnent lieu à des effets d'échelles impossibles à prévoir par des modèles ne prenant pas en compte chaque mécanisme élémentaire et leurs interactions. Ce type d'essai est très intéressant pour discriminer les différents modèles en fonction de leur caractère prédictif, à condition de comparer non seulement les indicateurs globaux (valeurs à rupture) mais aussi des informations locales, comme les cartes d'endommagement [2] (voir Fig. 2).



Fig. 1. Contrainte moyenne à rupture en fonction de la dimension dans le plan de plaques trouées avec différents agencements des plis, et modes de rupture associés [1]

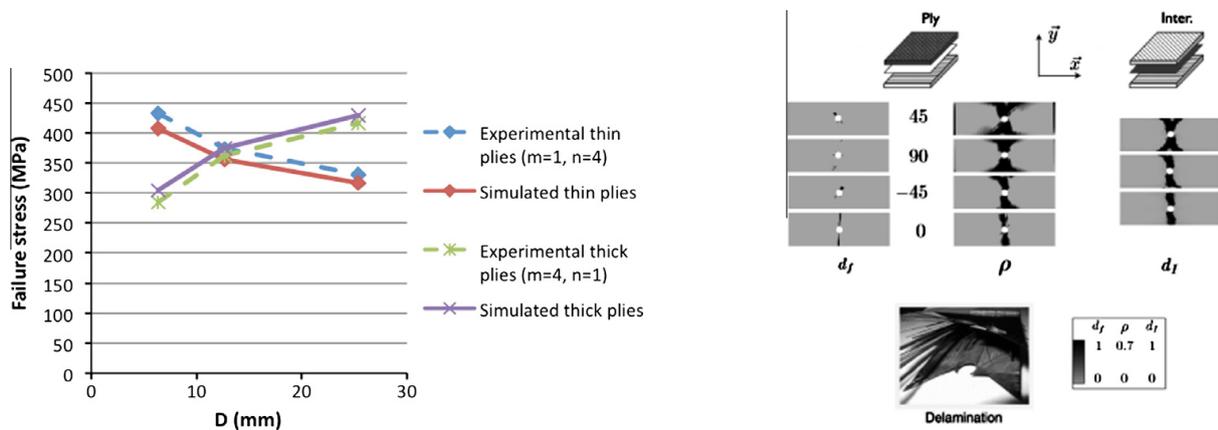


Fig. 2. Prédiction des valeurs et des modes de rupture via le mésomodèle d'endommagement des stratifiés [2]

L'objectif de mes travaux de recherche consiste en la compréhension et modélisation des mécanismes élémentaires de dégradation dans les composites à différentes échelles. Dans la démarche mise en œuvre, la modélisation joue un rôle central. D'une part, elle permet de concevoir et d'interpréter des essais de caractérisation originaux, définis dans l'objectif d'avoir accès à des phénomènes locaux, d'isoler ou de globaliser différents mécanismes physiques. D'autre part, elle peut fournir davantage d'informations, permettant d'accéder à des configurations ou à des données difficilement atteignables dans la pratique expérimentale. Finalement, elle permettra de prévoir la réponse dans une variété de configurations non considérées expérimentalement, via des simulations numériques fondées sur la physique, ce qui constitue l'objectif final de cette démarche.

La ou les échelles les plus pertinentes pour la caractérisation et pour la modélisation sont choisies au cas par cas, en fonction des phénomènes d'intérêt, mais aussi des moyens d'observations disponibles et des conséquences attendues sur la réponse globale de la structure composite. En vue de la redistribution significative des contraintes ayant lieu entre les plis d'orientation différente, l'échelle du 'matériau pli'

homogénéisé est souvent privilégiée par rapport aux échelles plus fines, difficiles d'accès expérimental et dont les particularités sont souvent cachées par l'architecture aux échelles supérieures. On est donc loin des approches complètement *bottom-up*, qui résultent actuellement peu faisables par manque de données expérimentales pertinentes aux échelles très fines et par les multiples difficultés pour effectuer une transition d'échelle 'propre'.

Deux exemples sont proposés dans la suite pour illustrer cette démarche générale : d'une part, l'étude de la fissuration matricielle dans un stratifié en présence de chargements environnementaux et mécaniques ; d'autre part, la caractérisation micro et macro du délaminage de différentes interfaces $[\alpha/\beta]$ par des essais classiques et non classiques.

2. Fissuration matricielle sous chargements environnementaux et mécaniques

La thermo-oxydation des composites à matrice organique peut réduire de façon importante la durée de vie de ces structures, notamment en présence de températures relativement élevées, proches de la transition vitreuse. La compétition entre diffusion et réaction de l'oxygène au sein de la matrice polymère mène à la création d'une couche oxydée proche de la surface du stratifié, d'épaisseur souvent plus fine que le pli élémentaire. Les propriétés élastiques et à rupture de la matrice et de la zone d'interphase fibre-matrice sont modifiées. Cette évolution peut faciliter la création de fissures matricielles, qui à leur tour permettent à l'oxygène d'atteindre le cœur du stratifié. Le couplage oxydation/fissuration est ainsi délétère pour la durée de vie de la structure.

La compréhension des phénomènes liés à la thermo-oxydation aux petites échelles (de la fibre ou même des chaînes de polymère) est très avancée [3, 4], mais la transition d'échelle vers le comportement du composite en présence de chargements mécaniques et environnementaux est encore loin d'être achevée. En particulier, certains aspects du couplage oxydation/fissuration restent à explorer.

En littérature, la thermo-oxydation est souvent caractérisée via des essais de vieillissement de matrice ou de composite sous atmosphère contrôlée en oxygène et température. En présence d'un chargement purement environnemental, deux phénomènes distincts favorisent la fissuration : d'une part, le retrait différentiel de la couche oxydée par rapport au composite sain augmente l'énergie stockée dans cette couche et disponible pour générer des fissures ; d'autre part, la fragilisation de cette même couche diminue l'énergie nécessaire à la fissuration. Puisque les deux phénomènes sont engendrés par l'oxydation du polymère, ils ne peuvent pas être séparés dans un essai de vieillissement pur, où les deux mécanismes sont actifs en même temps. L'utilisation séquentielle ou simultanée d'un chargement de type mécanique permettrait de modifier l'équilibre entre les mécanismes, et ainsi de mieux comprendre et modéliser chacun des phénomènes physiques liant oxydation et fissuration.

Dans l'étude présentée ici, mené au sein du projet FUI Comptinn, nous avons choisi de travailler à l'échelle du 'matériau pli' oxydé/dégradé : cela permet de s'affranchir de la forte variabilité locale à l'échelle fibre/matrice, ainsi que d'explorer l'interaction entre les phénomènes d'oxydation/fissuration et la microstructure hiérarchique à l'échelle de la stratification. Des essais originaux, couplés à des modèles d'interprétation et de prédiction, ont été conçus et menés pour étudier la cinétique de fissuration transverse du pli oxydé/dégradé, ainsi que l'évolution du taux critique de restitution d'énergie du matériau oxydé.

2.1. Cinétique de fissuration transverse du pli oxydé/dégradé

La cinétique de fissuration des plis soumis à un chargement en direction transverse a été largement investiguée dans la littérature. Du point de vue expérimental, des essais interrompus suivis de radiographies [5] ou des observations *in situ* par microscopie ou corrélation d'images ont permis de tracer des cartes de densité de fissure en fonction du chargement appliqué. Du point de vue de la modélisation, la dépendance du comportement en fissuration de l'épaisseur du pli a été interprétée grâce à des modèles de mécanique de la rupture discrète [6] et un pont micro-méso a été établi pour calculer l'endommagement du pli homogénéisé en fonction de la densité des fissures [7].

Dans le cas d'échantillons vieillis, puis testés mécaniquement en traction, la présence d'une couche oxydée/dégradée peut modifier la cinétique de fissuration, notamment pour les plis de surface. Des essais de ce type ont été menés sur des échantillons carbone/époxy $[90/0]_s$, où la direction 0 coïncide avec la direction du chargement mécanique : le vieillissement a été effectué à 180°C sous air ambiante, et la cinétique de fissuration des plis de surface lors du chargement mécanique a été observée par corrélation d'images [8].

Pour la durée de vieillissement maximale considérée, 6 semaines, l'apparition de fissures traversantes la couche oxydée/dégradée a été constatée en sortie d'étuve et avant le chargement mécanique. Ce type de fissures 'partielles' n'est pas classique dans les composites soumis à des chargements purement mécaniques, où les fissures tendent à traverser la totalité des plis adjacents ayant la même orientation. Les cartes de déformation obtenues par corrélation d'images pour différentes durées de vieillissement sont données en Fig. 3. L'influence du vieillissement sur la cinétique est évidente, mais les résultats restent difficiles à exploiter de façon quantitative pour les longues durées de vieillissement (3 et 6 semaines) à cause de la difficulté de détecter les fissures partielles, plus petites et donc moins ouvertes, et de le distinguer des fissures traversantes typiques d'un chargement purement mécanique.

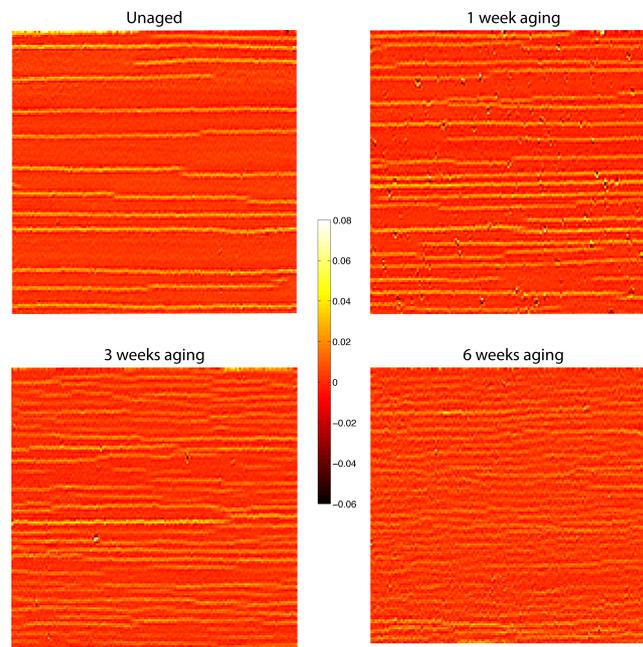


Fig. 3. Déformation mesurée par corrélation d'images à 0.4% de déformation moyenne, pour des différentes durées de vieillissement [8]

La compétition entre les deux scénarios de fissuration, fissures partielles et traversantes, peut être étudiée grâce à un modèle de mécanique de la rupture discrète, dans lequel la présence de la couche oxydée/dégradée, qui a en général un gradient de propriétés dans l'épaisseur, est prise en compte de façon simplifiée comme une couche à épaisseur constante dont les propriétés sont modifiées [8]. Un schéma de ce modèle, ainsi que des différents scénarios de fissuration considérés, est donné en Fig. 4. À chaque étape de chargement, environnemental puis mécanique, le scénario donnant lieu au taux de restitution d'énergie le plus important est favori, et il permet de faire évoluer la densité de fissures.

Ce modèle permet de reproduire et d'interpréter les résultats expérimentaux. Pour des faibles durées de vieillissement (0 ou 1 semaine), les fissures traversantes sont le seul scénario présent, même si le retrait dans la couche oxydée/dégradée accélère la fissuration lors du chargement mécanique. Les résultats des simulations sont comparés aux données expérimentales en Fig. 5 : en particulier, les données pour les échantillons non vieillis sont utilisés pour l'identification du taux critique de restitution d'énergie associé au matériau sain, et ceux pour les échantillons vieillis 1 semaine permettent de valider la réponse du modèle. Pour des durées de vieillissement plus importantes, les fissures partielles

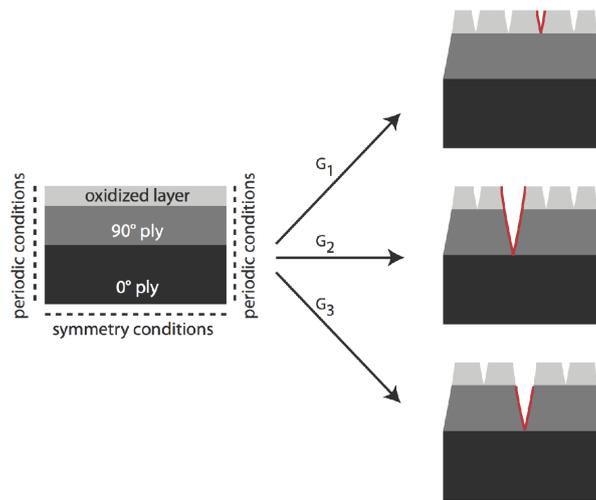


Fig. 4. Modèle de mécanique de la rupture discrète et scénarios de fissuration considérés

et les fissures traversantes sont en compétition : les premières se développent lors du chargement environnemental, et elles constituent des lieux privilégiés de propagation des fissures traversantes lors du chargement mécanique (scénario 3 en Fig. 4). Dans ce cas, seuls les résultats de simulation sont donnés en Fig. 5.

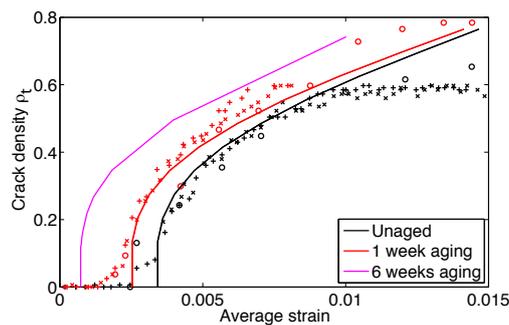


Fig. 5. Comparaison des cinétiques de fissuration expérimentales (points) et simulées (traits continus)

Le modèle ainsi défini peut constituer la base d'un pont micro-méso pour définir l'endommagement par fissuration d'un pli ayant une portion oxydée/dégradée, dans l'esprit des travaux cités précédemment [7]. Une difficulté supplémentaire est liée au choix de représentation du pli homogénéisé, qui peut être considéré comme une seule couche (mais avec quelles propriétés?) ou comme deux couches (mais dont la loi de comportement, couplée, n'est plus purement locale).

2.2. Taux critique de restitution d'énergie du matériau oxydé : l'essai d'oxy-délamination

L'utilisation simultanée d'un chargement environnemental et mécanique permet de modifier l'équilibre entre les deux mécanismes, retrait et fragilisation, responsables de la fissuration sous oxydation, dans l'objectif d'identifier un taux critique de restitution d'énergie pour le matériau oxydé $G_{c,ox}$. Pour ce faire, nous avons proposé un nouvel essai d'oxy-délamination, qui est une modification de l'essai de tambour grim pant (*Climbing Drum Peel*, ou CDP, [9]) classique dans l'étude du délaminage peau-âme des panneaux sandwich.

Un schéma de l'essai CDP est montré en Fig. 6. Dans cet essai, une peau du panneau sandwich (ou un petit paquet de plis d'un stratifié monolithique) est enroulée à vitesse constante autour d'un tambour de rayon r_1 : cela permet de faire propager une fissure pre-existante entre la peau et l'âme (ou entre les plis enroulés et le reste de l'éprouvette monolithique). Les forces mesurées lors de l'enroulement

de la peau et de la propagation de la fissure, unies à la géométrie du montage et de l'éprouvette, permettent de remonter au taux critique de restitution d'énergie associé à l'interface délaminée [10]. La propagation a lieu à force constante, il est donc possible de relier directement la force appliquée au taux d'énergie G disponible pour la propagation, contrairement à d'autres essais classiques comme le DCB, où cette relation varie au cours de la propagation.

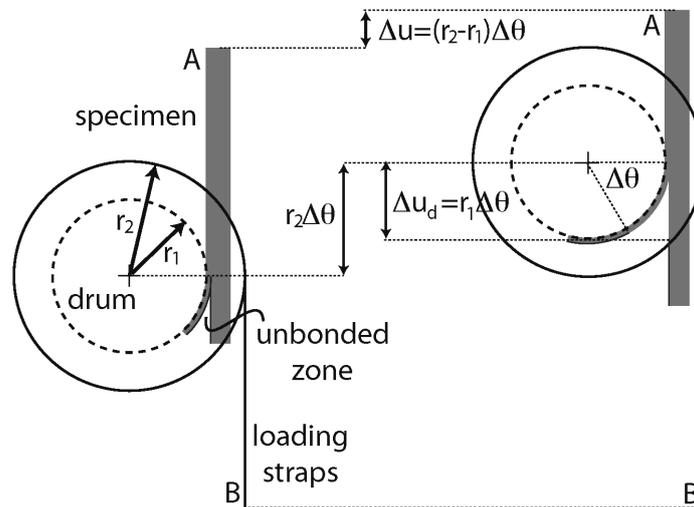


Fig. 6. Schéma de l'essai CDP [10]

Dans le contexte de l'essai d'oxy-délamination, le montage CDP est positionné dans une chambre environnementale, et l'essai est piloté en effort, en imposant une force plus faible de celle nécessaire pour délaminer une interface saine. Ainsi, le choix de la force appliquée fixe le taux d'énergie mécanique disponible pour la propagation, et le chargement environnemental permet d'oxyder la matière en pointe de fissure, et ainsi de réduire le taux critique d'énergie nécessaire. La propagation de la fissure est donc pilotée par l'oxydation, et la mesure de sa vitesse est un indicateur du niveau d'oxydation atteint : le lien quantitatif entre ces deux quantités peut être fait grâce à un modèle de diffusion/réaction au sein du composite.

Des résultats reliant le taux de restitution disponible à la vitesse de propagation de la fissure sont donnés en Fig. 7 pour un essai sur un stratifié carbone-époxy. Une propagation accélérée par rapport à la fissuration spontanée est constatée pour des valeurs de G allant jusqu'à la moitié du G_c caractéristique du matériau sain. Malgré ces premiers résultats encourageants, des difficultés techniques et d'interprétation restent pour une exploitation optimale de l'essai. En effet, il s'agit d'essais de longue durée, où les vitesses de propagation sont de l'ordre du micron par heure, ce qui engendre des problématiques de mesure non négligeables. De plus, des phénomènes parasites, de type fluage, se développent en présence de températures élevées : pour séparer cet ultérieur mécanisme des autres phénomènes d'intérêt, il serait utile de pouvoir accélérer le vieillissement par une augmentation de la concentration d'oxygène, et non pas seulement de la température, ce qui requière des moyens techniques non actuellement disponibles au LMT.

3. Caractérisation micro- et macroscopique du délamination via des différentes configurations d'essai

Le deuxième exemple discuté ici pour illustrer ma démarche fondée sur la compréhension des mécanismes de dégradation concerne la propagation d'une fissure de type délamination entre deux plis.

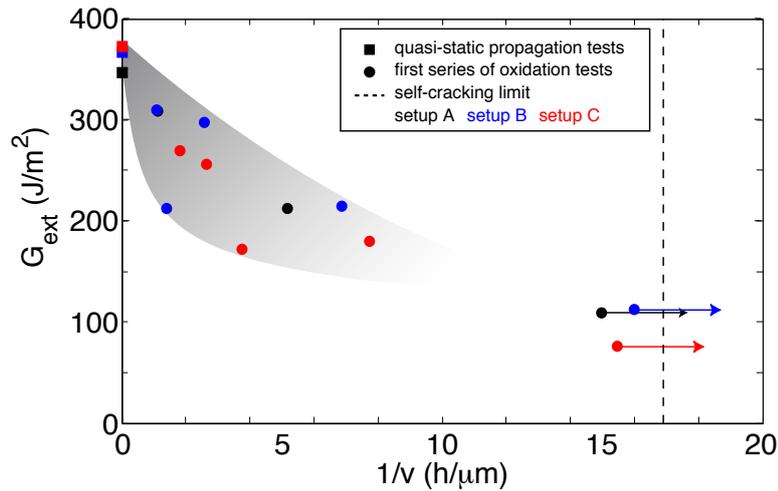


Fig. 7. Taux de restitution disponible vs vitesse de propagation de fissure pour l'essai d'oxy-délamination [11]

La façon classique de caractériser cette propagation est de déterminer les taux critiques de restitution d'énergie des 'modes purs' à partir de configurations normalisées [12, 13, 14], puis de définir un critère phénoménologique pour prendre en compte la mixité modale. Cette approche présente deux inconvénients majeurs.

Premièrement, la symétrie requise pour assurer les conditions de modes purs est extrêmement contraignante. Il est donc très difficile, voir impossible, d'assurer des conditions de mode pur pour des éprouvettes non planes (par exemple, issues d'un procédé de type enroulement filamentaire), ou dans lesquelles l'interface à délaminer n'est pas positionnée dans le plan moyen de l'éprouvette, ou encore dans lesquelles l'interface à étudier sépare deux plis d'orientation différente. Ce dernier cas est le plus intéressant d'un point de vue pratique, mais il demeure particulièrement délicat : il est possible de concevoir des empilements particuliers, qui respectent les symétries requises à l'échelle de la plaque stratifiée [15], mais la forte sensibilité de l'état de contraintes en pointe de fissure aux conditions locales ne permet pas d'assurer que le mode de propagation au sens local soit un mode pur.

Le deuxième inconvénient est le manque de fiabilité des critères de propagation de mode mixte, qui ne tiennent pas compte des mécanismes physiques de dissipation au sein de la zone d'interphase. En effet, la fissure peut se propager dans différentes zones (au sein de la couche riche en matrice, le long des interfaces fibre/matrice) et en mobilisant différents phénomènes dissipatifs, comme la plastification de la matrice, ou bien de particules thermoplastiques utilisées de plus en plus comme additifs dans les pré-imprégnés de dernière génération. Un lien plus clair entre ces mécanismes microscopiques et la dissipation mesurée à l'échelle macroscopique permettrait de définir des critères fondés sur la physique, mais aussi de mieux concevoir des solutions pour améliorer la ténacité des interfaces.

Quelques études visant à caractériser les mécanismes physiques de dissipation à l'échelle microscopique existent dans la littérature (par exemple [16]), mais un lien systématique entre ces phénomènes et la dissipation à l'échelle macroscopique sous des conditions de chargement variées n'a pas à ma connaissance été établi. Il s'agit d'un objectif à long terme, mais quelques éléments de réponse peuvent être obtenus grâce à l'étude de la propagation du délamination dans des configurations d'essais non classiques.

3.1. Comparaison entre DCB et CDP aux échelles macro et micro

La configuration de l'essai de tambour grim pant, utilisée pour l'oxy-délamination, est très intéressante également pour la caractérisation du taux critique de restitution d'énergie d'une interface saine. Par rapport à d'autres configurations plus classiques, tel que le *Double Cantilever Beam* (DCB), elle présente deux avantages significatifs. D'une part, la cinématique de l'essai fixe la position de la pointe

de fissure : il n'est donc pas nécessaire de suivre l'avancement de la fissure en cours d'essais, ce qui est souvent incommode d'un point de vue pratique. D'autre part, l'énergie utilisée pour le délaminage est déterminée de façon différentielle par rapport à l'énergie d'enroulement, donc d'autres éventuelles sources de dissipation, notamment dans la portion enroulée, sont automatiquement retirées du bilan d'énergie. Le manque de symétrie de cet essai, par contre, ne permet pas d'assurer une propagation sous conditions de mode I pur.

Dans une étude récente [10], nous avons caractérisé la propagation du délaminage le long de trois types d'interfaces entre plis tissés Satin 5H, [0/0], [90/0] et [+45/ - 45], en utilisant les essais DCB et CDP. Des empilements particuliers ont été conçus, permettant d'annuler ou de réduire les couplages (flexion/traction, traction/cisaillement, flexion/torsion) et de respecter les symétries au sens des plaques. En plus de la mesure du taux critique de restitution d'énergie, qui est une quantité macroscopique, la forme du front de fissure et l'état des surfaces délaminées ont été observées pour interpréter les valeurs de dissipation obtenues pour les différentes interfaces et configurations d'essai.

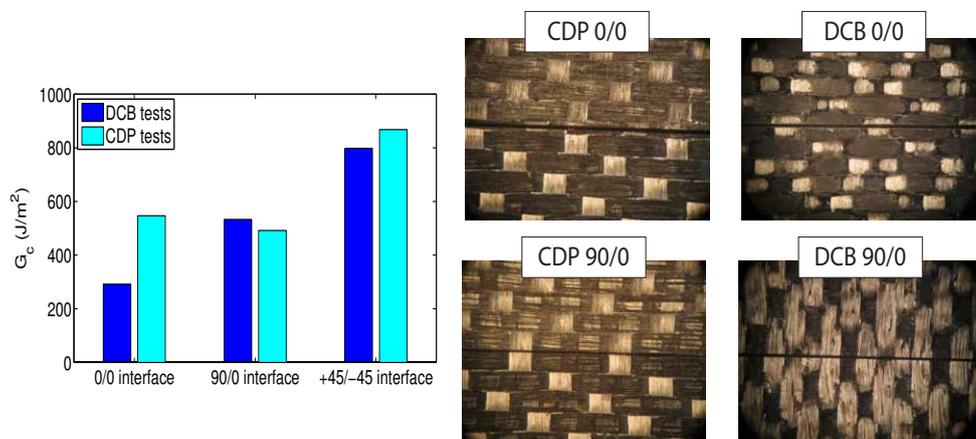


Fig. 8. Taux critiques de restitution d'énergie et surfaces délaminées pour les différentes interfaces et configurations d'essai

Les taux critiques de restitution d'énergie mesurés sont illustrés dans la Fig. 8. L'observation des motifs apparents sur les surfaces délaminées, présentés dans la même figure, permet d'expliquer qualitativement la différence de dissipation entre les essais DCB [0/0] et les autres essais [0/0] et [90/0]. Dans l'essai CDP, le motif observé sur la surface délaminée correspond systématiquement à celui du *peel arm*, c'est à dire du pli appartenant à la partie enroulée, et les taux critiques de restitution d'énergie mesurés sont très proches entre eux. Dans l'essai DCB, d'autre part, le motif dépend de l'interface délaminée : pour l'interface [90/0], on retrouve le motif du pli à 90° , et le taux critique est proche de celui mesuré par les essais CDP ; pour l'interface [0/0], la fissure touche à tour de rôle les deux plis adjacents, et notamment toutes les mèches à 90° , et le taux critique mesuré est beaucoup plus faible que dans les autres cas. En résumé, des motifs similaires observés sur les surfaces délaminées, et donc des mécanismes de dissipation similaires, correspondent à des taux critiques de restitution d'énergie similaires, indépendamment du mode de sollicitation au sens macroscopique. Finalement, l'énergie plus importante dissipée pour les interfaces [+45/ - 45] peut être expliquée par des branchements de la fissure principale, qui ont pu être observés sous tomographe.

Cette interprétation qualitative n'est que un point de départ : reste à quantifier la contribution relative des différentes zones de fissuration à la dissipation totale et le lien entre les conditions de chargement et le trajet local de la fissure. Ce qui est important à souligner est que la pertinence d'un essai de caractérisation ne peut pas être évaluée par sa 'pureté modale', mais par sa capacité à mobiliser les mécanismes de dissipation le plus représentatifs du délaminage sous conditions réelles.

3.2. Un essai de caractérisation du délaminage pour l'enroulement filamentaire

S'affranchir de l'obligation d'une propagation sous conditions de mode pur permet de concevoir des essais de caractérisation adaptés à des géométries particulières, comme celles issues d'enroulement filamentaire. Dans ce contexte, un projet récent en lien avec le Cetim consiste en l'analyse énergétique de l'essai de double tambour, baptisé ici le *Double Drum Peel* (DDP). Il s'agit d'un nouvel essai conçu par le Cetim pour la caractérisation du soudage laser de nappes thermoplastiques autour d'un mandrin rond. Cet essai, actuellement utilisé à des fins purement comparatifs, devrait permettre de caractériser le taux critique de restitution d'énergie associé à l'interface entre les nappes, moyennant une modélisation énergétique à l'échelle globale et une caractérisation de l'état de contrainte et des mécanismes de dissipation à l'échelle locale.

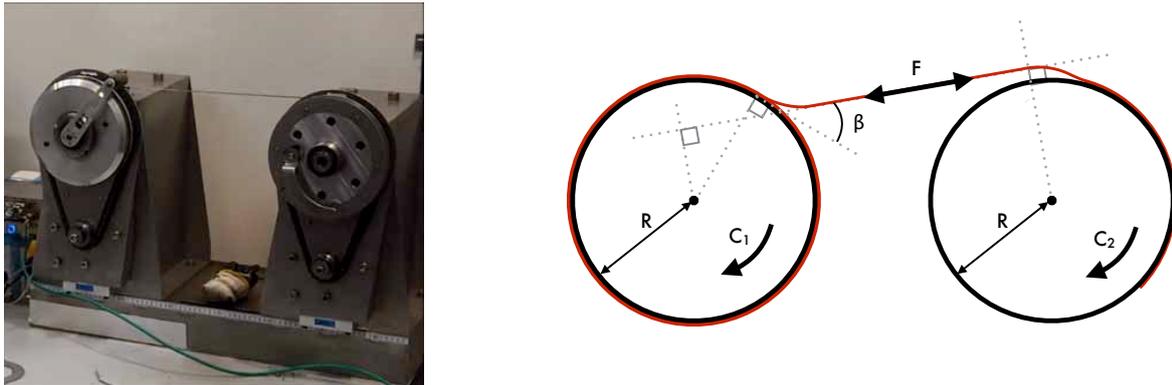


Fig. 9. Machine d'essai à double tambour et son schéma de fonctionnement

Le prototype de la machine d'essai, ainsi que son schéma de fonctionnement, sont montrés en Fig. 9. L'échantillon enroulé est positionné autour du tambour de gauche (1), une nappes prédélaminée est accrochée au tambour de droite (2) et la rotation des deux tambours permet de 'peler' la nappes du reste de l'échantillon selon un angle de pelage β . En particulier, la présence d'un couple de contraste $C_1 < 0$ permet de garder un angle de pelage constant, et ainsi de se placer dans des configurations qui permettent une réalisation aisée de l'essai, sans rupture de nappes par flexion (pour les grands angles) ou par traction (pour les petits angles).

Un bilan d'énergie, avec quelques hypothèses simplificatrices, permet d'écrire le taux de restitution d'énergie en fonction des couples C_1 et C_2 , de la largeur b de la nappes et du rayon R des tambours :

$$G = \frac{C_2 + C_1}{bR}$$

Via des considérations d'équilibre, en supposant la rigidité de flexion de la nappes négligeable, on peut montrer que cette formule peut être réécrite comme

$$G = \frac{F}{b} (1 - \cos \beta)$$

où F est la tension dans la nappes. Cette même formule permet de calculer le taux de restitution d'énergie pour un essai de pelage classique, type celui présenté en [17]. Cet essai est donc équivalent aux essais de pelage classique, au moins au sens global.

Du point de vue local, des calculs de rapport modal montrent que celui-ci est relativement indépendant de l'angle de pelage, pour des angles supérieurs à 30° , qui sont les gammes d'utilisation typiques. Ce même rapport modal, d'autre part, est fortement influencé par la présence d'une interphase relativement épaisse, présente dans les nappes thermoplastiques utilisées mais souvent négligée dans la modélisation.

Des essais préliminaires ont montré une dispersion très importantes des résultats, due principalement à la très forte variabilité des nappes thermoplastiques de départ. Il est actuellement envisagé d'utiliser un matériau modèle de type thermodurcissable pour valider le principe de l'essai.

4. Conclusions et perspectives

Les illustrations présentées dans ce travail montrent l'intérêt d'une modélisation fondée sur les mécanismes physiques pour décrire la dégradation des composites à fibres longues et matrice polymère. Des multiples compétences, de l'expérimental au numérique, doivent être mobilisées pour mener à bien cette démarche. La modélisation n'est pas seulement l'objectif de cette approche, mais elle constitue un guide fondamental pour comprendre et trier les phénomènes observés, pour concevoir les essais, ainsi que pour accéder à des informations supplémentaires difficiles à obtenir expérimentalement.

Remerciements

Une partie de ce travail a été menée au sein du projet FUI Comptinn, financé by OSEO-DGCIS dans les 'Pôles de Compétitivité' ASTech and Aerospace Valley.

Références

- [1] M. R. Wisnom, S. R. Hallett « The role of delamination in strength, failure mechanism and hole size effect in open hole tensile tests on quasi-isotropic laminates », *Composites : Part A* Vol. 40, pp. 335–342, 2009.
- [2] E. Abisset, F. Daghia, P. Ladevèze « On the validation of a damage mesomodel for laminated composites by means of open-hole tensile tests on quasi-isotropic laminates », *Composites : Part A* Vol. 42, pp. 1515–1524, 2011.
- [3] X. Colin, C. Marais, J. Verdu « A new method for predicting the thermal oxidation of thermoset matrices - Application to an amine crosslinked epoxy », *Polymer testing* Vol. 20, pp. 795–803, 2001.
- [4] L. Olivier, N. Q. Ho, J. C. Grandidier, M. C. Lafarie-Frenot « Characterization by ultra-micro indentation of an oxidized epoxy polymer : Correlation with the predictions of a kinetic model of oxidation », *Polymer Degradation and Stability* Vol. 93, pp. 489–497, 2008.
- [5] L. Boniface, P. A. Smith, M. G. Bader « Transverse ply cracking in cross-ply CFRP laminates - initiation or propagation controlled? », *Journal of Composite Materials* Vol. 31, pp. 1080–1111, 1997.
- [6] J. A. Nairn, *Comprehensive Composite Materials : Polymer Matrix Composites*, chap. Matrix Microcracking in Composites, Pergamon Press, 2000.
- [7] P. Ladevèze, G. Lubineau « An enhanced mesomodel for laminates based on micromechanics », *Composites Science and Technology* Vol. 62 n° 4, pp. 533–541, 2002.
- [8] F. Daghia, F. Zhang, C. Cluzel, P. Ladevèze « Thermo-mechano-oxidative behavior at the ply's scale : the effect of oxidation on transverse cracking in carbon-epoxy composites », *Composite Structures* Vol. 134, pp. 602–612, 2015.
- [9] ASTM-D1781 « Standard test method for Climbing Drum Peel for Adhesives », 1998.
- [10] F. Daghia, C. Cluzel « The Climbing Drum Peel (CDP) test : an alternative to the Double Cantilever Beam (DCB) for the determination of fracture toughness of monolithic laminates », *Composites : Part A* Vol. 78, pp. 70–83, 2015.
- [11] F. Daghia, C. Cluzel « Experimental study of the propagation of delamination under oxidizing environment and mechanical loading », in : ECCM16 - 16th European Conference on Composite Materials, 2014.
- [12] ISO-15024 « Fibre-reinforced plastic composites - Determination of mode I interlaminar fracture toughness, GIC, for unidirectionally reinforced materials », 2002.
- [13] ISO-15114 « Fibre-reinforced plastic composites - Determination of the mode II fracture resistance for unidirectionally reinforced materials using the calibrated end-loaded split (C-ELS) test and an effective crack length approach », 2014.
- [14] ASTM-D7905 « Standard test method for determination of the mode II interlaminar fracture toughness of unidirectional fiber-reinforced polymer matrix composites », 2014.
- [15] X. J. Gong, A. Hurez, G. Verchery « On the determination of delamination toughness by using multidirectional DCB specimens », *Polymer testing* Vol. 29, pp. 658–666, 2010.
- [16] M. R. Groleau, Y.-B. Shi, A. F. Yee, J. L. Bertram, H. J. Sue, P. C. Yang « Mode II fracture of composites interlayered with nylon particles », *Composites Science and Technology* Vol. 56, pp. 1223–1240, 1996.
- [17] K. Kendall « Thin-film peeling - the elastic term », *Journal of Physics D : Applied Physics* Vol. 8, pp. 1449–1452, 1975.