



HAL
open science

Comportement mécanique au feu de composites à matrice thermoplastique pour applications aéronautiques

Yann Carpier, Benoît Vieille, Mohamed-Ali Maaroufi, Alexis Coppalle,
Fabrice Barbe

► **To cite this version:**

Yann Carpier, Benoît Vieille, Mohamed-Ali Maaroufi, Alexis Coppalle, Fabrice Barbe. Comportement mécanique au feu de composites à matrice thermoplastique pour applications aéronautiques. Journées Nationales sur les Composites 2017, École des Ponts ParisTech (ENPC), Jun 2017, 77455 Champs-sur-Marne, France. hal-01621623

HAL Id: hal-01621623

<https://hal.science/hal-01621623>

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.

Comportement mécanique au feu de composites à matrice thermoplastique pour applications aéronautiques

Mechanical behavior under fire exposure of thermoplastic-based composites for aeronautical applications

Y. Carpier¹, B. Vieille¹, M.A. Maaroufi¹, A. Coppalle², F. Barbe¹

1 : Normandie Univ, UNIROUEN, INSA Rouen, CNRS, GPM
76000 Rouen, France
yann.carpier@insa-rouen.fr

2 : Normandie Univ, UNIROUEN, INSA Rouen, CNRS, CORIA
76000 Rouen, France

Résumé

Le comportement thermomécanique en compression de plaques stratifiées tissés Carbone/PPS soumises à un flux radiant de 50kW/m² a été étudié pour une séquence d'empilement quasi-isotrope. Sous chargement monotone, la réponse est quasi-élastique jusqu'à une chute de la contrainte résultant de la formation et de la propagation d'une bande de flambement plastique macroscopique, initiée par la décomposition thermique de la matrice dans les zones de chevauchement des fibres trame/chaîne. Cette bande progresse ensuite lentement à contrainte constante dans la direction longitudinale (élargissement de bande). Lors d'une sollicitation en fluage, la réponse est divisée en 3 phases : fluage primaire, secondaire et tertiaire. Au cours de chaque phase, différents mécanismes thermiques et mécaniques sont en compétition et prédominent en fonction du niveau de contrainte : dilatation thermique et thermochimique, décomposition thermique, modifications des propriétés mécaniques, etc. Des différences de comportement sont aussi observées pour des sollicitations dans les sens longitudinal et transversal. Finalement, l'apparition/développement de porosités associées au changement de phase liquide-gaz (décomposition du PPS) aboutissent au micro-flambement dans les zones riches en matrice puis à la formation de bandes de flambement plastique. Les observations *post-mortem* révèlent que ce flambement macroscopique se propage de manière spécifique selon l'état de décomposition du matériau.

Abstract

The compressive thermo-mechanical behavior of Carbon/PPS plates under a 50kW/m² radiant flux exposure has been studied in the case of quasi-isotropic laminates. Under monotonic compression, the response is quasi-elastic until the material reaches a maximum stress, followed by a drop in load capacity, associated with the formation and the propagation in the transverse direction of a macroscopic buckling band, resulting from the thermal decomposition of the matrix at the crimp between the warp/weft fibers during fire exposure. At virtually constant stress, this band then propagates slowly in the longitudinal direction (band broadening). The compressive creep response is divided into 3 stages, referred to as primary, secondary and tertiary stages. During these stages, different thermal and mechanical mechanisms compete and prevail depending on the applied creep stress: thermal and thermo-chemical expansion, decomposition, changes in mechanical properties, etc. The material also exhibits different behaviors depending on the loading direction (longitudinal or transverse). Ultimately, the formation/development of porosities associated with the phase transition liquid-gas (due to the PPS matrix decomposition) lead to micro-buckling in matrix-rich areas and therefore, to the formation of plastic buckling bands. Post-mortem observations show that this macroscopic buckling propagates specifically according to the decomposition state of the material.

Mots Clés: Composites thermoplastiques, renfort tissé, feu, compression, fluage

Keywords : Thermoplastic composites, woven reinforcement, fire, compression, creep

1. Bibliographie

Les matériaux composites à matrice organique (CMO) sont depuis 50 ans le sujet de nombreuses études, en raison notamment de leurs propriétés mécaniques spécifiques élevées. Une des conséquences est leur utilisation croissante dans l'aéronautique pour des applications structurales où ils peuvent être soumis à des environnements sévères (humidité, température et chargement

mécanique élevés). Un incendie dans un avion étant un scénario critique, comprendre le comportement au feu des matériaux composites est donc devenu primordial afin d'assurer la sécurité des passagers. Dans ce contexte, le comportement des composites à matrice thermodurcissable (TD), notamment le C/Epoxy, a été largement étudié ces quarante dernières années. En revanche, le comportement des composites à matrice thermoplastique (TP), dont l'utilisation en aéronautique est plus récente, reste une question relativement ouverte. Cependant, les structures chimiques différentes de ces deux familles de polymères impliquent des différences fondamentales dans le comportement voire la décomposition thermique.

Récemment il a été montré qu'une exposition à des flux thermiques jusqu'à 50kW/m^2 (température en surface induite $\approx 600^\circ\text{C}$) se traduisait par des propriétés résiduelles en traction de stratifiés QI carbone/PPS (TP) bien meilleures que celles de stratifiés carbone/époxy (TD) [1,2]. Ces caractéristiques s'expliquent notamment par une température de dégradation plus élevée de la matrice PPS et une masse résiduelle plus importante après exposition au feu. Le résidu carboné issu de la décomposition, appelé *char*, présente une structure différente dans les matrices TP et TD et joue un rôle prépondérant dans le comportement mécanique [3]. Dans le cas du C/PPS, la redistribution de la matrice fondue lors d'une exposition au feu : (i) conserve partiellement la cohérence du réseau fibreux, (ii) contribue à former une barrière à l'oxydation des torons de fibres de carbone, (iii) favorise l'expulsion des gaz de décomposition. Au contraire, la matrice époxy ne présentant pas de fusion, il en résulte un *char* fortement poreux et très peu cohésif, rendant impossible le transfert de charges entre torons et plis du stratifié, se traduisant par une tenue mécanique au feu moindre. Le comportement en compression après exposition au feu du C/PPS a lui aussi été étudié [4,5], car ce type de chargement est souvent critique dans les composites fibreux en raison de leur sensibilité au flambement.

Ainsi, si les composites à matrice TP semblent être de bon candidats pour des applications structurales, un des freins à leur généralisation s'explique par le très faible nombre d'études s'intéressant à leur comportement lors d'une exposition simultanée (feu et chargement mécanique), plus représentative de conditions critiques en service [6]. Les études dans le domaine sont en effet focalisées sur le comportement en compression de composites TD « grande distribution » tels que les verre/vinylester [7,8] ou C/Epoxy [9]. Différents modèles ont ainsi pu être développés pour ces matériaux [10,11] et appliqués avec succès, notamment grâce à de nombreuses données expérimentales pour les alimenter. L'application de ces modèles à des composites TP reste toutefois sujette à de nombreuses questions. En effet, contrairement aux composites TD, la démarcation entre la zone dégradée et la zone non dégradée reste floue, et complique l'application des modèles bi-constituant (matériau vierge/*char*) développés par Gibson et al [1]. En 2002, Atreya a adapté aux composites TP exposé au feu (prise en compte d'une zone fondue notamment) un modèle thermique inspiré de celui de Gibson, mais aucune étude du comportement mécanique n'est proposée [12]. Parallèlement au développement d'outils de modélisation, le manque de données expérimentales traitant de l'évolution des propriétés physiques et mécaniques des matériaux TP en fonction de la température demeure actuellement une des principales limites.

Dans ce contexte, et en vue de proposer à moyen terme un modèle thermo-mécanique spécifique aux composites à matrice TP, des outils et protocoles expérimentaux sont mis en place afin de mieux appréhender et quantifier la décomposition thermique et la réponse thermo-mécanique de stratifiés C/PPS soumises à des flux radiants allant jusqu'à 50kW/m^2 .

2. Matériaux et méthodes expérimentales

2.1 Matériau étudié

Le matériau étudié est un composite à matrice PPS (PolyPhénylèneSulfide) renforcée par des fibres de carbone. Le renfort (T300 3K 5HS), fourni par Toray, est un tissu équilibré dans les directions trame et chaîne selon un motif satin de 5 (Fig. 1). La résine PPS est fournie par Ticona (Fortron grade 0214). Le taux volumique des deux constituants est de 50%, soit un taux massique de 42% pour la

matrice. Le matériau se présente sous la forme de plaques stratifiées de 7 plis possédant une séquence d'empilement quasi-isotrope (QI) : [(0/90), (± 45), (0/90), (± 45), (0/90), (± 45), (0/90)].

Les éprouvettes utilisées sont des plaques de 150x100mm² découpées par jet d'eau à partir de plaques de 600x600mm². Bien qu'ayant une séquence d'empilement quasi-isotrope, le matériau ne présente exactement pas le même comportement mécanique selon les directions de sollicitation, en raison notamment de la structure du renfort tissé (satin de 5) [13]. L'influence du tissage a ici été étudiée en découpant des plaques dans les sens longitudinal et transversal (dans lesquelles les fibres parallèles à la direction de sollicitation sont respectivement les torons de chaîne ou de trame).

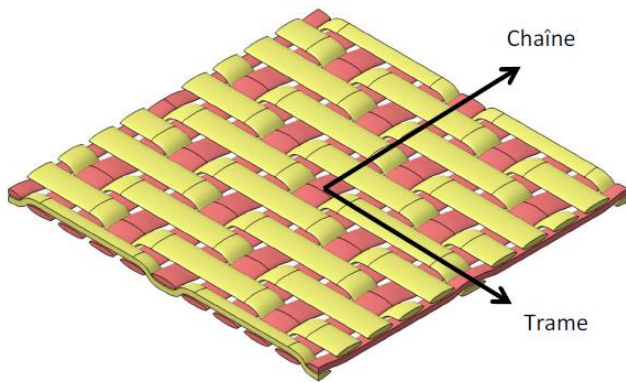


Figure 1 : Satin de 5

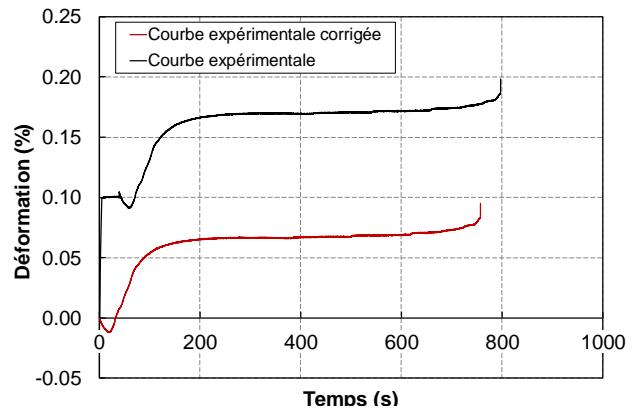


Figure 2 : Corrections apportées aux courbes expérimentales

2.2 Méthodes expérimentales

2.2.1 Exposition au feu

Afin de reproduire l'effet de la chaleur générée par un incendie, un cône calorimétrique (résistance chauffante) en configuration verticale est utilisé dans cette étude. Cette méthode présente l'avantage d'être répétable et de permettre l'obtention d'un flux relativement constant. Le principal inconvénient de cette méthode réside dans l'accentuation des phénomènes d'oxydation. En effet, une flamme a tendance à consommer l'oxygène sur son trajet de telle façon que l'atmosphère proche de la surface du matériau ne comporte presque plus d'oxygène. Quelle que soit la méthode d'exposition utilisée, la durée d'exposition accroît la taille de la zone dégradée thermiquement des éprouvettes et rend plus difficile la comparaison des résultats en fonction des différents flux thermiques. Ainsi, et pour faciliter cette comparaison, une pièce isolante placée à la surface de l'éprouvette permet d'exposer au feu tous les échantillons avec une surface rectangulaire identique (75x65mm²). Les dimensions de cette pièce isolante sont déterminées de façon à assurer une densité de flux thermique la plus homogène possible sur toute la zone dégradée.

2.2.2 Essais mécaniques

Les essais mécaniques sont réalisés au moyen d'une machine de traction hydraulique MTS 810 équipée d'une cellule de force de 100kN. Deux types d'essais mécaniques sont réalisés : compression monotone jusqu'à rupture et fluage en compression. Le premier permet de déterminer les valeurs de contraintes imposées durant le second à savoir 25, 50 et 75% de la contrainte ultime. Dans les 2 cas, le début de la procédure est identique :

1. Pour limiter le flambement global, les plaques sont placées dans un montage anti-flambement développé par Boeing pour les essais de compression après impact [14]. Le système est formé de couteaux maintenant les 4 bords de la plaque, empêchant un flambement global.
2. Pré-chargement à 0,5 MPa.
3. Application du flux thermique pendant 100s (temps moyen nécessaire avant d'atteindre un équilibre thermique dans le matériau).
4. Imposition du chargement mécanique.

Trois éprouvettes sont testées pour chaque configuration. L'état de déformation n'étant pas homogène lors d'une sollicitation combinée (feu + compression), la déformation moyenne est évaluée à partir du déplacement de la traverse. Afin de faciliter la comparaison entre les différentes contraintes de fluage, la déformation est réinitialisée juste avant l'exposition au feu (Fig. 2). On peut souligner que pour les différentes analyses, la déformation est représentée positive en compression.

3. Résultats

3.1 Compression monotone

Pour les matériaux composites à matrice ductile, le mécanisme de rupture prédominant en compression est généralement identifié comme résultant de la formation de bandes de flambement plastique [15]. Après une première zone élastique, la réponse du matériau peut être décomposée en 3 phases (Fig. 3) [16]. A partir d'une contrainte seuil σ_i , appelée contrainte d'initiation du flambement, on observe une légère non-linéarité correspondant à l'initiation d'une déformation plastique locale de la matrice associée à un début de flambement des fibres. Dans les composites tissés, ce phénomène est favorisé par la flexion induite dans les zones de chevauchement des torons chaîne et trame riches en matrice [17]. Lors d'une exposition au feu et lorsque la température d'exposition est supérieure à la température de dégradation, on retrouve dans ces zones des macroporosités qui induisent un délaminage lequel va contribuer à amplifier le flambement des fibres ondulantes. La flexion des torons dans les zones délaminées et dans les zones de chevauchement augmente d'une part le moment subi par les torons et d'autre part le cisaillement de la matrice, entraînant une baisse de la rigidité de la structure [18]. A partir d'un moment, ce mécanisme devient instable et se traduit par le flambement des torons longitudinaux (parallèle à la direction de compression) et une chute de la contrainte.

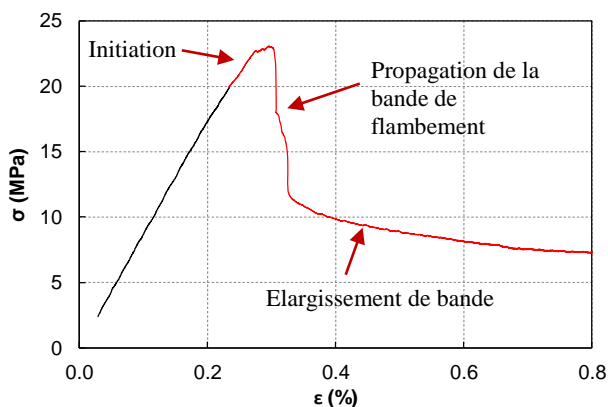


Figure 3 : Courbe contrainte déformation

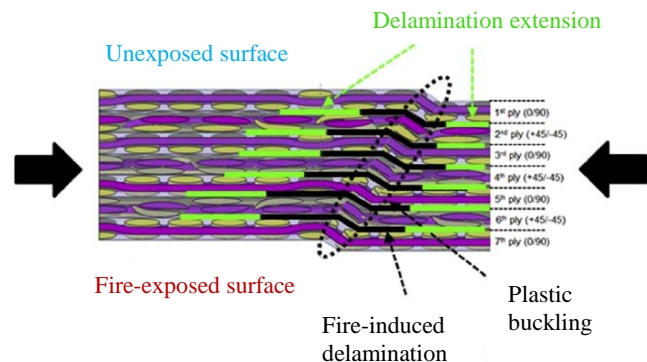


Figure 4 : Mécanismes de ruptures en compression [4]

La progression de la bande de flambement dans la direction transverse se termine quand la flexion des torons nécessite un cisaillement de la matrice tel qu'il ne soit plus énergétiquement favorable. L'orientation des fibres étant alors fixe, un autre mécanisme de déformation est activé. Il correspond à l'élargissement de la bande de flambement vers le reste du matériau et s'opère à contrainte quasi-constante. En parallèle, les fissures inter-laminaires initiées par la formation des macroporosités s'étendent dans la direction de sollicitation (Fig. 4).

La contrainte σ_{max} correspondant au début de la progression macroscopique de la bande de flambement plastique est choisie comme contrainte de référence (égale à 22 MPa) pour les essais de fluage. Ces essais sont réalisés à 3 niveaux de contrainte : 25, 50 et 75% de σ_{max} , qualifiés par la suite de contrainte de fluage faible, moyenne et élevée, respectivement.

3.2 Fluage en compression

3.2.1 Réponse mécanique générale

Lors de l'exposition au flux thermique, la réponse macroscopique du matériau peut se décomposer en 3 phases caractéristiques: fluage primaire, secondaire et tertiaire (Fig. 5a). Ces phases sont ici le résultat de l'interaction entre différents phénomènes thermiques et mécaniques. Les courbes de fluage relatives aux trois niveaux de contrainte sont présentées Figure 6. Pour la contrainte élevée, le fluage secondaire n'est pas observé.

Dans un premier temps, la déformation évolue dans le sens inverse de la compression exercée (durant 20 à 50 secondes), principalement en raison de la dilatation thermique de la matrice qui prévaut sur la compression et la contraction des fibres. En effet, étant donnée la température du matériau à ce stade de l'essai (entre 300 et 450°C en face exposée [4]), le coefficient de dilatation longitudinal de la fibre est nul, voire négatif [19]. Très rapidement, d'autres phénomènes prennent le dessus et la déformation totale augmente dans le sens de la compression. En effet, au fur et à mesure que la température augmente dans l'épaisseur, le matériau dépasse ses températures de transition vitreuse et de fusion et la répartition des efforts devient hétérogène au sein du stratifié, ce qui induit une localisation des déformations, et donc une augmentation de la déformation macroscopique moyenne. Cette dernière finit par se stabiliser après 80-90 secondes quand la température atteint un régime quasi-permanent : 550°C en moyenne en surface exposée et 350°C en surface arrière. A ce stade de l'essai, la dilatation thermique n'évolue plus et un équilibre s'opère entre les déformations d'origine thermique et mécanique. L'évolution des propriétés mécaniques dépend alors du temps d'exposition, les mécanismes thermiques et mécaniques rentrent alors en compétition et conditionnent la réponse du matériau. Ainsi, l'évolution de la déformation est particulièrement dépendante des conditions expérimentales (flux thermique et contrainte de fluage) et sera détaillée dans un paragraphe suivant. Néanmoins, pour toutes les conditions testées, la dégradation thermique progresse dans l'épaisseur du stratifié durant toute cette phase secondaire, entraînant la formation de porosités dans les zones riches en matrice et le micro-flambement de fibres à 0° caractérisés par de légers sauts de déformations sur la courbe $\epsilon = f(t)$. La reprise des efforts par les fibres à 0° avoisinantes s'effectue alors en direction des bords et à l'arrière de la zone dégradée, au fur et à mesure que le micro-flambement progresse dans la direction transverse.

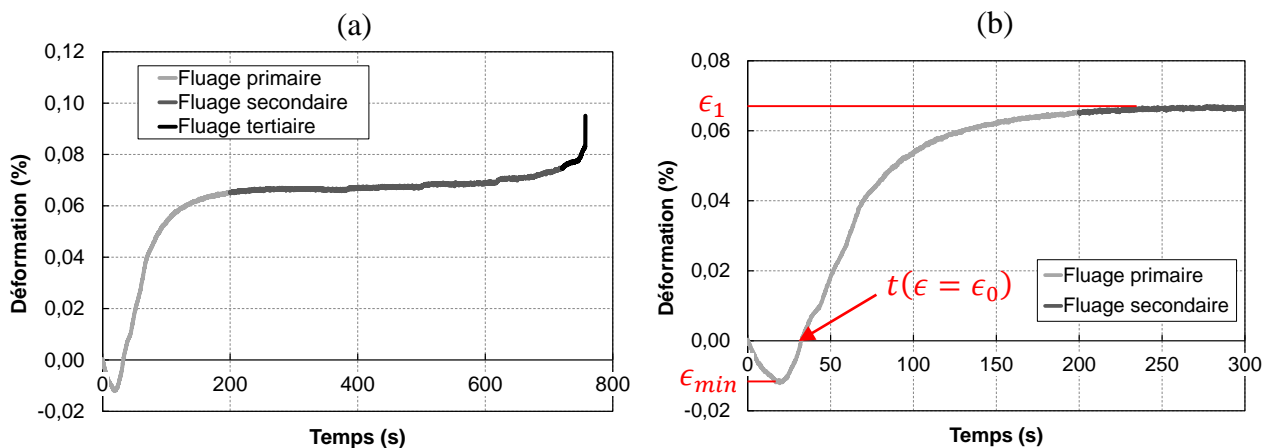


Figure 5 : (a) Réponse mécanique générale (b) Fluage primaire.

Lorsque la dégradation atteint un stade tel que les zones non dégradées ne peuvent plus reprendre la charge de compression, les fibres à 0° flambent et le flambement global résultant progresse dans la zone dégradée pour former des bandes de flambement plastique macroscopiques. Comme dans le cas de la compression monotone, la généralisation de la bande de flambement macroscopique dans la largeur de la plaque est particulièrement dépendante des conditions expérimentales et de l'état de dégradation du matériau.

La suite de l'étude s'intéresse à l'influence de 2 paramètres sur la réponse mécanique de plaques soumises à un flux de 50kW/m² : la contrainte de fluage et la direction de sollicitation (longitudinale ou transversale).

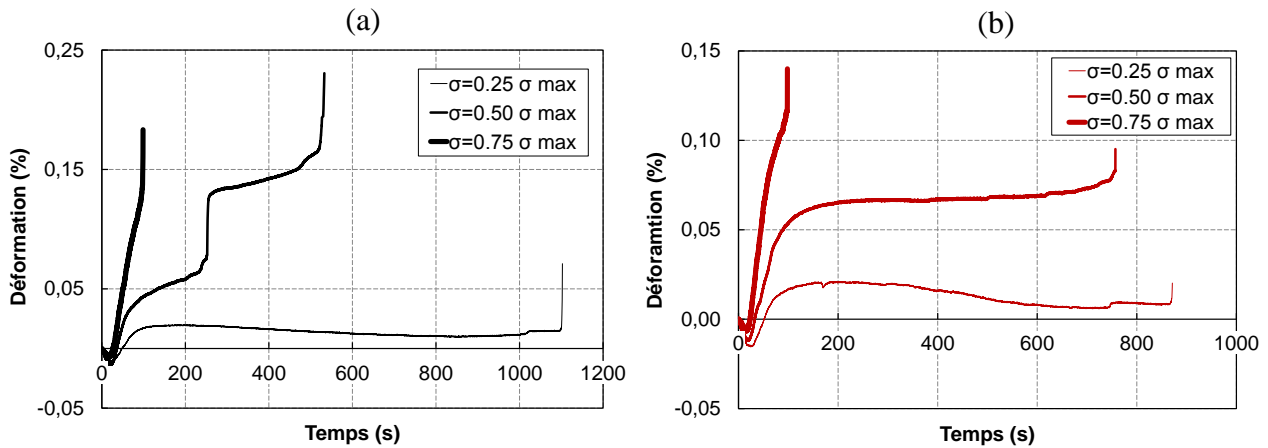


Figure 6 : Influence de la contrainte de fluage (a.) Sens trame (b) Sens chaîne

3.2.2 Phase primaire

Afin de caractériser la phase de fluage primaire, 2 indicateurs sont étudiés (Fig. 5b). D'une part, le temps nécessaire $t(\epsilon = \epsilon_0)$ pour recouvrer la déformation avant exposition au flux thermique. Cette durée permet de caractériser la première partie du fluage primaire durant laquelle la dilatation thermique est le mécanisme de déformation prédominant. Sa valeur diminue avec l'augmentation de la contrainte de fluage, puisque cette dernière s'oppose à la dilatation (Fig. 7a). La comparaison des réponses entre les sens chaîne et trame montre des différences qui sont particulièrement notables à faible contrainte de fluage, et tendent à diminuer jusqu'à s'annuler à contrainte de fluage élevée. L'amplitude de déformation $\epsilon_1 - \epsilon_0$ durant la phase de fluage primaire permet de qualifier la deuxième partie du fluage transitoire, lorsque la dilatation thermique n'est plus prédominante (Fig 7b). L'augmentation de l'amplitude de déformation avec la contrainte de fluage suggère que cette partie est pilotée par des phénomènes mécaniques, principalement la chute des propriétés mécaniques avec l'augmentation de la température. Quand la température se stabilise, la dilatation et la dégradation des propriétés n'évoluent plus. On observe alors une évolution stationnaire et lente (la cinétique de fluage est quasi-nulle) de la déformation (Fig. 6). D'autres mécanismes vont ensuite piloter la déformation.

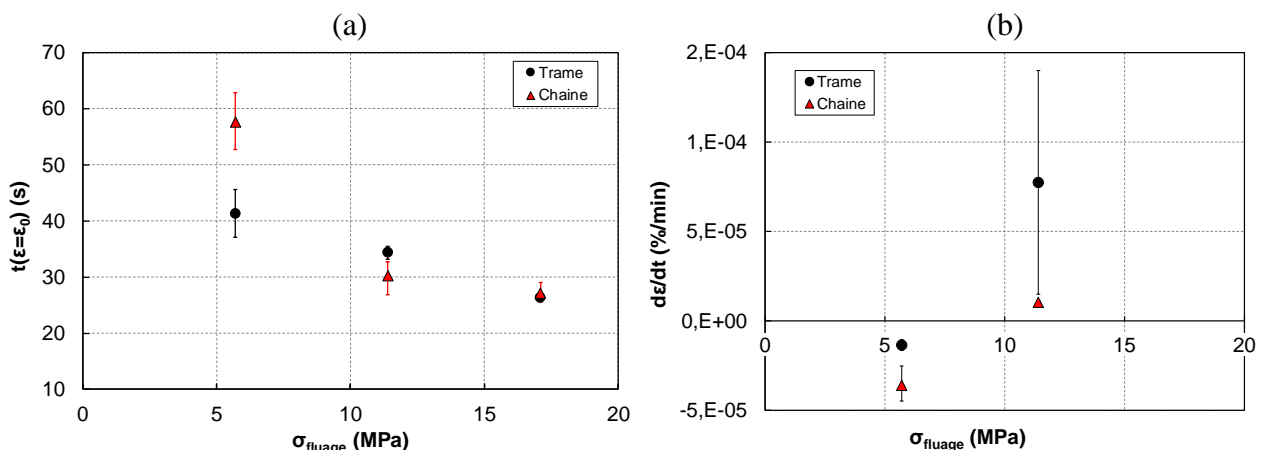


Figure 7 : Influence de la contrainte de fluage sur la phase de fluage primaire (a) $t(\epsilon = \epsilon_0)$ (b) $\epsilon_1 - \epsilon_{min}$

3.2.3 Fluage secondaire

Les températures induites lors d'une exposition à un flux de 50 kW/m^2 entraînent la décomposition thermique du matériau (qui débute entre 440°C et 535°C pour le PPS [20,21]). Dans le cas du C/PPS, 3 mécanismes de décomposition majeurs sont identifiés : pyrolyse de la matrice, oxydation du produit

de la pyrolyse et oxydation des fibres. La teneur en oxygène au sein du stratifié étant quasiment nulle, seul le premier mécanisme peut opérer dans les zones où la température de décomposition est atteinte. La matrice subit alors une pyrolyse qui se traduit par la formation d'un résidu carboné, appelé *char*, et représentant 50% de la masse initiale de résine (soit une perte de 20% de la masse totale, les fibres subissant une décomposition négligeable [3,22]). Au niveau de la surface exposée, la teneur en oxygène est environ de 20%. Dès lors, les mécanismes d'oxydation sont aussi susceptibles de se produire après la pyrolyse de la matrice. La température étant quasi-constante durant le fluage secondaire (apport d'énergie thermique constant), l'oxydation du *char* se produit avant celle des fibres car moins coûteux énergétiquement. Aucune oxydation des fibres n'a été observée pour les durées d'exposition considérées dans cette étude.

En outre, la pyrolyse s'accompagne d'une forte dilatation (dite thermo-chimique) et va jouer un rôle majeur dans l'évolution de la déformation totale, en compétition avec la déformation induite par la compression [23]. En première approche, l'évolution de la déformation au cours du temps est approximée par une loi linéaire (Fig. 8). Dans le cas d'une faible contrainte de fluage, la déformation totale diminue durant le fluage secondaire, ce qui laisse supposer $\epsilon_{thermo-chimique} > \epsilon_{mécanique}$. Au contraire, pour une contrainte de fluage moyenne, la déformation due à l'effort de compression prédomine.

L'étude de la dilatation d'origine purement thermique a montré que, pour une contrainte faible, cette dernière était moins importante lors d'une sollicitation parallèle à la trame (Fig. 7a). La même influence du tissage peut alors être supposée dans le cas de dilatation thermo-chimique de la résine. Ainsi, la cinétique de fluage durant la phase secondaire est plus élevée lors d'une sollicitation sens trame et ce pour les 2 contraintes étudiées (faible et moyenne). Pour une contrainte élevée, le flambement s'opère si rapidement qu'aucun fluage secondaire n'est observé.

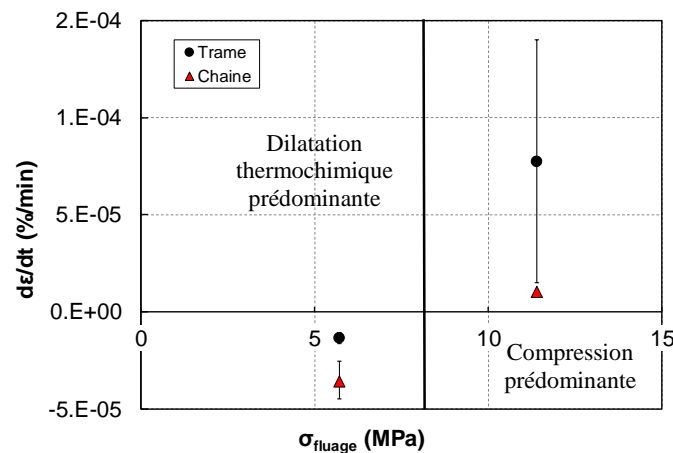


Figure 8 : Evolution de la vitesse de déformation en fonction de la contrainte de fluage

3.2.4 Fluage tertiaire - Formation de bandes de flambement

Suite au fluage secondaire, les éprouvettes se trouvent dans des états de décomposition thermique différents. En fonction du temps d'exposition permettant d'atteindre le fluage tertiaire, la zone en surface dégradée thermiquement peut en effet présenter une matrice partiellement ou entièrement pyrolysée, ou un *char* partiellement oxydé (Fig. 9). La répartition du flux thermique n'étant pas parfaitement homogène en face avant, la décomposition thermique est plus avancée au centre de la zone exposée que sur les bords (Fig. 10). Or, cette composition physico-chimique va jouer un rôle important car la matrice et le *char* avant oxydation peuvent contribuer à reprendre partiellement les efforts de compression, ce qui n'est plus le cas du *char* en cours d'oxydation.

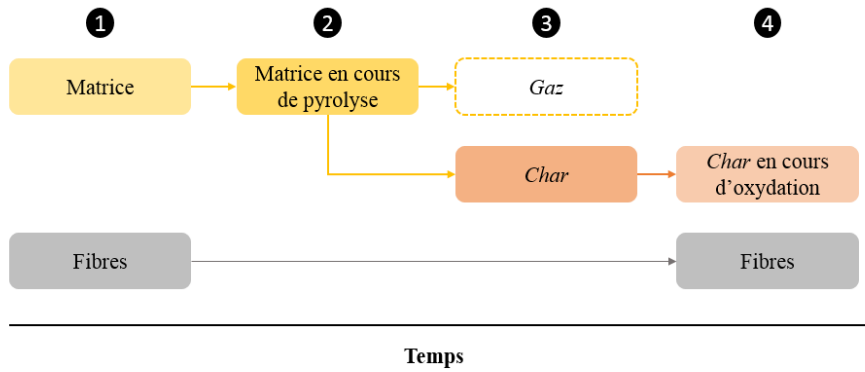


Figure 9 : Evolution des constituants au cours du temps lors d'une exposition à 50kW/m²

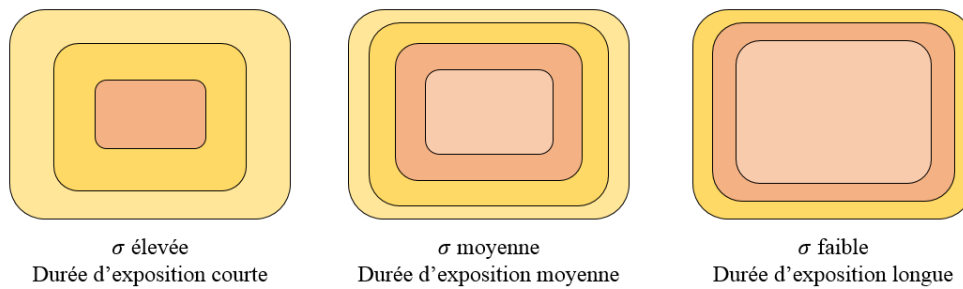


Figure 10 : Représentation schématique des constituants dans la zone exposée

Ainsi pour les éprouvettes soumises à des fortes contraintes de fluage, la bande de flambement macroscopique se propage sans discontinuité d'un bord à l'autre de l'éprouvette et de façon homogène dans toute l'épaisseur selon un angle caractéristique du tissage (Fig. 11a). Dans le cas d'une contrainte de fluage moyenne, la formation de la bande de flambement s'initie selon le même angle mais ne peut traverser la zone partiellement oxydée (Fig. 11b). La bande se propage alors sans discontinuité en face arrière et en contournant la zone oxydée en face exposée. Dans le cas de faibles contraintes de fluage et pour des durées d'exposition suffisamment longues, les bandes de flambement se propagent en contournant la zone dégradée thermiquement (Fig. 11c).

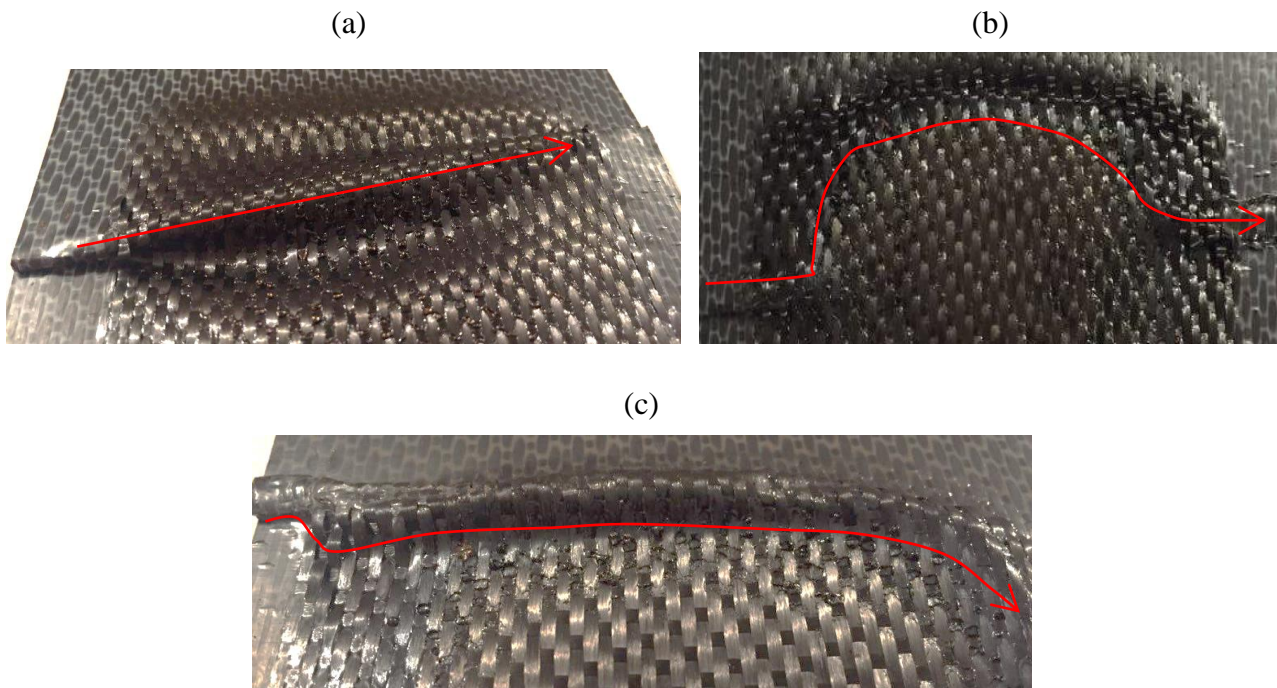


Figure 11 : Progression de la bande de flambement macroscopique pour une contrainte de fluage (a) élevée (b) moyenne (c) faible

Conclusion

Le comportement thermo-mécanique en compression d'un matériau composite aéronautique (stratifié tissé C/PPS) soumis au feu a été étudié dans le cas d'une séquence d'empilement quasi-isotrope. Pour une sollicitation de type fluage, la réponse est divisée classiquement en 3 phases : fluage primaire, secondaire et tertiaire. La première est majoritairement pilotée par des phénomènes de dilatation purement thermique et de dégradation des propriétés mécaniques due à l'augmentation de la température. Quand la température se stabilise, la dilatation thermique n'évolue plus et l'évolution des propriétés mécaniques dépend alors du temps d'exposition. Par ailleurs, le comportement et les propriétés mécaniques sont modifiés par la décomposition thermo-chimique de la résine, dont la dilatation associée est un des deux mécanismes de déformation prédominant durant le fluage secondaire. Le gradient de décomposition dans l'épaisseur se traduit par une reprise des efforts de compression par les zones non dégradées qui s'amenuisent à flux et temps d'exposition croissants. C'est dans ces zones que s'amorce un flambement local des fibres à 0°. Les zones riches en matrice dans le renfort tissé favorisent l'apparition de porosités résultant de la transition de phase liquide-gaz. Ces macroporosités induisent (i) des fissures inter-laminaires qui vont croître sous l'effet du chargement de compression et (ii) la formation de bandes de flambement plastique dont l'évolution diffère selon le niveau d'endommagement au sein du matériau (fonction du flux, du temps d'exposition et du niveau de contrainte de fluage).

A l'issue de cette étude, plusieurs perspectives peuvent être identifiées. La température étant un des paramètres clé pour les mécanismes d'endommagement (d'origine thermique et/ou mécanique) mis en évidence, les gradients de température radial et dans l'épaisseur doivent être appréhendés et modélisés. Considérant leur importance à la fois sur les transferts thermiques et le comportement mécanique, la prise en compte de la dégradation thermique et des lois de dégradation des propriétés mécaniques du matériau sont les deux clés de voute de ce futur modèle. Enfin, la séparation des mécanismes de déformation thermique et mécanique identifiés dans cette étude, *via* des essais sous feu sans chargement mécanique, est nécessaire et constitue le prochain objectif du point de vue expérimental.

Remerciements

Les auteurs tiennent à remercier l'institut Carnot ESP pour le financement du banc expérimental, ainsi que l'équipe EIRCAP du GPM pour l'étude de la dégradation thermique du C/PPS.

Références

- [1] Vieille B, Lefebvre C, Coppalle A. Post fire behavior of carbon fibers Polyphenylene Sulfide- and epoxy-based laminates for aeronautical applications: A comparative study. *Mater Des* 2014;63:56–68. doi:10.1016/j.matdes.2014.05.046.
- [2] Petit A, Vieille B, Coppalle A, Barbe F, Maaroufi M-A. High temperature behaviour of PPS-based composites for aeronautical applications: Influence of fire exposure on tensile and compressive behaviors. *20th Int. Conf. Compos. Mater.*, 2015.
- [3] Vieille B, Coppalle A, Clément K, M-Rose G, Quentin V, Eric D. Correlation between post fire behavior and microstructure degradation of aeronautical polymer composites. *Mater Des* 2015;74:76–85. doi:10.1016/j.matdes.2015.03.002.
- [4] Maaroufi MA, Carpier Y, Vieille B, Gilles L, Coppalle A, Barbe F. Post-fire compressive behaviour of carbon fibers woven-ply Polyphenylene Sulfide laminates for aeronautical applications. *Compos Part B Eng* 2017;119:101–13. doi:10.1016/j.compositesb.2017.03.046.
- [5] Maaroufi M-A, Carpier Y, Vieille B, Coppalle A, Barbe F. Compressive behavior under fire exposure of carbon fibers PPS composites for aeronautical applications. *Eur. Conf. Compos. Mater.*, Munich: 2016.

- [6] Gibson AG, Torres MEO, Browne TNA, Feih S, Mouritz AP. High temperature and fire behaviour of continuous glass fibre/polypropylene laminates. *Compos Part Appl Sci Manuf* 2010;41:1219–1231. doi:10.1016/j.compositesa.2010.05.004.
- [7] Bausano JV, Lesko JJ, Case SW. Composite life under sustained compression and one sided simulated fire exposure: Characterization and prediction. *Compos Part Appl Sci Manuf* 2006;37:1092–1100. doi:http://dx.doi.org/10.1016/j.compositesa.2005.06.013.
- [8] Summers PT, Lattimer BY, Case SW. Compressive failure of composite plates during one-sided heating. *Compos Struct* 2011;93:2817–2825. doi:10.1016/j.compstruct.2011.05.023.
- [9] Burns LA, Feih S, Mouritz AP. Compression Failure of Carbon Fiber-Epoxy Laminates in Fire. *J Aircr* 2010;47:528–33. doi:10.2514/1.45065.
- [10] Henderson JB, Wiebelt JA, Tant MR. A Model for the Thermal Response of Polymer Composite Materials with Experimental Verification. *J Compos Mater* 1985;19:579–95. doi:10.1177/002199838501900608.
- [11] Gibson AG. Laminate Theory Analysis of Composites under Load in Fire. *J Compos Mater* 2005;40:639–658. doi:10.1177/0021998305055543.
- [12] Atreya A, Agrawal S. An experimental and theoretical investigation into burning characteristics of PPS-glass fiber composites. 8th AIAAASME Jt. Thermophys. Heat Transf. Conf., 2002, p. 2887.
- [13] Aucher J. Etude comparative du comportement composites à matrice thermoplastique ou thermodurcissable. Rouen, INSA; 2009.
- [14] Vieille B, Casado VM, Bouvet C. About the impact behavior of woven-ply carbon fiber-reinforced thermoplastic- and thermosetting-composites: A comparative study. *Compos Struct* 2013;101:9–21. doi:10.1016/j.compstruct.2013.01.025.
- [15] Budiansky B, Fleck NA. Compressive failure of fibre composites. *J Mech Phys Solids* 1993;41:183–211. doi:10.1016/0022-5096(93)90068-Q.
- [16] Moran PM, Shih CF. Kink band propagation and broadening in ductile matrix fiber composites: Experiments and analysis. *Int J Solids Struct* 1998;35:1709–22. doi:10.1016/S0020-7683(97)00138-8.
- [17] Grape JA, Gupta V. Failure in Carbon/Polyimide Laminates under Biaxial Compression. *J Compos Mater* 1995;29:1850–72. doi:10.1177/002199839502901404.
- [18] Moran PM, Liu XH, Shih CF. Kink band formation and band broadening in fiber composites under compressive loading. *Acta Metall Mater* 1995;43:2943–58. doi:10.1016/0956-7151(95)00001-C.
- [19] Pradere C, Sauder C. Transverse and longitudinal coefficient of thermal expansion of carbon fibers at high temperatures (300–2500 K) 2008;46:1874–84. doi:10.1016/j.carbon.2008.07.035.
- [20] Ma C-CM, Hsia H-C, Liu W-L, Hu J-T. Studies on Thermogravimetric Properties of Polyphenylene Sulfide and Polyetherether Ketone Resins and Composites. *J Thermoplast Compos Mater* 1988;1:39–49. doi:10.1177/089270578800100104.
- [21] Li X-G, Huang M-R, Bai H, Yang Y-L. High-resolution thermogravimetry of polyphenylene sulfide film under four atmospheres. *J Appl Polym Sci* 2002;83:2053–9. doi:10.1002/app.10011.
- [22] Feih S, Mouritz AP. Tensile properties of carbon fibres and carbon fibre-polymer composites in fire. *Compos Part Appl Sci Manuf* 2012;43:765–772. doi:10.1016/j.compositesa.2011.06.016.
- [23] Tant MR, Henderson JB, Boyer CT. Measurement and modelling of the thermochemical expansion of polymer composites 1986;16:121–6.