Comportement en fatigue anisotherme des composites unidirectionnels à matrice titane renforcée par des fibres de carbure de silicium

Faten Bourbita

▶ **To cite this version:**

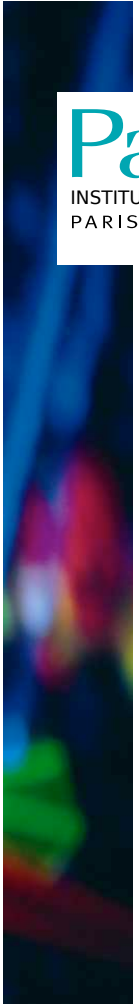
Faten Bourbita. Comportement en fatigue anisotherme des composites unidirectionnels à matrice titane renforcée par des fibres de carbure de silicium. Matériaux. École Nationale Supérieure des Mines de Paris, 2011. Français. NNT : 2011ENMP0098 . pastel-00712981

HAL Id: pastel-00712981
https://pastel.hal.science/pastel-00712981

Submitted on 28 Jun 2012

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.



ParisTech
INSTITUT DES SCIENCES ET TECHNOLOGIES
PARIS INSTITUTE OF TECHNOLOGY

MINES ParisTech

École doctorale n°432 : Sciences des Métiers de l'Ingénieur

Doctorat ParisTech

THÈSE

pour obtenir le grade de docteur délivré par

l'École nationale supérieure des mines de Paris

Spécialité « Sciences et Génie des Matériaux »

présentée et soutenue publiquement par

Faten BOURBITA

le 02 Décembre 2011

Comportement en fatigue anisotherme des composites unidirectionnels à matrice titane renforcée par des fibres de carbure de silicium

Directeur de thèse : **Luc REMY**
Co-encadrement de la thèse : **Alain KÖSTER**

Jury

M. Ziad MOUMNI, Professeur, UME, ENSTA ParisTech	Président
Mme Christine SARRAZIN-BAUDOUX, Directeur de recherche CNRS, LPMM, ENSMA	Rapporteur
M. Serge KRUCH, Ingénieur de recherche, DMSM/CEMN, ONERA	Rapporteur
M. Eric MARTIN, Professeur, LCTS MATMECA, Université de Bordeaux I	Examinateur
M. Luc REMY, Directeur de recherche CNRS, Centre des Matériaux, Mines ParisTech	Examinateur
M. Alain KÖSTER, Enseignant chercheur, Centre des Matériaux, Mines ParisTech	Examinateur
M. Stéphane OTIN, Ingénieur de recherche, SNECMA	Examinateur

MINES ParisTech
Centre des Matériaux - CNRS UMR 7633
10 rue Henri Desbruères BP 87 91003 Evry Cedex

THÈSE

REMERCIEMENTS

Ce sont pour vous les premières lignes à lire avant bien d'autres. Pour moi, ce sont les dernières à écrire. Celles-ci pour rappeler que ce travail n'aurait pu être mené à bien sans l'aide de nombreuses personnes.

Cette thèse a été réalisée au Centre des Matériaux Pierre-Marie Fourt de l'École Nationale Supérieure des Mines de Paris avec le soutien financier de SNECMA, groupe SAFRAN.

J'adresse toute ma reconnaissance aux membres de jury. Je tiens à exprimer ma profonde gratitude à Ziad Moumni d'avoir accepté de présider ce jury de thèse. Il m'est aussi agréable de remercier vivement Christine Sarrazin-Baudoux et Serge Kruch pour avoir aimablement accepté d'examiner et de juger ce mémoire. Je remercie également Eric Martin et Stéphane Otin d'avoir accepté de participer à mon jury et d'avoir examiné le contenu de ce travail.

Je remercie infiniment Luc Remy de m'avoir permis de travailler à ses côtés durant ces années et ainsi profiter de sa longue expérience dans le domaine de la recherche. Le présent mémoire est le fruit de son soutien continu. Je me souviendrai toujours de ses précieux conseils et son encadrement de qualité. Je tiens à remercier Alain Köster pour ses qualités humaines, ses conseils avisés et ses remarques pertinentes sur la partie expérimentale. Je profite par la même occasion pour exprimer ma reconnaissance aux techniciens du groupe Matthieu et Steeve pour leur précieuse aide pour réaliser ces belles expériences.

Par ailleurs, je dois avouer que j'ai eu de la chance d'avoir côtoyée les membres du groupe CHT (Comportement à Haute Température). Leur entourage chaleureux donne réellement une ambiance de travail excellente et enrichissante. Il m'est agréable de remercier mes collègues de bureau Marion, Christophe, Marc, Aurélie, Alice, Meriadeg, Flora, Henri... Je remercie également Farida, Djamel, Vincent, Kais, Abderrahmene, Dhouha, Abdennour, Fatima, Mamane, Mamadou, Mohamed, Fathi... ainsi que l'équipe administrative Liliane, Konaly, Saro, Odile, Catherine, Véronique...

Je dédie ce travail à toute ma famille : ma plus belle et adorable maman et ma puce Oumayma, qui sans elles je n'aurai jamais la force d'arriver jusqu'au bout, mes sœurs Khadija et Olfa, mon frère Mzali, mes cousines Zohra, Nelly... et à tous mes proches, je vais pas citer les noms car on va pas en finir.

Enfin, j'adresse un merci tout particulier à mon mari Karim pour son soutien et sa patience de m'avoir supporté surtout ces derniers mois, chose qui ne fut sans doute pas aisée tous les jours, vu ma bonne humeur et mon calme ! ! !

Table des matières

II Introduction **1**
I.1 Contexte de l'étude . . . 2
I.2 Objectifs de l'étude . . . 4

III Matériau de l'étude **5**
II.1 Introduction . . . 6
II.2 Constituants du composite SCS-6/Ti6242 . . . 6
II.2.1 La fibre : SCS-6 . . . 6
II.2.2 La matrice : l'alliage de titane Ti6242 . . . 10
II.2.2.1 Généralités . . . 10
II.2.2.2 Classification des alliages de titane . . . 11
II.2.2.3 L'alliage de titane « Ti6242 » . . . 11
II.3 Élaboration des composites à matrice titane . . . 12
II.3.1 Élaboration par voie solide . . . 12
II.3.2 Élaboration par voie liquide . . . 13
II.3.2.1 Généralités . . . 13
II.3.2.2 Enduction à grande vitesse . . . 16
II.3.3 Contraintes résiduelles d'élaboration (CRE) . . . 20
II.4 Propriétés à rupture de la fibre SCS-6 . . . 21
II.4.1 Généralités . . . 21
II.4.2 Le modèle statistique de Weibull . . . 22
II.4.3 Propriétés de fibres SCS-6 . . . 23
II.5 Propriétés mécaniques des composites SiC/Ti . . . 24
II.5.1 Comportement des composites SiC/Ti en fatigue longitudinale 24
II.5.2 Comportement des composites SiC/Ti en fissuration par fatigue 36

IIII Comportement en fatigue mécano-thermique du composite SCS-6(EGV)/Ti6242 **43**
III.1 Procédure expérimentale . . . 44
III.1.1 Principe de l'essai de fatigue mécano-thermique . . . 44
III.1.2 Éprouvettes de fatigue mécano-thermique . . . 45
III.1.3 Cycle de fatigue mécano-thermique . . . 45
III.2 Durées de vie du composite SCS-6/Ti6242 en fatigue mécano-thermique 49
III.3 Comportement du composite SCS-6/Ti6242 en fatigue mécano-thermique 53
III.4 Mécanismes d'endommagement du composite SCS-6/Ti6242 en fatigue mécano-thermique . . . 63

IIIW Comportement en fissuration par fatigue du composite SCS-6(EGV)/Ti6242 **73**
IV.1 Procédure expérimentale . . . 75
IV.1.1 Introduction . . . 75
IV.1.2 Éprouvettes de fissuration . . . 75
IV.1.3 Dispositif expérimental . . . 75
IV.1.4 Mesure électrique de la fissure . . . 76
IV.1.5 Détermination du facteur d'intensité de contraintes . . . 76
IV.2 Résultats expérimentaux . . . 80
IV.2.1 Propagation de fissure en conditions anisothermes . . . 84
IV.2.2 Propagation de fissure en conditions isothermes . . . 90
IV.2.3 Comparaison isotherme et anisotherme . . . 90
IV.2.4 Fissuration par fatigue de l'alliage Ti6242 . . . 90
IV.3 Mécanismes d'endommagement en fissuration du composite SCS-6/Ti6242 95

W Modélisation **103**
V.1 Revue bibliographique : Modèles de durée de vie des composites SiC/Ti en fatigue longitudinale . . . 105
V.2 Modélisation du comportement du composite SCS-6/Ti6242 en fatigue mécano-thermique . . . 111
V.2.1 Lois de comportement des différents constituants . . . 112
V.2.1.1 Comportement du composite (loi TFA) . . . 112
V.2.1.2 Comportement de la fibre SCS-6 . . . 113
V.2.1.3 Comportement de l'alliage Ti6242 . . . 113
V.2.2 Détermination du module de Young du composite SCS-6/Ti6242 115
V.2.2.1 Homogénéisation périodique . . . 115
V.2.2.2 Résultats des calculs . . . 116
V.2.3 Calcul des contraintes résiduelles d'élaboration (CRE) . . . 119
V.2.4 Modélisation du comportement du CMTi en fatigue mécano-thermique . . . 123
V.2.5 Chargement imposé aux différents constituants . . . 123
V.3 Détermination de risque des premières ruptures de fibres . . . 136
V.3.1 Fibres SCS-6 vierges . . . 136
V.3.2 Fibres SCS-6 enduites puis dénudées . . . 138
V.3.2.1 Évaluation des propriétés à rupture des fibres SCS-6 après enduction à grande vitesse . . . 138
a) Procédure expérimentale . . . 138
b) Résultats expérimentaux . . . 140
V.3.2.2 Détermination de risque de rupture des fibres SCS-6 après enduction à grande vitesse . . . 140
V.4 Modélisation de la propagation de fissure dans les composites SiC/Ti . . . 144
V.4.1 Introduction . . . 144
V.4.2 Propagation de fissure dans les CMTi unidirectionnels en fatigue isotherme . . . 144
V.4.2.1 Paramètres de modélisation . . . 144
a) Modèle éléments finis et chargement appliqué 144
b) Lois de comportement . . . 146

V.4.2.2 Résultats et Discussions 147
a) Propagation de fissure dans un matériau homogène 147
b) Propagation de fissure dans un bi-matériau . 151
Calcul du facteur d'intensité de contraintes 151
Comparaison entre la propagation de fissure dans un matériau homogène et un bi-matériau . 156
Évaluation des vitesses de fissuration 158

VII Conclusions **163**

Bibliographie **167**

A **175**

B **177**

C **183**

Chapitre -I-

Introduction

Sommaire

I.1 Contexte de l'étude 2
I.2 Objectifs de l'étude 4

I.1 Contexte de l'étude

Les composites unidirectionnels à matrice titane (CMTi) renforcée par des fibres de carbure de silicium sont actuellement étudiés par Snecma pour l'allègement des moteurs d'avions. Ces matériaux offrent une voie d'amélioration par rapport aux alliages monolithiques à cause de leur faible densité et parce qu'ils allient la résistance, la rigidité et la tenue au fluage des monofilaments de carbure de silicium à la tolérance aux dommages des alliages de titane.

Une des applications envisagées se situe dans le corps haute pression du compresseur du moteur militaire M88. Ainsi, l'utilisation des CMTi comme renfort annulaire dans les disques de compresseur rend possible l'élaboration d'ANneau Aubagé Monobloc (ANAM) susceptible de remplacer la technologie actuelle des Disques Aubagés Monoblocs (DAM) permettant ainsi un gain de masse significatif (figure I.1).

Le disque de compresseur est soumis, dans les conditions réelles, à une sollicitation cyclique biaxiale anisotherme à contrainte imposée provenant essentiellement de la force centrifuge due à sa rotation. Cette sollicitation se traduit par une importante contrainte circonférentielle de traction $\sigma_{\theta\theta}$ parallèle à l'axe des fibres et une contrainte radiale σ_{rr} beaucoup plus faible due à l'inertie des aubes et perpendiculaire à l'axe des fibres (figure I.2). Avec la conception d'ANAM, la majeure partie de ces efforts circonférentiels est reprise par le renfort en composite unidirectionnel localisé à l'alésage du disque (figure I.3).

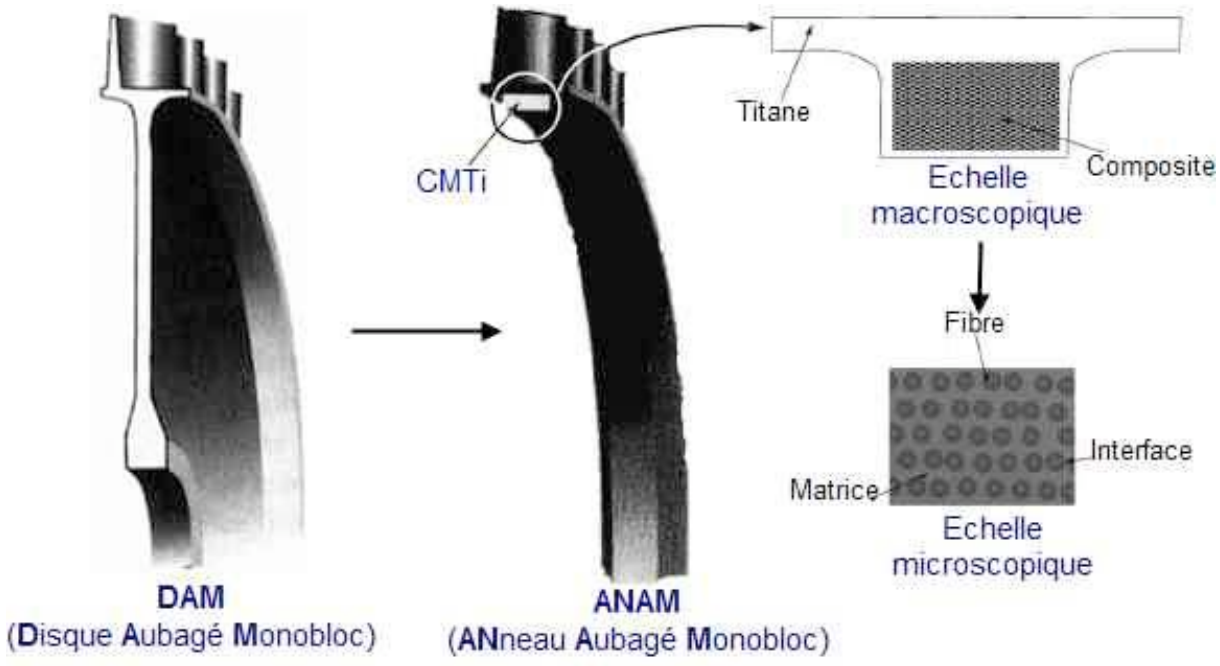


Figure I.1 – Évolution technologique dans la fabrication des disques de compresseur.

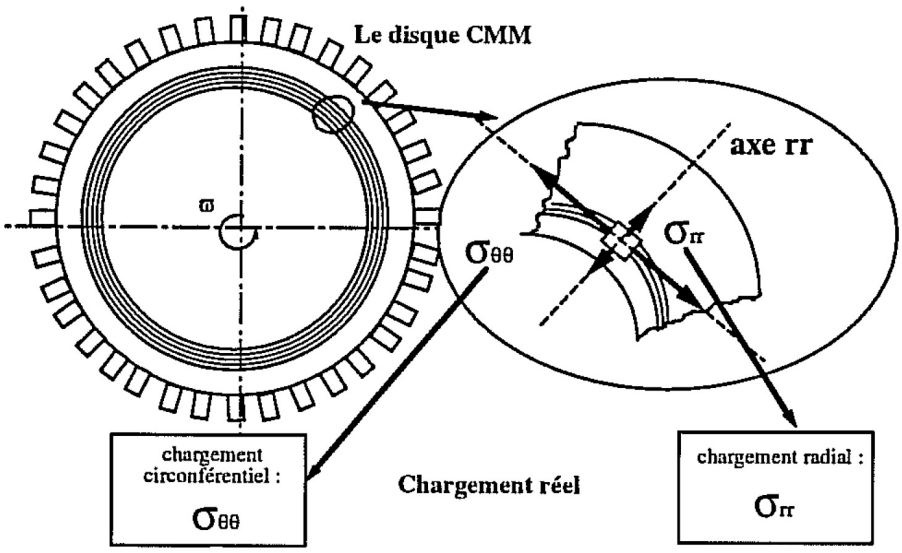
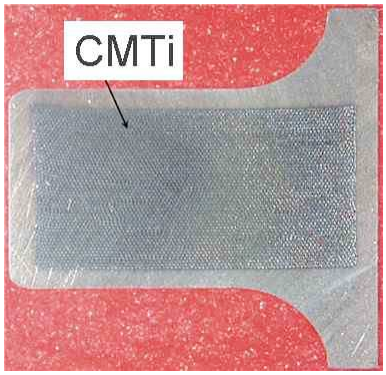


Figure I.2 – Chargement réel subi par le disque de compresseur.

(a) Secteur d'ANAM (anneau aubagé monobloc).



(b) Vue en coupe de l'ANAM

Figure I.3 – Vue éclatée de l'Anneau Aubagé Monobloc.

I.2 Objectifs de l'étude

La présente étude s'inscrit dans le cadre du programme EPICUR II (Etude Pour l'Introduction des Composites Unidirectionnels dans les Rotors) qui regroupe plusieurs partenaires industriels (SNECMA) et institutionnels (ONERA, ENSMP, CEAT et DGA). Ce programme est destiné à démontrer la maturité de la technologie des composites à matrice titane pour la réalisation d'anneaux aubagés monoblocs, en vue de leur introduction dans le compresseur haute pression (CoHP) d'un moteur militaire M88. Ce projet a été lancé suite aux résultats satisfaisants du marché EPICUR I :

- confirmation de l'intérêt des matériaux composites pour des pièces tournantes,
- la mise en place d'un procédé novateur « enduction à grande vitesse (EGV) »pouvant fournir un semi-produit de type fil enduit à un coût raisonnable,
- démonstration de la faisabilité de la fabrication d'ANAM.

L'objectif de notre étude est de déterminer la tenue du composite SCS-6(EGV)/Ti6242 en fatigue mécano-thermique (FMT) dans les conditions de chargement simulant celles rencontrées dans l'ANAM lors d'une séquence de type décollage-atterrissage. Toutefois afin de mieux comprendre les mécanismes d'endommagement présents dans le matériau composite, des essais de propagation de fissure par fatigue ont également été réalisés. Ces essais vont nous permettre d'étudier la nocivité des fissures matricielles et d'avoir accès aux cinétiques de fissuration du matériau composite en conditions isothermes et anisothermes.

Le manuscrit est composé de quatre parties :

La première partie décrit le matériau de l'étude, le composite SCS-6(EGV)/Ti6242, et fait une synthèse bibliographique des propriétés mécaniques des composites unidirectionnels à matrice titane en fatigue longitudinale et en fissuration par fatigue.

La deuxième partie est consacrée à l'étude du comportement en fatigue mécano-thermique du composite SCS-6/Ti6242. Les résultats des essais menés dans les conditions de chargement simulant celles en service, y sont détaillés ainsi que les principaux mécanismes d'endommagement identifiés.

La troisième partie porte sur l'étude du comportement du composite SCS-6/Ti6242 en fissuration par fatigue. Les cinétiques de fissuration mesurées dans les conditions de chargement anisotherme (conditions de fonctionnement) et isotherme, ainsi que les mécanismes d'endommagement mis en jeu sont présentés.

La dernière partie présente les résultats de la modélisation du comportement du composite en fatigue mécano-thermique et en fissuration par fatigue.

Chapitre -II-

Matériau de l'étude

Dans ce chapitre est présenté le matériau de l'étude, le composite SCS-6(EGV)/Ti6242, ainsi qu'une synthèse bibliographique illustrant le comportement des composites SiC/Ti en fatigue longitudinale et en fissuration par fatigue.

Sommaire

II.1 Introduction 6
II.2 Constituants du composite SCS-6/Ti6242 6
II.2.1 La fibre : SCS-6 6
II.2.2 La matrice : l'alliage de titane Ti6242 10
II.2.2.1 Généralités 10
II.2.2.2 Classification des alliages de titane 11
II.2.2.3 L'alliage de titane « Ti6242 » 11
II.3 Élaboration des composites à matrice titane 12
II.3.1 Élaboration par voie solide 12
II.3.2 Élaboration par voie liquide 13
II.3.2.1 Généralités 13
II.3.2.2 Enduction à grande vitesse 16
II.3.3 Contraintes résiduelles d'élaboration (CRE) 20
II.4 Propriétés à rupture de la fibre SCS-6 21
II.4.1 Généralités 21
II.4.2 Le modèle statistique de Weibull 22
II.4.3 Propriétés de fibres SCS-6 23
II.5 Propriétés mécaniques des composites SiC/Ti 24
II.5.1 Comportement des composites SiC/Ti en fatigue longitudinale 24
II.5.2 Comportement des composites SiC/Ti en fissuration par fatigue 36

II.1 Introduction

Un matériau composite peut être défini comme étant l'assemblage d'au moins deux matériaux de natures différentes, se complétant et permettant d'aboutir à un matériau dont les performances sont supérieures à celles des composants considérés séparément. Ce matériau est constitué d'une phase discontinue, appelée renfort, qui supporte les efforts mécaniques appliqués, répartie dans une phase continue, appelée matrice. Celle-ci a pour but de transmettre les efforts au renfort. Elle assure aussi sa protection vis-à-vis des diverses conditions environnementales.

Les propriétés des matériaux composites dépendent des propriétés des constituants ainsi que de leurs fractions volumiques, de la géométrie et de la distribution du renfort, de la nature de l'interface matrice/renfort ... Les composites trouvent leurs principales applications dans le transport aérien, maritime et ferroviaire, l'aérospatiale ainsi que les sports et loisirs, notamment grâce à leur bonne tenue mécanique et leur faible masse volumique.

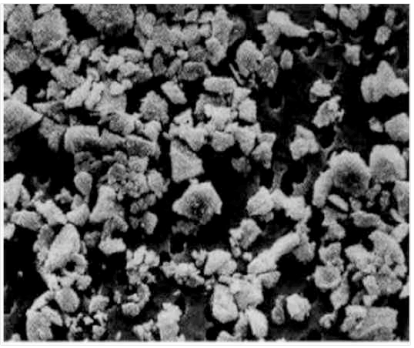
Selon la nature chimique de la matrice, les matériaux composites peuvent être classés en trois familles. On distingue les composites à matrices organiques (CMO), les composites à matrices céramiques (CMC) destinés aux applications de très haute technicité et les composites à matrices métalliques (CMM). Ces derniers ont sensiblement évolué depuis leur apparition dans les années 1960. Leur prix relativement élevé imposait des applications essentiellement orientées vers l'aérospatiale. C'est seulement à partir des années 1980 avec l'apparition de renforts commerciaux relativement intéressants et de meilleure qualité que d'autres domaines d'applications ont été envisagés. Les CMM peuvent être divisés en trois groupes selon la forme du matériau renforçant, comme il est illustré figure II.1.

Le renforcement de matrices métalliques par des particules ou des fibres courtes conduit à des matériaux quasi isotropes dont les performances mécaniques et en particulier la tenue en fluage sont notablement améliorées. Mais la nécessité de reprendre des efforts dans une direction particulière pour répondre à un cahier des charges bien spécifique, a conduit à orienter le renfort dans une direction privilégiée donnant naissance aux CMM unidirectionnels à fibres continues. C'est à cette dernière classe que notre matériau de l'étude appartenait. Il s'agit du composite SCS-6/Ti6242 à matrice base titane renforcée par des fibres longues de carbure de silicium.

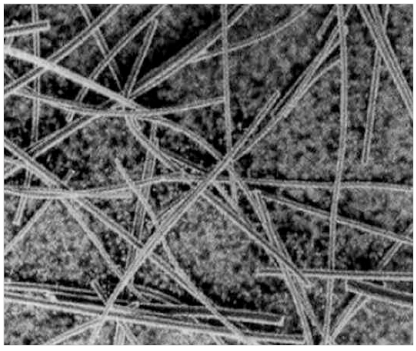
II.2 Constituants du composite SCS-6/Ti6242

II.2.1 La fibre : SCS-6

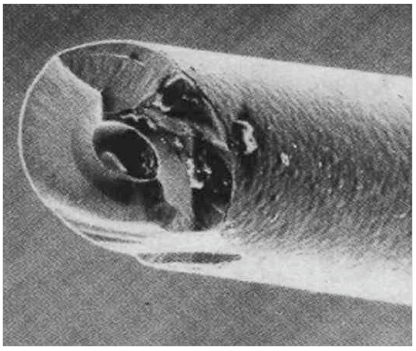
Il s'agit d'une fibre en carbure de silicium, de diamètre 140 µm, produite par « Textron Speciality Materials »aux États-Unis. La désignation SCS est suivie par un suffixe numérique indiquant le type de revêtement appliqué à la surface. Ces revêtements sont composés de particules de SiC et de carbone à un degré de complexité qui dépend de leur emploi dans les différentes matrices. Ainsi pour la matrice titane, la fibre SCS-6 est largement utilisée. Cette fibre, schématisée figure II.2, est élaborée par dépôt chimique de SiC en phase vapeur (Chemical Vapor Depostion « CVD ») sur une âme de carbone turbostratique de diamètre 33 µm. La fibre de carbone est tout



(a) Particules



(b) Fibres courtes



(c) Monofilament

Figure II.1 – Les différentes formes du matériau renforçant les CMM (Dermarkar [1990]).

d'abord revêtue par une couche de graphite pyrolitique, d'épaisseur 1 µm. Cette étape a pour but d'améliorer les conditions de dépôt du carbure de silicium en augmentant la conductivité électrique de carbone d'une part et en lissant sa surface d'autre part. Par la suite, une couche de carbure de silicium est déposée sur le filament revêtu porté à une température variant entre 1200 °C et 1400 °C (figure II.3). Bien que la technique CVD soit très coûteuse à cause de la nécessité d'un précurseur gazeux pour les réactions chimiques et la récupération des gaz épuisés, elle permet de contrôler la microstructure du dépôt et ainsi de produire des fibres de haute performance et de grande pureté (Martineau et al. [1984]).

Pour caractériser la microstructure des fibres SCS-6, plusieurs travaux ont été effectués (Martineau et al. [1984], Dicarlo [1986], Ning and Pirouz [1991]). Ces auteurs ont montré que cette fibre présente la structure d'un composite de cylindres coaxiaux constitués de différentes zones :

- Une zone de carbure de silicium d'épaisseur 50 µm environ, comportant quatre sous-couches de microstructures distinctes. Cette différence de microstructure est traduite par une diminution de contraste sur la coupe transversale réalisée sur la fibre en passant du cœur jusqu'à la surface extérieure (figure II.4). À proximité du cœur, la taille des grains de SiC varie entre 5 nm et 15 nm. À la jonction de la troisième et la quatrième couche, les grains ont une taille arrivant jusqu'à 250 nm. Cette taille double dans la dernière couche et les grains sont orientés de plus en plus dans la direction radiale de la fibre (Ning and Pirouz [1991]). Cette

zone peut contenir aussi des faibles pourcentages de silicium et de carbone libre. Le rapport atomique Si/C croît depuis la première couche (côté cœur) jusqu'à la dernière où il avoisine la stœchiométrie (Dicarlo [1986], Guo and Derby [1995]).

– Des zones composées de carbone constituant le cœur et son revêtement ainsi que le revêtement extérieur. Ce dernier, d'épaisseur 3 µm, présente une succession de sous-couches composées de trois phases de microstructures distinctes. Ces phases comportent du pyrocarbone servant de barrière de diffusion entre la fibre SiC et l'alliage métallique chimiquement très réactifs, notamment dans le cas du titane. Cette interphase permet aussi de dévier d'éventuelles fissures grâce aux couches de pyrocarbone disposées en peau d'oignons et à la présence de particules de SiC réparties de manière anisotrope. Elle permet de même une transition douce entre les caractéristiques de la fibre et de la matrice. Elle lisse les défauts de surface provenant du procédé de fabrication de la fibre ce qui entraîne une augmentation de ses propriétés mécaniques (Nutt and Wawner [1985]).

Le tableau II.1 donne quelques propriétés physiques et mécaniques de la fibre SCS-6. Une amélioration significative a été obtenue récemment par Textron. En effet en modifiant les paramètres CVD, on peut obtenir des fibres dont la résistance à la rupture peut atteindre $6,2$ GPa (Vassel [1999]).

Table II.1 – Propriétés physiques et mécaniques de la fibre SCS-6 à la température ambiante (Materials).

$\rho(g/cm^3)$	$E(GPa)$	$\sigma_R(MPa)$	$\epsilon_R(\%)$	$\alpha(\cdot 10^{-6} \cdot {}^\circ C^{-1})$
3	400	3450	1	$4,1$

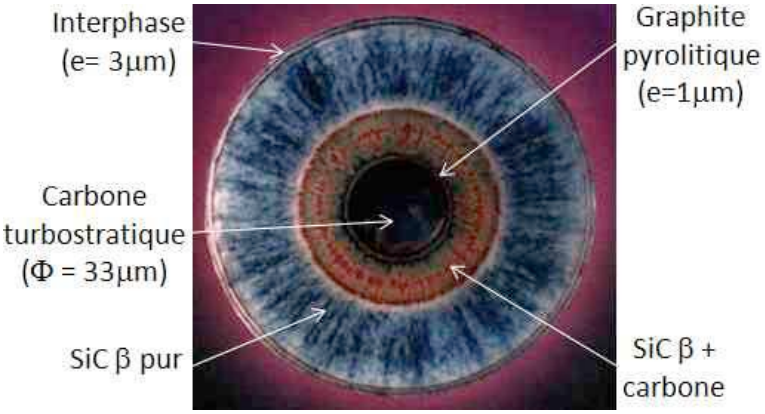


Figure II.2 – Représentation schématique de la fibre SCS-6 (Materials).

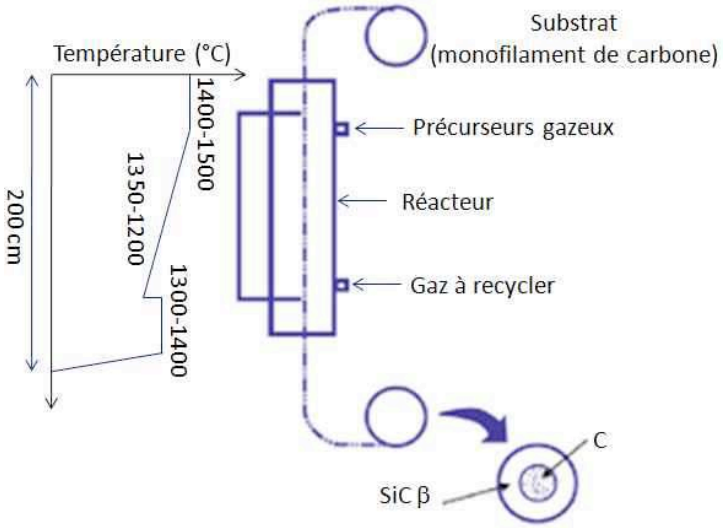
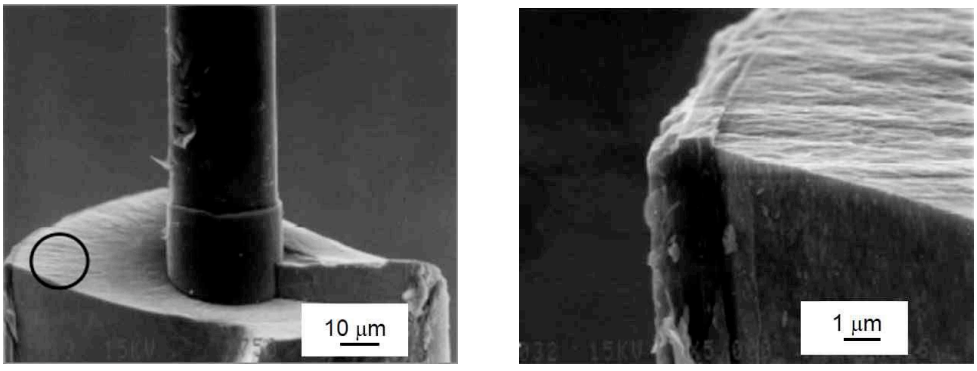


Figure II.3 – Principe du dépôt chimique en phase vapeur (Materials).



(a) Vue globale (b) Revêtement extérieur

Figure II.4 – Microstructure de la fibre SCS-6 (Cherouali [1998]).

II.2.2 La matrice : l'alliage de titane Ti6242

II.2.2.1 Généralités

Le titane et ses alliages sont de plus en plus utilisés dans le domaine aéronautique, pour des températures pouvant atteindre 600 °C. Ils présentent des propriétés intéressantes comparées aux métaux courants telles qu'un haut rapport résistance mécanique/densité, une bonne résistance à la corrosion ainsi qu'un haut point de fusion (Combres [1999]).

Le titane pur est le siège d'une transformation allotropique, de type martensitique au voisinage de 882 °C. En dessous de cette température, la structure cristallographique est hexagonale pseudo-compacte et est appelée phase α. Au-dessus de cette température, la structure est cubique centrée et est appelée phase β. La température de transition $\alpha \rightarrow \beta$ est appelée transus β et est notée T_β (Malinov et al. [2002]).

Dans le cas des alliages de titane, la température de transus β est fortement influencée par les éléments d'addition qui les composent. Ces éléments ont aussi une influence sur la microstructure et par conséquent sur les propriétés des alliages. On distingue :

- Les éléments alphagènes qui stabilisent la phase α en augmentant la température de transformation $\alpha \rightarrow \beta$. Parmi ceux-ci, on trouve l'aluminium, principal élément d'alliage de titane, qui augmente T_β et qui a une haute solubilité à la fois dans la phase α et dans la phase β. On trouve aussi les éléments d'insertion métalloïdes, comme l'oxygène, le carbone et l'azote, qui durcissent la phase α, mais ne sont présents qu'en très faible quantité pour ne pas diminuer la ductilité de l'alliage. Ces éléments participent à l'augmentation de la résistance du matériau au détriment de la ténacité.
- Les éléments bétagènes qui favorisent la phase β en diminuant la température de transus. Ils sont répartis en éléments isomorphes et en éléments β eutectoïdes. Les premiers sont miscibles en toute proportion dans la phase β comme le molybdène, le vanadium et le niobium et peuvent selon leur concentration stabiliser la phase β à température ambiante. Le molybdène améliore la résistance, la ductilité et la tenue au fluage à moyenne température et augmente la tenue à l'oxydation. Les éléments eutectoïdes dans les alliages de titane sont le fer, le chrome et le silicium. L'inconvénient de la présence de ces éléments, même en faible quantité, est de favoriser la formation de composés intermétalliques. Néanmoins, le silicium améliore la tenue au fluage par précipitation de siliciures.
- Les éléments neutres qui ont une influence négligeable sur la température de transus. Certains éléments sont totalement miscibles et isomorphes comme le zirconium qui est utilisé pour durcir à la fois les phases α et β. D'autres ne sont que partiellement miscibles comme l'étain qui durcit la phase α et améliore les propriétés en fluage.

Afin de définir la nature de la phase prédominante dans l'alliage de titane, le calcul des teneurs en Al équivalent et Mo équivalent, pour les éléments α-gènes et β-gènes, est couramment utilisé. Les concentrations en $[Al_{éq}]$ et en $[Mo_{éq}]$ sont données respectivement, par les équations II.1 et II.2 (Ferdinand [2005]) :

$$[\mathrm{Al_{éq}}] = [\mathrm{Al}] + 0,1\,[\mathrm{Zr}] + 0,33\,[\mathrm{Sn}] + 10\,[\mathrm{O}] \tag{II.1}$$

$$\begin{aligned}[\mathrm{Mo_{éq}}] = [\mathrm{Mo}] + 0,2\,[\mathrm{Ta}] + 0,28\,[\mathrm{Nb}] + 0,4\,[\mathrm{W}] + 0,67\,[\mathrm{V}] \\ +1,25\,[\mathrm{Cr}] + 1,25\,[\mathrm{Ni}] + 1,7\,[\mathrm{Mn}] + 1,7\,[\mathrm{Co}] + 2,5\,[\mathrm{Fe}]\end{aligned} \tag{II.2}$$

II.2.2.2 Classification des alliages de titane

Selon leur microstructure et la nature des phases (α et/ou β) qui les composent, les alliages de titane présentent une large gamme de propriétés mécaniques. Les trois principales familles d'alliages sont :

- Les alliages α et quasi-α (Ti6242, IMI-834) : ils contiennent 5 à 8 % at. [$\mathrm{Al_{éq}}$] et 0,8 à 2 % at. [$\mathrm{Mo_{éq}}$]. Ils résistent bien au fluage jusqu'à la température de 550 °C environ et à la corrosion jusqu'à 1100 °C.
- Les alliages α-β (TA6V, IMI 550) : ils utilisent la zone intermédiaire biphasique créée par l'ajout d'éléments. On y trouve 3 à 8 % at. [$\mathrm{Al_{éq}}$] et 1,7 à 12 % at. [$\mathrm{Mo_{éq}}$]. Leur résistance à haute température est excellente et leur microstructure reste stable jusqu'à des températures inférieures à 350 °C.
- Les alliages β et quasi β (Ti-15-3, Beta 21S, Beta C) : ils sont composés de 1,4 à 4 % at. [$\mathrm{Al_{éq}}$] et 11 à 23 % at. [$\mathrm{Mo_{éq}}$]. Ces alliages présentent d'excellentes caractéristiques à haute température, mais ils sont instables en dessous de 350 °C. Leurs propriétés sont améliorées par des traitements de trempe et de revenu.

II.2.2.3 L'alliage de titane « Ti6242 »

Il s'agit d'un alliage quasi-α, dont la composition chimique est donnée par le tableau II.2. Sa microstructure à l'état forgé α - β est composée d'une fraction volumique de 90 % de grains α primaires équiaxes dans une matrice β transformée (structure aiguillée de phase α secondaire et β résiduelle), comme il est illustré figure II.5. Le tableau II.3 résume les propriétés physiques et mécaniques de l'alliage Ti6242.

Table II.2 – Composition de l'alliage de titane Ti6242 (% massique).

Al	Sn	Zr	Mo	Si	O_2	Fe	C
6	2	4	2	0,1	0,15	0,25	0,08

Table II.3 – Propriétés physiques et mécaniques de l'alliage Ti6242 à la température ambiante (Data).

ρ (g/cm^3)	E (GPa)	σ_R (MPa)	ϵ_R (%)	T_{fusion} $(°C)$	T_β $(°C)$	K $(W\cdot \mathrm{m}^{-1}\cdot K^{-1})$	C_p $(\mathrm{J}\cdot \mathrm{kg}^{-1}\cdot K^{-1})$	α $(\cdot 10^{-6}\cdot °C^{-1})$
4,54	118	1110	13	1705	995	7	460	7,7

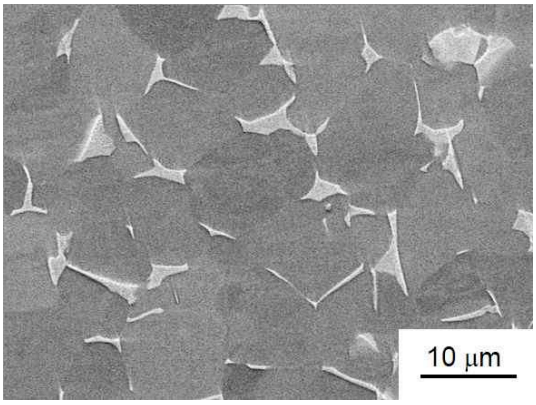


Figure II.5 – Microstructure de l'alliage Ti6242 (Hertz-Clemens [2002]).

II.3 Élaboration des composites à matrice titane

Les composites à matrice titane sont caractérisés par leurs bonnes propriétés mécaniques spécifiques. Cependant leur coût de production ainsi que les problèmes liés aux interactions physico-chimiques entre les constituants, constituent des verrous à leur industrialisation. Plusieurs méthodes ont été utilisées pour la fabrication de ces matériaux. On distingue les techniques d'élaboration par voie solide ou par voie liquide. Les semi-produits utilisés par ces méthodes sont soit des fibres liées et des feuillards, soit des fibres gainées, soit des préformes (figure II.6). L'ensemble est par la suite compacté par pression à chaud sous vide (VHP) ou par pression isostatique à chaud (HIP) afin d'obtenir le composite final.

II.3.1 Élaboration par voie solide

Compte tenu du caractère réfractaire et de la réactivité du titane à haute température, la voie la plus employée pour la mise en œuvre des composites CMTi, est la voie solide (Vassel [1999]). Parmi les procédés par voie solide, on peut citer la technique « fibre-feuillard »(figure II.6). Celle-ci consiste à compacter à chaud sous vide des feuillards de titane d'épaisseur variant entre 80 µm et 120 µm, avec des fibres de SiC. Ces dernières sont maintenues entre elles par un liant organique pulvérisé qui sera évacué par dégazage lors du passage à haute température. Cette méthode possède plusieurs inconvénients. En plus du coût élevé des semi-produits utilisés, on peut obtenir des distributions irrégulières des fibres. On peut aussi assister à un contact entre celles-ci vu leurs gros diamètres (figure II.7), ce qui va nuire aux propriétés mécaniques du composite en favorisant des sites d'amorçage de fissures par fatigue (Vassel [1999]). Les formes des pièces qu'on peut réaliser par cette technique sont très limitées.

Un procédé alternatif utilisant comme semi-produit les poudres métalliques, est mis en place pour la mise en œuvre des composites à matrice titane. Il s'agit du dépôt physique en phase vapeur (PVD) qui consiste à revêtir les filaments par évaporation d'alliage de titane à partir, par exemple, du bombardement électronique (EBED) simultané de diverses cibles métalliques (figure II.6). Les filaments enrobés sont ensuite arrangés dans une préforme puis compactés à haute température. Par cette technique, on peut obtenir des composites dont les fibres ont une distribution régulière et leur

fraction volumique est bien contrôlée. La figure II.8 montre un exemple de composite SCS-6/Ti6242 élaboré par cette technique et dont la fraction volumique des fibres est de l'ordre de 67 %. En utilisant la technique PVD, il a été montré que la distance inter-fibre devrait être de l'ordre de 35 µm pour avoir un composite (SCS/alliages de Ti) ayant une fraction volumique de fibres de 50 % et une distribution hexagonale régulière (Ward-Close et al. [1999]). Ce procédé permet de réaliser des pièces de formes compliquées. Par contre, le contrôle de la composition et de la microstructure de la matrice de titane est difficile.

II.3.2 Élaboration par voie liquide

II.3.2.1 Généralités

Les procédés d'élaboration par voie liquide se sont confrontés à des problèmes de faisabilité liés à la haute réactivité du titane liquide vis-à-vis des filaments de carbure de silicium revêtus du carbone. De nombreuses études effectuées sur l'interaction filament/matrice, ont révélé la formation de plusieurs phases à l'interface lors de la mise en œuvre des composites à matrice titane (Jones et al. [1989], Hall et al. [1992], Warrier et al. [1996b]). Parmi ces phases, on trouve le carbure de titane (TiC_x) qui est thermodynamiquement instable sur un large domaine de température et qui rend compte de l'interaction titane/carbone. En effet, le contact à haute température entre le filament revêtu et la matrice de titane se traduit par une dissociation du carbone. Ce dernier, mis progressivement en solution, diffuse dans la matrice, sous l'effet des hautes températures utilisées pour l'élaboration des CMTi.

Le flux de diffusion des atomes de carbone dans la matrice titane est donné par l'équation II.3 :

$$J = -D\left(\frac{dC}{dx}\right) \tag{II.3}$$

dC/dx est le gradient de concentration du carbone dans la matrice (mol/m^4).

D est le coefficient de diffusion du carbone. Ce coefficient est relié à la température par l'équation II.4 :

$$D = D_0 \exp\left(-\frac{E_a}{RT}\right) \tag{II.4}$$

D_0 est une constante (m^2/s), E_a est l'énergie d'activation (J/mol), T est la température (K) et R est la constante des gaz parfaits ($J/mol \cdot K$).

La vitesse de diffusion des atomes de carbone dans l'alliage de titane est d'autant plus importante que la température d'élaboration est élevée. La diffusion du carbone dépend également de la nature de la phase allotropique α ou β du titane. En effet, la diffusivité de carbone dans la phase β est supérieure à celle dans la phase α.

Lorsque la limite de solubilité du carbone dans le titane est atteinte, à la température considérée, un composé carbure de titane fragilisant se forme à l'interface filament/matrice, zone riche en carbone. La solubilité du carbone dans le titane dépend de la nature de la phase allotropique présente. La formation de carbure de titane est plus rapide en présence de la phase β qu'en présence de la phase α. La croissance de cette phase fragilisante est contrôlée par la diffusion de carbone qui est plus rapide que celle de

titane. Le coefficient de diffusion du carbone dans le TiC_x pour une température donnée, est plus faible que celui dans le titane. Cette couche de carbure de titane peut limiter par conséquent le transfert du carbone. Mais, étant donné les températures élevées utilisées dans les procédés d'élaboration, le carbone continue à diffuser à travers cette couche d'épaisseur croissante. On aura alors une précipitation discontinue de carbure de titane sur une couche continue.

Parmi les procédés par voie liquide, on peut citer le « revêtement par projection plasma »d'alliage de titane sur des fibres de carbure de silicium. Cette technique consiste à faire dissoudre de la poudre en titane dans le plasma qui sera par la suite déposée sur la fibre à une vitesse de l'ordre de 100 m/min. Les températures utilisées pour cette méthode sont très élevées ce qui engendre des chocs thermiques importants entre l'alliage et le substrat et par conséquent les monofilaments s'endommagent.

Pour revêtir les filaments par du titane liquide, d'autres méthodes utilisant un système de chauffage inductif ou par lampe infrarouge ont été mises en place. De nombreux auteurs (Warrier et al. [1996b], Warrier and Lin [1993, 1995], Warrier et al. [1996a]) ont montré que l'interaction renfort/matrice de quelques dizaines de secondes est suffisante pour engendrer une forte dissolution de la couche de carbure de silicium ou du revêtement en carbone des fibres .

Afin de limiter le transfert du carbone dans la matrice, il est nécessaire d'utiliser des procédés de fabrication qui minimisent la durée d'interaction titane/carbone à haute température. Dans ce but et afin de limiter les coûts de production tout en optimisant les propriétés de ces composites, Snecma a développé un nouveau procédé de mise en œuvre par voie liquide nommé enduction à grande vitesse (EGV).

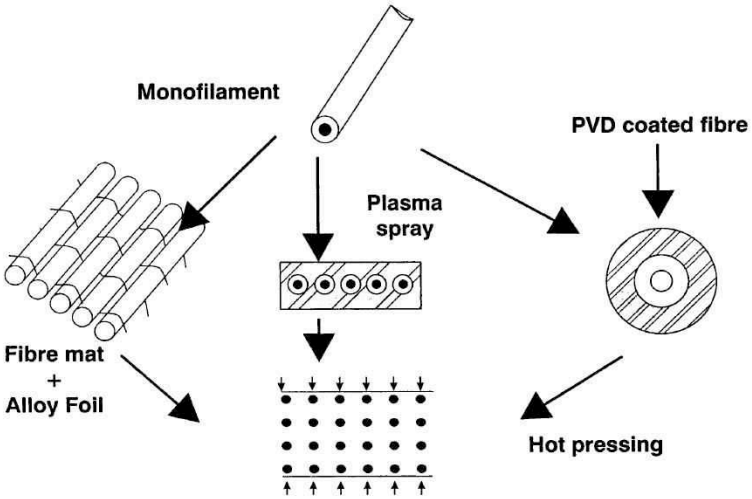


Figure II.6 – Représentation schématique des différentes méthodes d'élaboration des composites unidirectionnels SiC/Ti (Vassel [1999]).

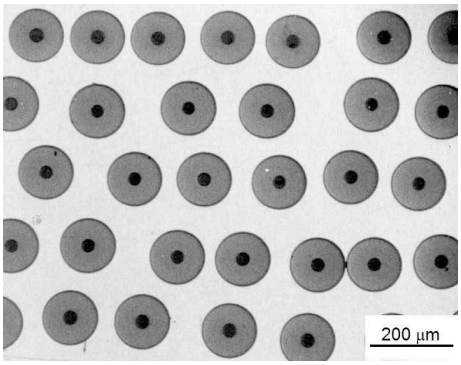


Figure II.7 – Coupe transversale d'un composite SCS-6/Ti-15-3 élaboré par fibre-feuillard (Guo et al. [1998]).

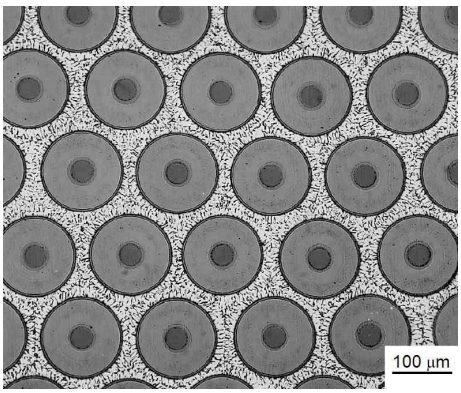


Figure II.8 – Coupe transversale d'un composite SCS-6/Ti6242 élaboré par PVD, $V_f = 67$ % (Vassel [1999]).

II.3.2.2 Enduction à grande vitesse

Cette technique consiste à faire défiler, à des vitesses supérieures à 1 m/s, des filaments de carbure de silicium, dans un bain d'alliage de titane liquide maintenu à une température de 1800 °C. Le dispositif de l'enduction à grande vitesse est représenté par la figure II.9. Ce dernier est composé de quatre modules :

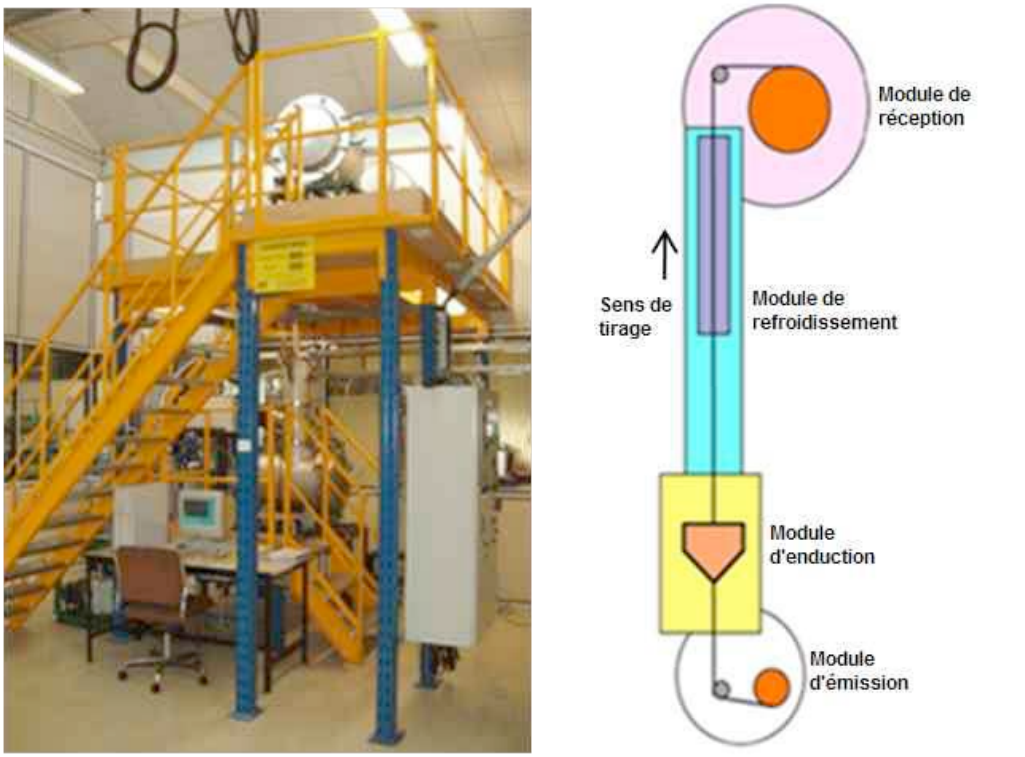
- Un module d'émission qui contient la bobine émettrice du filament et un système de régulation de tension qui facilite l'entrée de la fibre dans le bain du titane liquide,
- Un module d'enduction qui est constitué par un creuset froid conçu pour l'introduction de la fibre et de la charge métallique,
- Un module de refroidissement constitué par un tube suffisamment long afin d'assurer le refroidissement souhaité,
- Un module de réception qui est constitué par un système de bobinage de la fibre enduite.

Les composites filamentaires ainsi obtenus, sont utilisés pour produire les ANneaux Aubagés Monoblocs. La mise en œuvre d'un ANAM se déroule en plusieurs étapes : Les fils enduits composés de la fibre SiC enrobée d'une gaine de titane sont bobinés pour constituer un insert filamenteux. Cet insert est placé dans un conteneur en titane comprenant une base avec une rainure circulaire pour accueillir l'insert et un couvercle. L'ensemble, mis sous vide et fermé hermétiquement, est ensuite compacté à chaud dans un autoclave entre 900 °C et 1000 °C sous atmosphère en argon, permettant une mise en pression pendant 1 à 3 h pour d'une part, densifier l'insert fibreux et d'autre part, souder les fils enduits entre eux et avec les éléments du conteneur. Le résultat est un bloc compact en titane avec un insert en composite à matrice métallique qui est ensuite usiné pour obtenir un ANAM.

Les éprouvettes de fatigue testées dans notre étude, sont élaborées à partir d'un conteneur en alliage de titane Ti6242 dans lequel ont été incorporés une centaine de filaments revêtus. La fraction volumique des fibres atteinte est de l'ordre de 20 %. La figure II.10 présente une coupe transversale réalisée au niveau de la partie utile d'une éprouvette de fatigue testée au cours de cette étude. Cette coupe montre que le titane de la sur-épaisseur et le titane au sein du composite n'ont pas la même microstructure. La gaine de titane est constituée par des grains α primaires équiaxes alors que la matrice du composite possède une microstructure en aiguilles de α primaires. Des analyses à la microsonde effectuées sur le composite SCS-6/Ti6242 sont présentées sur la figure II.11. Ces analyses donnent les pourcentages massiques des différents éléments, en fonction de nature des constituants du composite (fibre, matrice).

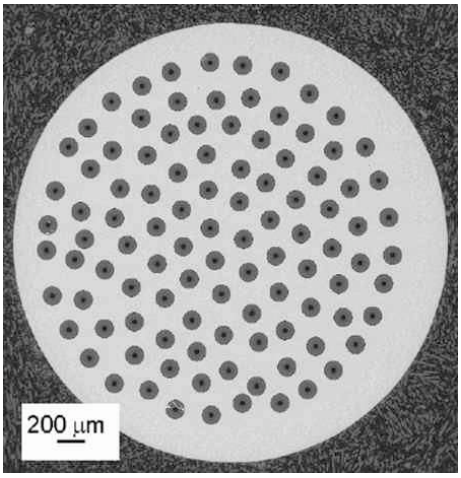
Malgré le temps de contact à haute température très court entre le filament et la matrice d'alliage de titane, plusieurs difficultés doivent être résolues pour fiabiliser le procédé. En effet, la forte réactivité entre le carbone et le titane entraîne la formation d'une zone interfaciale de carbure de titane fragile. Les vitesses importantes limitant l'entrée du filament SCS-6 dans le bain d'alliage de titane, entraînent un déficit de mouillage du filament induisant des défauts de concentricité du revêtement métallique par rapport au filament (figure II.12). Le refroidissement extrême en sortie de bain, quant à lui, ne permet pas d'arrêter le transfert de carbone du filament vers la matrice. Ces différentes problématiques doivent être bien contrôlées pour permettre l'industrialisation du procédé. Duda (Duda [2004]) a montré dans son étude qu'il y a

deux technologies capables d'améliorer les performances de ces matériaux élaborés par EGV. Chacune d'elles intervient à un niveau distinct de la mise en œuvre, soit avant même la mise en contact du filament et de la matrice liquide par un pré-revêtement du filament SCS-6 améliorant les conditions de mouillage, soit après l'enduction liquide du filament céramique par un refroidissement forcé à l'aide d'un système convectif spécifique.

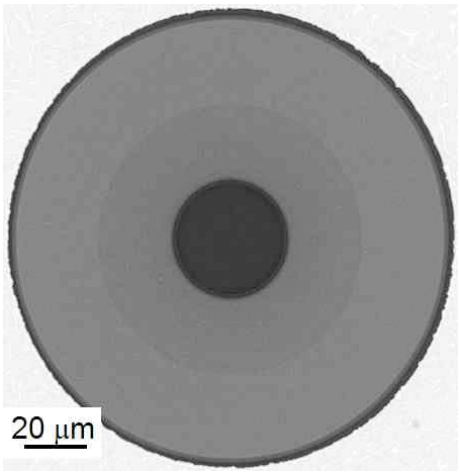


(a) Dispositif EGV (b) Représentation schématique

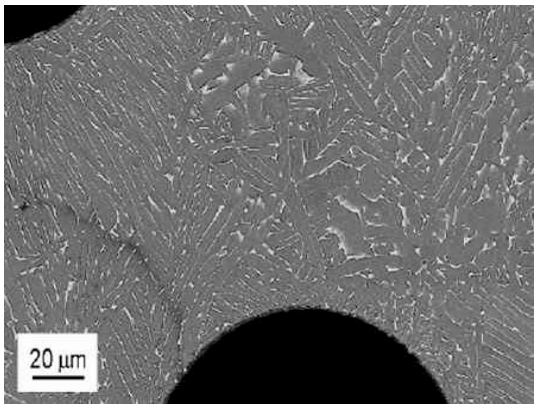
Figure II.9 – Dispositif de l'enduction à grande vitesse.



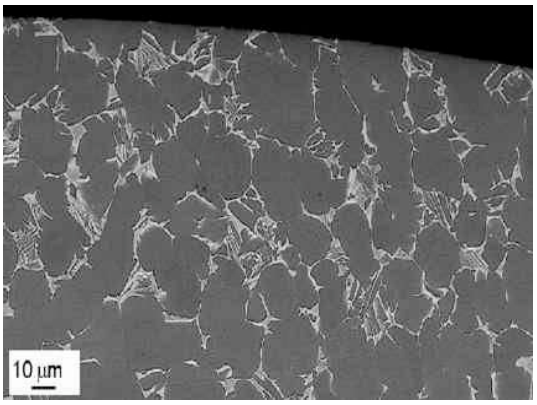
(a) Composite SCS-6/Ti6242



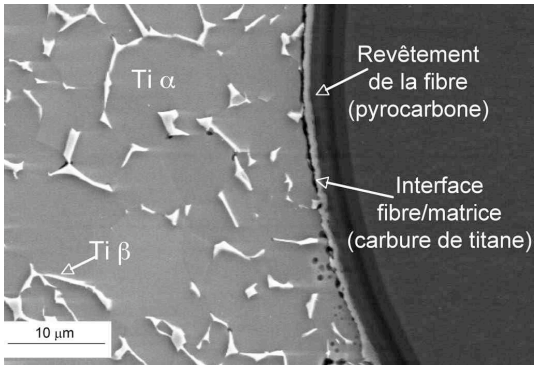
(b) Fibre SCS-6



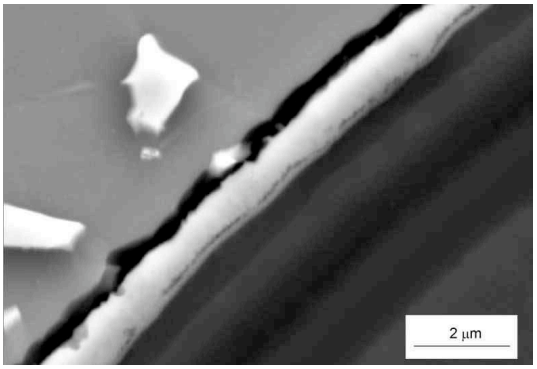
(c) Titane du composite ($H_v = 393$)



(d) Titane du conteneur ($H_v = 376$)



(e) Interface fibre/ matrice (Onera)



(f) Vue agrandie de la zone interfaciale (Onera)

Figure II.10 – Microstructure du composite SCS-6 (EGV)/Ti6242, $V_f = 20$ % (Bourbita et al. [2008]).

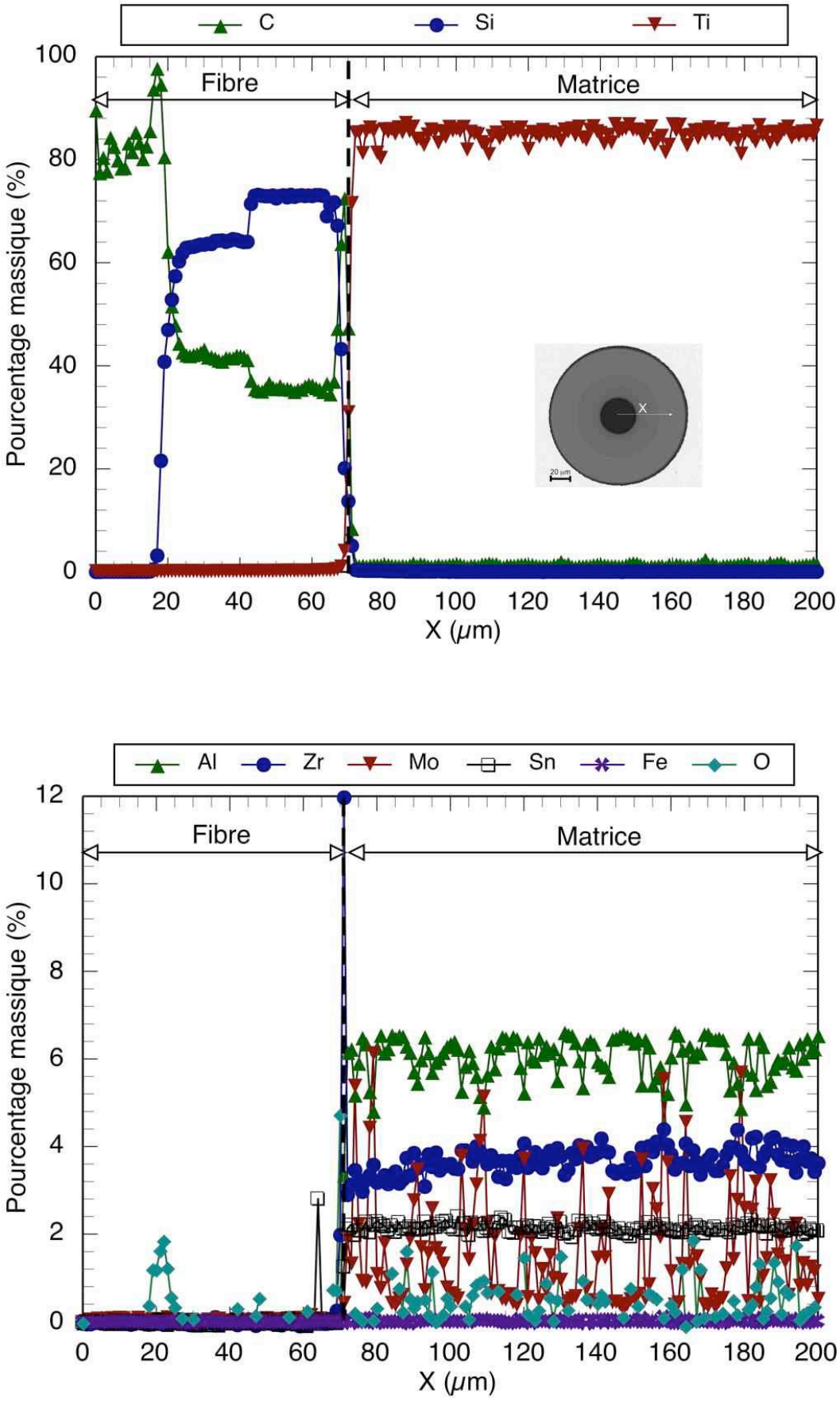


Figure II.11 – Analyses à la microsonde des éléments d'alliage des constituants du composite SCS-6/Ti6242 (Bourbita et al. [2008]).

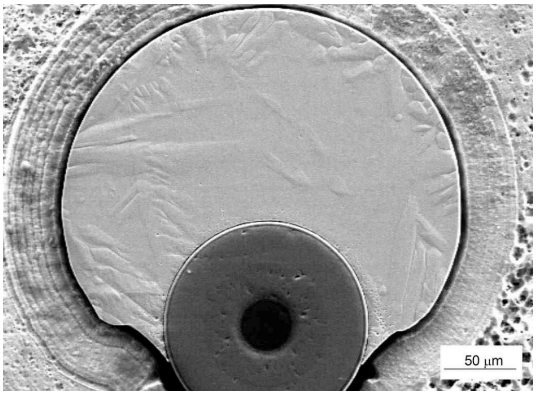


Figure II.12 – Filament de SiC enrobé d'un alliage de titane par EGV, Présence d'un défaut de concentricité lié à un déficit de mouillabilité (Onera).

II.3.3 Contraintes résiduelles d'élaboration (CRE)

A l'issue de l'étape d'élaboration, le composite est soumis à un champ de contraintes internes, appelé champ de contraintes résiduelles d'élaboration (CRE). Celui-ci provient du désaccord dilatométrique entre la fibre et la matrice assemblées à haute température. En fin de refroidissement, la matrice se trouve en tension et la fibre en compression. Les contraintes résiduelles influencent beaucoup le comportement global du matériau composite. En effet, ces contraintes internes peuvent être relaxées partiellement suite à la déformation plastique de la matrice ce qui va augmenter le phénomène d'écrouissage de celle-ci (Hu and Weng [1998]).

Il existe plusieurs moyens expérimentaux pour mesurer les contraintes résiduelles au sein des composites SiC/Ti. Parmi lesquels, on peut citer :

- *La diffraction des rayons X et de neutrons* : ces techniques permettent de mesurer les contraintes résiduelles dans la matrice du composite. La première consiste à mesurer la variation de la distance interréticulaire d_{hkl} des plans cristallographiques hkl soumis à une contrainte σ. Cette méthode ne donne accès qu'à l'état de contraintes en surface. Afin de pallier ce problème, Legrand (Legrand [1997]) a réalisé des attaques chimiques successives de la matrice de la sur-épaisseur des éprouvettes en composite SM1140+/Ti6242, afin de relever les profils des contraintes en fonction de la distance au premier pli de fibres. La deuxième permet de pénétrer plus profondément au cœur du composite mais c'est une technique très lourde à mettre en œuvre. Elle était utilisée dans le cas des composites particulaires (Povirk et al. [1992]) et dans les unidirectionnels (Majumdar et al. [1991]).
- *La dissolution partielle ou totale de la matrice* : ces méthodes permettent de mesurer les contraintes résiduelles dans les fibres. La première technique consiste à dissoudre préférentiellement la matrice d'une éprouvette en composite et à reproduire le profil de la fibre flambée sous l'effet de la contrainte interne de compression par un relevé topographique (Legrand [1997]). La deuxième méthode consiste à dissoudre la totalité de la matrice et à mesurer l'allongement des fibres du à la relaxation de la contrainte résiduelle de compression (Baroumes [1998]). Bien qu'elle soit destructive, cette méthode est simple à mettre en œuvre.

II.4 Propriétés à rupture de la fibre SCS-6

II.4.1 Généralités

La rupture des matériaux fragiles, en particulier les céramiques, est déterminée par la présence de populations de défauts qui apparaissent tout au long du cycle de vie des pièces constituées à l'aide de ces matériaux. La rupture de ces derniers est un événement aléatoire[1] et la résistance à la rupture est une variable statistique. Les valeurs de la résistance à la rupture des éprouvettes identiques, présentent une certaine dispersion. En effet, elles dépendent des caractéristiques du défaut le plus sévère dans chaque éprouvette. Les valeurs des contraintes de rupture dépendent aussi de la forme et des dimensions des éprouvettes ainsi que des conditions d'essais. Elles sont sensibles aux effets d'échelle et au champ de contraintes, en raison de la présence de populations diverses de défauts qui sont sollicitées de manière différente d'une éprouvette à l'autre. Les contraintes de rupture mesurées sur des éprouvettes données, ne sont caractéristiques que de ces éprouvettes et ne peuvent pas être employées telles quelles pour prévoir la rupture de ces matériaux. Pour cela, des approches statistiques - probabilistes ont été adoptées (Lamon [2007]). On distingue :

- Les approches qui considèrent les défauts en tant qu'entités physiques. La figure II.13 illustre le principe de ces approches. Ayant établi le critère de rupture local d'un défaut, la probabilité de présence de ce défaut est exprimé en fonction du champ de contraintes et des caractéristiques de la population de défauts.
- Les approches macroscopiques phénoménologiques qui sont fondées sur des raisonnements purement statistiques. La plus connue est l'approche de Weibull. Cette approche repose sur le concept du maillon le plus faible. La résistance à rupture du matériau, assimilé à une chaine de n maillons dont les résistances à rupture sont des variables aléatoires indépendantes et homogènes, est égale à celle du maillon le plus faible.

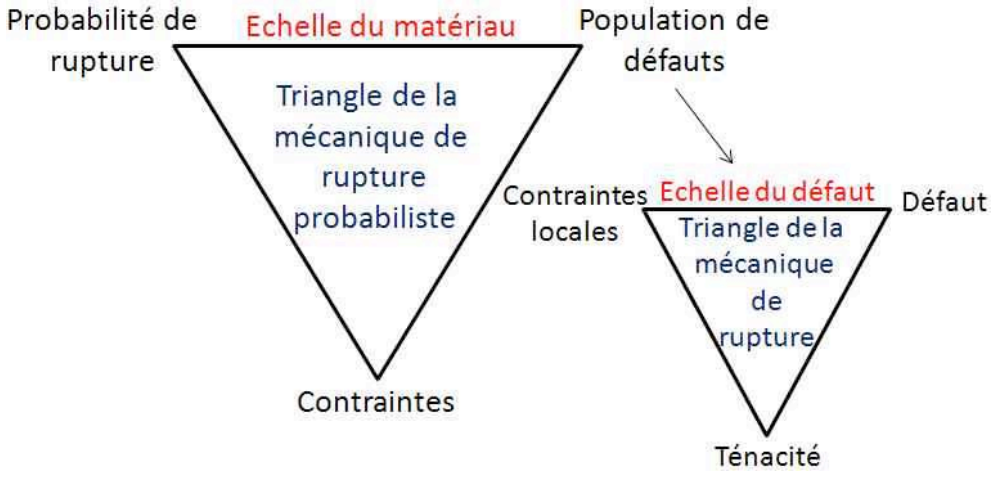


Figure II.13 – Principe des approches probabilistes considérant les défauts comme entités physiques (Lamon [2007]).

1. un évènement aléatoire est un évènement qui, dans une épreuve effectuée dans des circonstances déterminées, peut ou non se réaliser.

II.4.2 Le modèle statistique de Weibull

Pour un champ de contrainte uniforme, la probabilité de rupture d'un élément de volume V s'écrit sous la forme suivante :

$$P(V,\sigma) = 0 \qquad \text{si} \qquad \sigma < \sigma_u \tag{II.5}$$

$$P(V,\sigma) = 1 - \exp\left[-\frac{V}{V_0}\left(\frac{\sigma-\sigma_u}{\sigma_0}\right)^m\right] \qquad \text{si} \qquad \sigma > \sigma_u \tag{II.6}$$

V_0 est le volume de référence.
$V_0 = 1$ m^3 lorsque V est exprimé en m^3.
$V_0 = 1$ mm^3 lorsque V est exprimé en mm^3.
m : module de Weibull qui caractérise la dispersion des contraintes de rupture. Plus m est petit, plus l'intervalle des contraintes de rupture est étendu. m est un nombre sans dimension. σ_0 : facteur d'échelle qui indique la position de la fonction de distribution des contraintes de rupture dans l'échelle de contraintes. Ce facteur est relié à la valeur moyenne de la distribution des contraintes, par l'équation suivante :

$$\sigma_0 = \bar{\sigma}_r V^{\frac{1}{m}} / \Gamma\left(1+\frac{1}{m}\right) \qquad \text{pour} \qquad \sigma_u = 0 \tag{II.7}$$

où Γ est la fonction Gamma :

$$\Gamma\left(1+\frac{1}{m}\right) = \frac{1}{m}!$$

σ_u : contrainte seuil en dessous de laquelle la probabilité de rupture est nulle. Pour des raisons de simplification, on choisit, en général, $\sigma_u = 0$.

Pour déterminer les paramètres statistiques de la loi de Weibull (m et σ_0), il existe plusieurs méthodes. Parmi lesquelles, on peut citer la méthode du maximum de vraisemblance, la méthode des moments et la méthode d'ajustement à une distribution empirique. Cette dernière consiste à estimer les paramètres statistiques de façon que les valeurs de la probabilité de rupture calculées à l'aide de l'équation II.5 coïncident avec les résultats expérimentaux.

Le principe de cette méthode consiste à générer des distributions de données expérimentales constituées de couple (σ_R^i, P_i). σ_R^i est déterminée à partir des essais de traction dans le cas des fibres. A cette série de contraintes de rupture, on associe une probabilité de rupture P_i. Pour cela, les contraintes sont classées dans l'ordre croissant de $i = 1$ à N, où i est le rang et N le nombre total de données. On attribue ensuite à chacune de ces contraintes une probabilité de rupture calculée à l'aide de l'estimateur suivant (Jacques [1989]) :

$$P_i = \frac{i-0,5}{N} \tag{II.8}$$

On reporte les différents points (σ_R^i ,P_i) dans un diagramme $\ln\ln(1/(1-P_i)) - \ln\sigma_R^i$. On détermine par régression linéaire le coefficient directeur (A) et l'ordonnée à l'origine (C) de la droite moyenne passant par les points expérimentaux.

L'équation de cette droite est :

$$\ln \ln \left(\frac{1}{1 - P_i} \right) = A \cdot \ln \sigma_r^i + C \tag{II.9}$$

L'identification de l'équation II.9 avec la forme linéaire de l'équation théorique II.6 donne :

$$m = A \tag{II.10}$$

$$\ln \left(\frac{V}{V_0 \cdot \sigma_0^m} \right) = C \Rightarrow \sigma_0 = \left(\frac{V}{V_0} \cdot \frac{1}{e^C} \right)^{\frac{1}{m}} \tag{II.11}$$

Cette méthode permet de vérifier si la distribution des contraintes de rupture correspond à une seule ou à plusieurs populations de défauts, suivant qu'elle est constituée d'un seul ou plusieurs segments de droite.

II.4.3 Propriétés de fibres SCS-6

La figure II.14 présente les résultats des essais de traction réalisés par la Snecma sur la fibre SCS-6 brute d'élaboration, sous forme d'un diagramme de Weibull. Les fibres SCS-6 vérifient une statistique de Weibull unimodale, leur distribution des contraintes de rupture est linéaire. Le filament SCS-6 brute d'élaboration, présente une résistance à rupture variant de 3740 MPa à 5170 MPa, avec une valeur égale à 4710 MPa pour une probabilité de rupture de $0,5$. Le module de Weibull est égal à $14,05$.

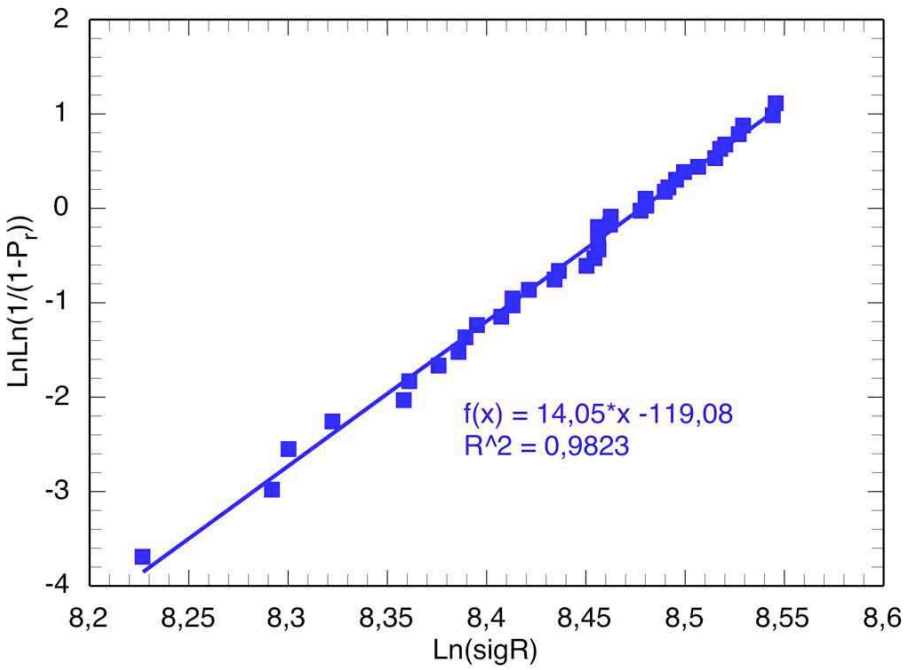


Figure II.14 – Diagramme de Weibull de la fibre SCS-6 brute d'élaboration.
Taille de populations : 40 fibres, $L_j = 50$ mm (Snecma)
$\ln \ln \left(\frac{1}{1-P_i} \right) = 14,05 \left(\ln \sigma_r^i - \ln 4795,55 \right)$

II.5 Propriétés mécaniques des composites SiC/Ti

Le renforcement des matrices métalliques par des fibres longues génère une forte anisotropie. Le matériau composite possède un comportement plus rigide dans la direction des fibres comparé à la direction transversale caractérisée par de faibles propriétés mécaniques (Majumdar and Newaz [1992], Bednarcyk et al. [2004]), comme il est illustré dans la figure II.15. En effet, les durées de vie obtenues en fatigue longitudinale sont beaucoup plus importantes qu'en fatigue transversale. Cette figure montre aussi l'effet bénéfique du renforcement en comparant les durées de vie de la matrice non renforcée qui sont moins importantes que dans le cas du composite dans la direction longitudinale.

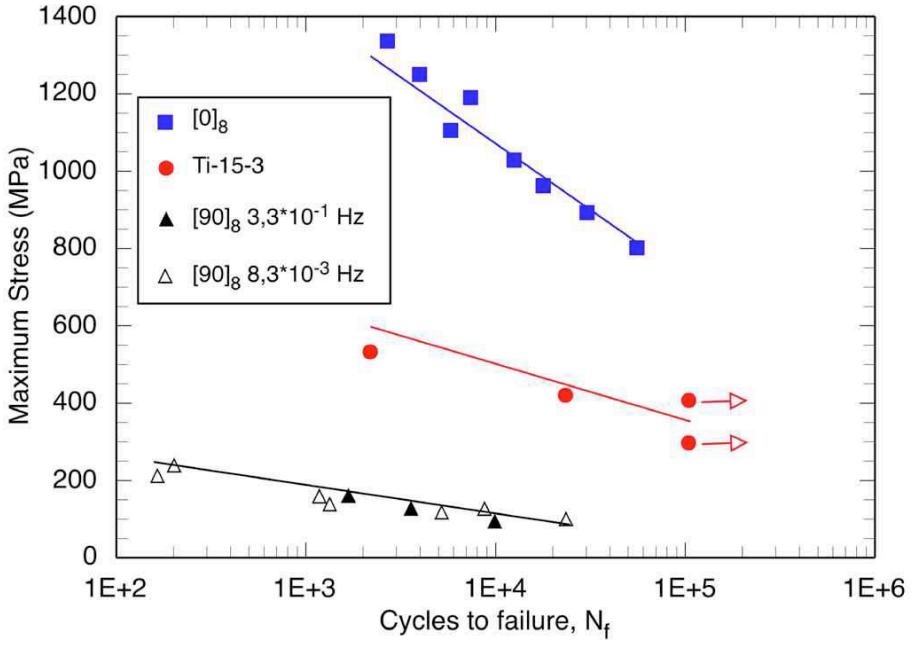


Figure II.15 – Diagramme de durée de vie en fatigue isotherme du composite SCS-6/Ti-15-3, $V_f = 35$ %, $T = 427$ °C (Castelli and Gayda [1993]).

II.5.1 Comportement des composites SiC/Ti en fatigue longitudinale

Plusieurs études portant sur le comportement en fatigue longitudinale des composites à matrice titane renforcée par des fibres longues de carbure de silicium, ont été effectuées. Le diagramme de durée de vie établi sous ce type de sollicitation, a été divisé en trois régions différentes (figure II.16). Ces zones sont associées au type d'endommagement subi par le composite (figure II.17). La région 1, associée aux chargements oligocycliques, correspond à un endommagement dominé par la rupture des fibres. La région 3 est définie par un endommagement dominé par la fissuration matricielle, tandis que la région 2 est une zone de transition où la fissure matricielle est pontée par les fibres.

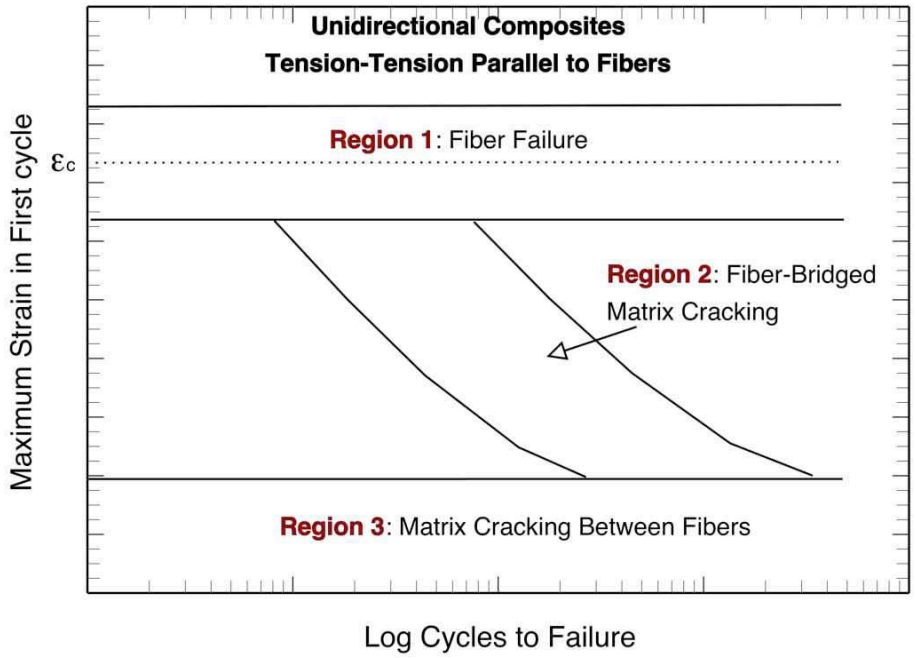
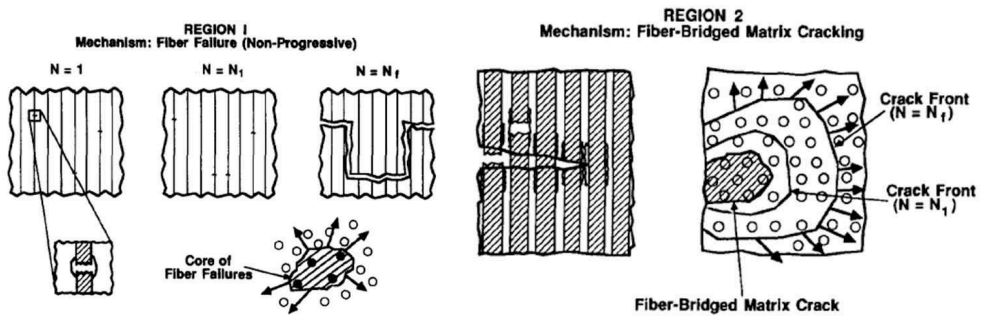
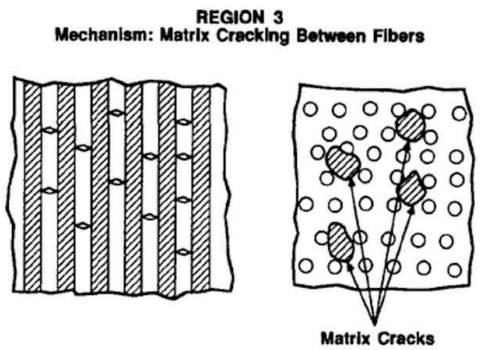


Figure II.16 – Diagramme de durée de vie des composites unidirectionnels en fatigue axiale (Talreja [1981]).



(a) Région 1 (b) Région 2



(c) Région 3

Figure II.17 – Les différents mécanismes d'endommagement identifiés dans les trois régions du diagramme de durée de vie (Talreja [1995]).

De nombreux auteurs (Majumdar and Newaz [1995], Sanders and Mall [1995], Legrand [1997], Kraabel et al. [1997]) ont montré que la durée de vie en fatigue des CMM est pilotée soit par la résistance des fibres, soit par celle de la matrice selon le niveau de chargement imposé à l'éprouvette. A l'image de Talreja (Talreja [1995]), ces auteurs divisent le diagramme de durée de vie en fatigue des composites à matrice métallique en trois domaines :

- le domaine 1 correspondant aux forts niveaux de chargements et dans lequel la durée de vie du composite ne dépend pas du niveau de chargement. La rupture du composite est aléatoire et est pilotée par la rupture des fibres.
- le domaine 2 correspondant aux niveaux de chargements moyens et où la durée de vie du composite est directement reliée aux paramètres de chargement macroscopique. La fissuration matricielle est le mécanisme prédominant conduisant à la rupture finale.
- le domaine 3 qui correspond aux faibles niveaux de chargements et dans lequel la résistance du composite est infinie, la rupture n'intervient jamais.

En fatigue oligocyclique[2], l'endommagement global du CMM suit un processus fortement discontinu (domaine 1). La figure II.18 illustre l'allure de la courbe d'émission acoustique enregistrée lors d'un essai de fatigue isotherme réalisé à une amplitude de contrainte de 1200 MPa et à la température de 450 °C. Cette figure montre une évolution fortement discontinue de ce signal : Le composite s'endommage essentiellement au début et à la fin de la durée de vie. Legrand (Legrand [1997]) a identifié trois processus majeurs d'endommagement des CMM dans ce domaine :

- Les mécanismes locaux caractérisés par des ruptures des fibres et une dégradation de l'interface au droit des ruptures des fibres. La figure II.19 montre clairement qu'au droit d'une rupture de fibre, l'interface est fortement dégradée sur une certaine longueur alors qu'elle reste intacte sur les fibres non rompues.
- Les mécanismes globaux qui proviennent du transfert de la charge de la matrice aux fibres et qui a pour origine la plasticité cyclique de la matrice. Ce mécanisme génère une surcharge progressive et homogène des fibres au cours de la sollicitation de fatigue. Cette surcharge va entrainer de nouvelles ruptures des fibres. Elle se manifeste macroscopiquement par l'apparition d'un phénomène de rochet mécanique.
- La dégradation des propriétés à rupture des fibres par l'environnement. Il distingue ainsi la présence de deux populations de fibres fatiguées. Les fibres de forte résistance qui forment la première population sont situées suffisamment à cœur de l'éprouvette et elles ont des propriétés non encore affectées en les comparant aux fibres vierges. Les fibres de faible résistance formant la deuxième population sont situées vraisemblablement prés des chants de l'éprouvette et se trouvent affectées par l'effet de l'environnement et le chargement mécanique. La figure II.20 met en évidence le couplage entre le chargement mécanique et l'environnement sur la dégradation en fatigue des propriétés à rupture des fibres du composite. En effet, on remarque qu'une oxydation statique sous charge nulle n'a pas d'influence notable sur les propriétés à rupture des fibres. En revanche, cette figure montre une dégradation très marquée des fibres du composite soumis

2. La fatigue oligocyclique (fatigue plastique) désigne une sollicitation cyclique où le chargement appliqué est de l'ordre de 80 à 90 % de la charge à rupture des matériaux. C'est la zone de fatigue où les durées de vie sont les plus courtes.

à une sollicitation de fatigue sous air.

Les faciès de rupture des éprouvettes rompues en fatigue oligocyclique sont similaires à ceux rencontrés lors des essais de traction simple. Ces faciès se caractérisent par une rupture essentiellement ductile de la matrice avec présence de cupules (figure II.21a). Tout de même, on peut observer l'amorçage en fatigue de plusieurs fissures matricielles, mais une fois amorcés, ces défauts ne se propagent pas (Legrand [1997]). Majumdar et Newaz (Majumdar and Newaz [1995]) supposent que l'amorçage de ces fissures matricielles, à la température ambiante, provient de la nucléation des microfissures qui apparaissent dans la zone de réaction interfaciale générant ainsi des bandes de glissements dans la matrice. D'autres auteurs (Bettge et al. [2007], Thomas [2001], Wang et al. [1996]) ont montré que le phénomène de fissuration matricielle reste secondaire dans la zone de fatigue oligocyclique et que ces fissures semblent s'amorcer par la rupture des fibres tout en restant confinées dans le voisinage de celles-ci.

Cependant, les faciès de rupture obtenus suite aux essais de fatigue à grand nombre de cycles (domaine 2) comportent deux zones (Bettge et al. [2007]) : une zone relativement lisse qui montre un endommagement progressif de la matrice par fatigue et une zone caractérisée par une rupture ductile de la matrice et qui correspond à la rupture finale de l'éprouvette (figure II.21b). Pour les faibles niveaux de chargement, la rupture en fatigue des composites est dominée par l'amorçage et la propagation de fissures dans la matrice. La surface de la matrice rompue en fatigue étant plus importante que la contrainte appliquée est faible. La figure II.22 présente l'évolution de la densité des fissures matricielles en fonction du nombre de cycles de fatigue. On remarque sur cette figure que la fissuration de la matrice en fatigue prend son importance quand la durée de vie augmente ce qui correspond à une contrainte appliquée faible.

Dans le domaine 2 de diagramme de durée de vie, Kraabel et al. (Kraabel et al. [1997]) procèdent à un découpage en deux sous-domaines, comme il est illustré sur la figure II.23. Le premier sous-domaine et qui est proche du domaine 1, est caractérisé par la présence de plusieurs fissures matricielles courtes. Le second sous-domaine est caractérisé par la présence des fissures matricielles longues et qui sont pontées par les fibres.

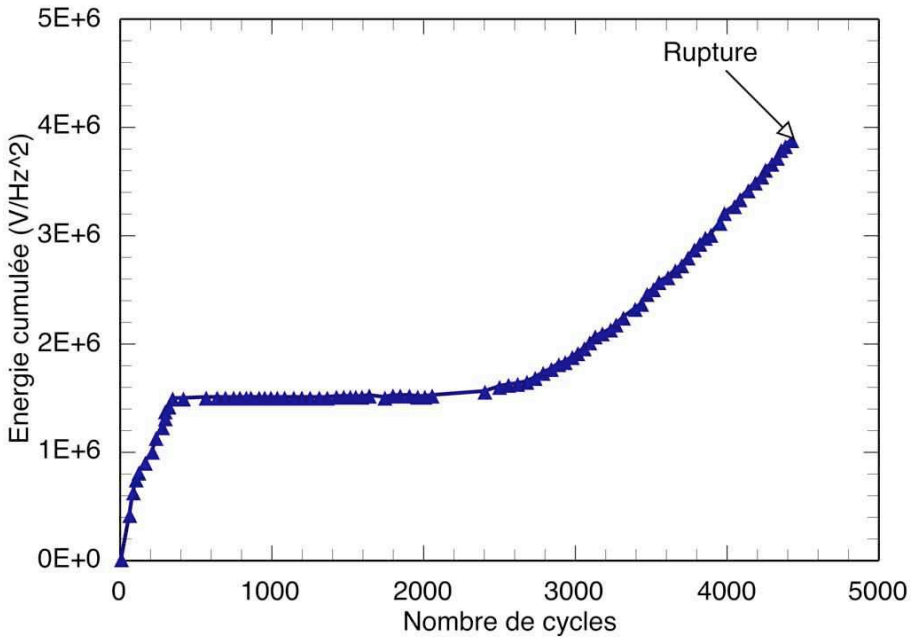
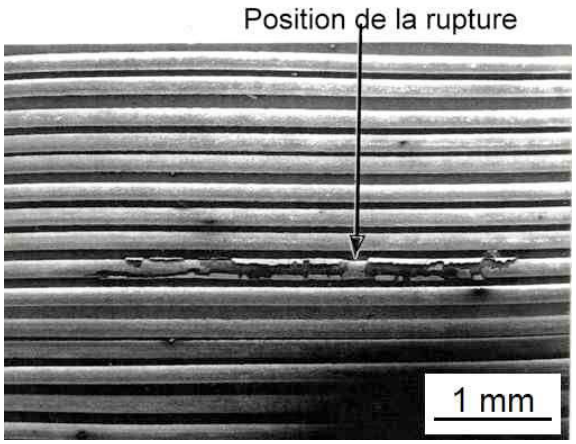
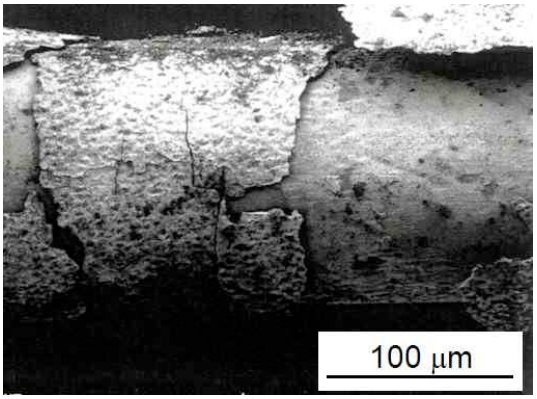


Figure II.18 – Allure de la courbe d'émission du composite SCS6/TA6V en fatigue isotherme, $\Delta\sigma_c = 1200$ MPa, $T = 450$ °C, $V_f = 33$ %, $N_f = 4430$ cycles (Legrand et al. [2002]).



(a) Vue d'ensemble de la fibre rompue et de son interface dégradée



(b) Vue grossière de la zone interfaciale endommagée

Figure II.19 – Dégradation locale de l'interface au droit d'une rupture de fibre, SCS6/TA6V, $V_f = 33$ % ,$\Delta\sigma_c = 1100$ MPa, $T = 450$ °C, $N_f = 11194$ cycles (Legrand et al. [2002]).

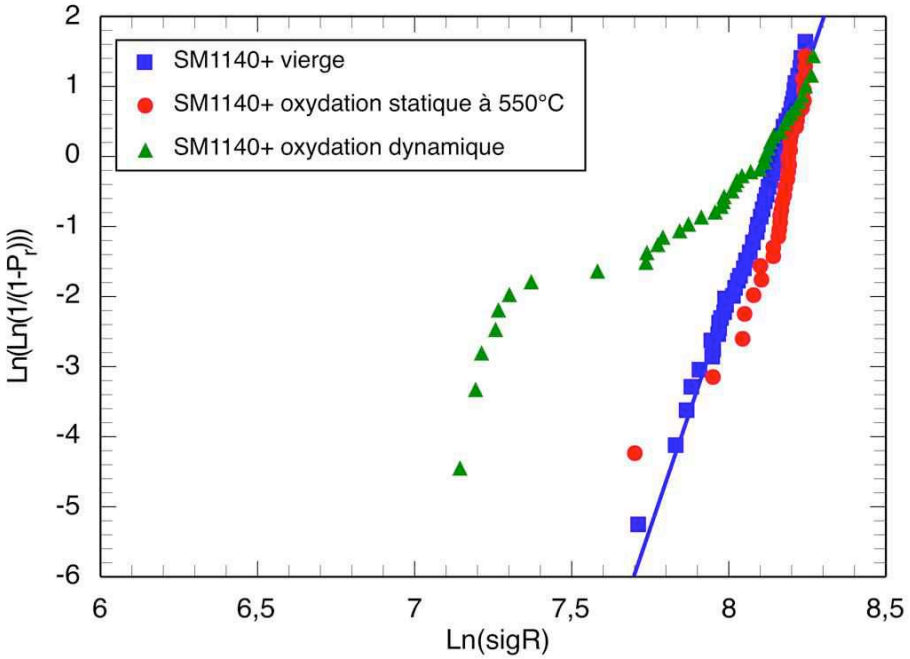
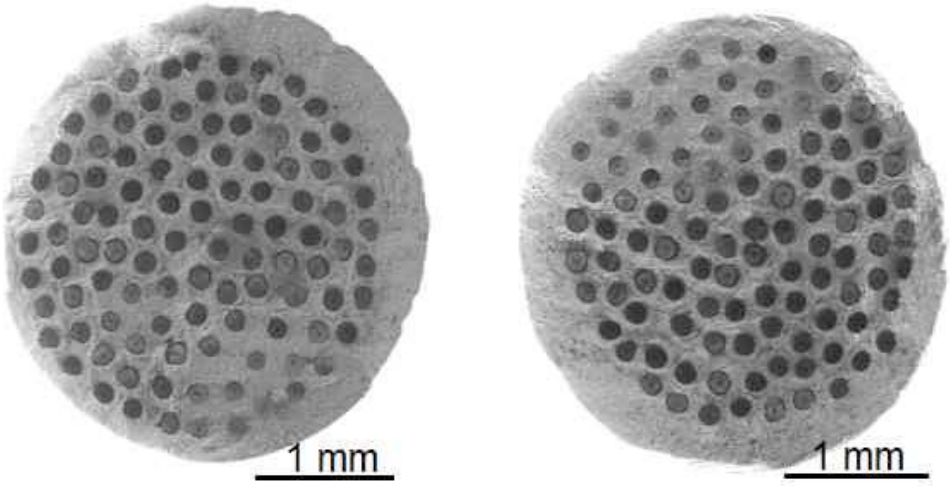


Figure II.20 – Couplage entre l'oxydation et le chargement mécanique sur la dégradation des propriétés à rupture des fibres, SM1140+/Ti6242, $\Delta\epsilon = 0,5$ %, $T = 550$ °C, $L_j = 25$ mm, $N_f = 11250$ cycles (Legrand [1997]).



(a) $\sigma_{max} = 1000$ MPa, $R_\sigma = 0,1$, $T = 350$ °C, $N_f = 3898$ cycles

(b) $\sigma_{max} = 900$ MPa, $R_\sigma = 0,1$, $T = 350$ °C, $N_f = 59394$ cycles

Figure II.21 – Faciès de rupture en fatigue longitudinale du composite SCS-6(EGV)/Ti6242, $V_f = 20$ % (Onera).

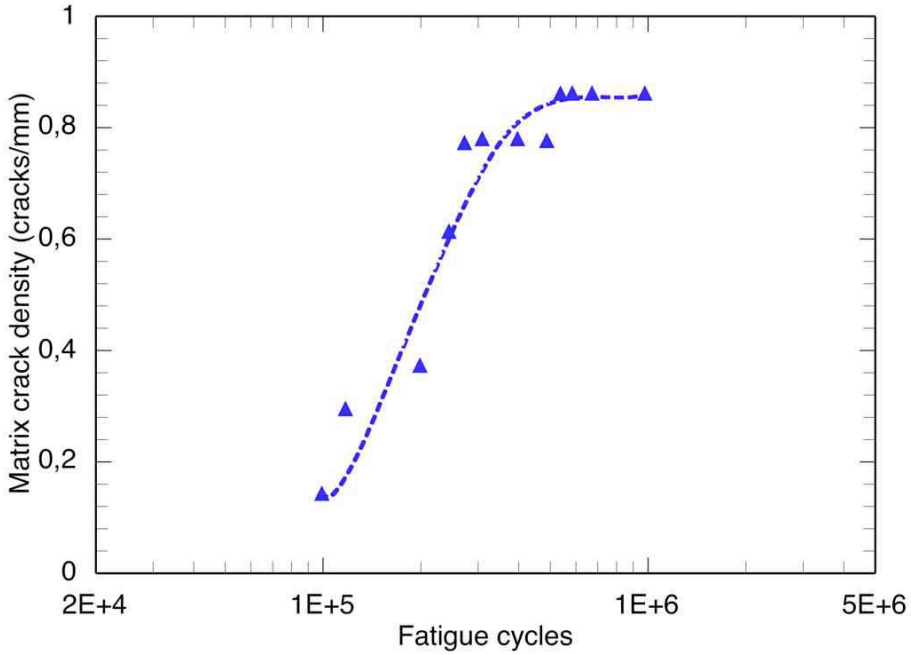


Figure II.22 – Évolution des densités moyennes des fissures matricielles en fonction du nombre de cycles de fatigue, SCS-6/Ti-22Al-23Nb, $V_f = 33$ %, $T_{ambiante}$, $\sigma_{max} = 750$ MPa, $R_\sigma = 0,1$ (Wang et al. [1996]).

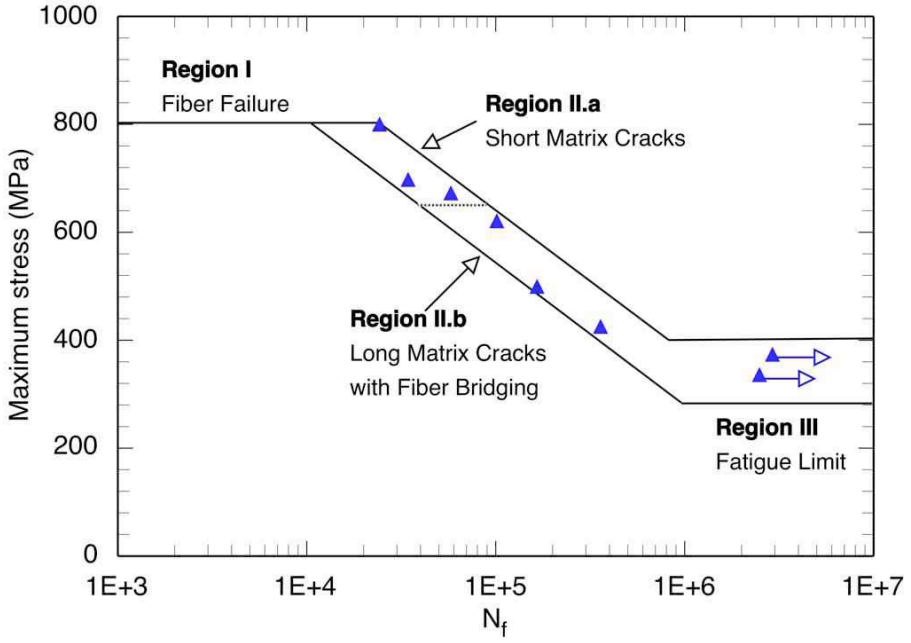


Figure II.23 – Diagramme de durée de vie en fatigue isotherme SCS-6/Ti-15-3, $V_f = 36$ %, $R_\sigma = -1$, $T = 427$ °C (Kraabel et al. [1997]).

Plusieurs études ont mis en évidence l'influence du *type de sollicitation*, de *l'environnement*, de *la température maximale du cycle de fatigue* ainsi que de l'effet du *temps de maintien* sur la durée de vie des composites SiC/Ti en fatigue oligocyclique. Il s'est avéré qu'un chargement anisotherme est plus critique sur la tenue des CMM en fatigue comparé à un chargement isotherme (Legrand [1997], Hertz-Clemens [2002], Bettge et al. [2007]).

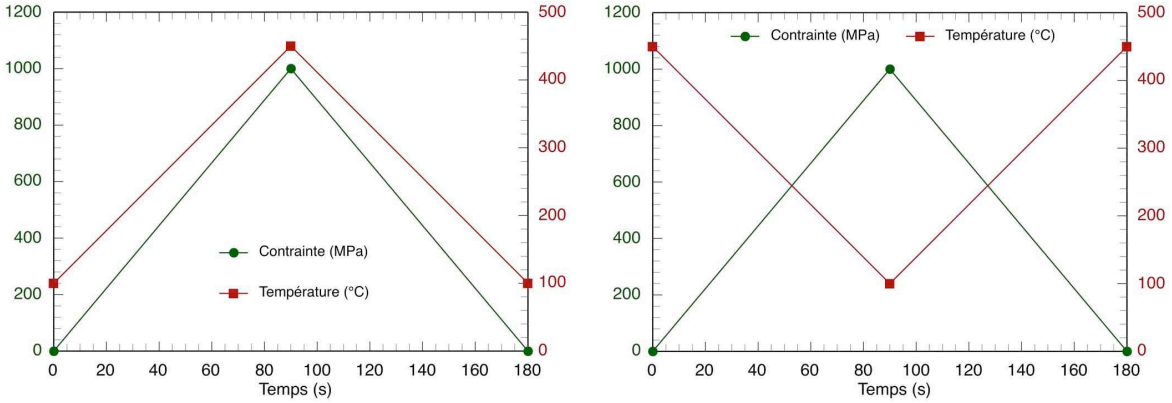
En fatigue anisotherme, plusieurs types de sollicitations ont été imposés. On peut citer par exemple les cycles triangulaires en-phase (la contrainte maximale est en phase avec la température maximale) et hors-phase (la contrainte maximale est en opposition de phase avec la température maximale) présentés par la figure II.24. Les essais en-phase montrent une importante dépendance de la durée de vie avec la contrainte imposée. Par contre, les essais hors-phase sont moins sensibles au niveau du chargement. La figure II.25 présente l'évolution de la contrainte maximale en fonction du nombre de cycles à rupture pour ces deux types de cycles. On remarque que les courbes se croisent au point correspondant à une contrainte maximale de 750 MPa. Le diagramme de durée de vie a été ainsi découpé en deux domaines (Castelli and Gayda [1993], Castelli [1994]). Le premier correspondant aux contraintes élevées et dans lequel les essais en-phase sont discriminants par rapport à la durée de vie du composite. Le mécanisme d'endommagement prépondérant dans ce domaine est la rupture des fibres qui sont surchargées due à la relaxation des contraintes dans la matrice. Le second domaine est celui des basses contraintes et où la durée de vie est limitée par les essais hors-phase. La fissuration matricielle est le mécanisme principal d'endommagement. Les mêmes tendances concernant le diagramme de durée de vie ainsi que les mécanismes d'endommagement mis en évidence, ont été observées dans plusieurs études (Russ et al. [1991], Gabb et al. [1993]).

Des cycles en-phase et hors-phase comportant un temps de maintien et qui sont représentés figure II.26, ont été imposés au composite. Bettge et al. (Bettge et al. [2007]) ont étudié le comportement du composite SCS6/Ti6242 sous ce type de sollicitation. La figure II.27 trace l'évolution de la contrainte maximale imposée en fonction du nombre de cycles à rupture pour les essais de fatigue mécano-thermique (FMT). Une comparaison avec les essais réalisés en fatigue isotherme à la température de 550 °C et à la température ambiante y est présentée. En fatigue isotherme, les courbes de durée de vie se croisent au point correspondant à 10^4 cycles. On remarque que le composite est moins résistant à haute température comparée à la température ambiante pour $N_f < 10^4$ cycles. Cette tendance tend à s'inverser pour $N_f > 10^4$ cycles. Les mécanismes d'endommagement observés à ces températures sont similaires. La rupture des fibres est le mécanisme prédominant quand la contrainte maximale imposée est élevée. Pour les chargements faibles, la fissuration de la matrice devient le mode d'endommagement le plus pénalisant pour le composite. En fatigue anisotherme et pour $N_f < 10^3$ cycles, la durée de vie du composite est moins importante sous sollicitation en-phase comparée à celle hors-phase. Pour $\sigma_{max} > 1800$ MPa, les courbes de durée de vie sont presque parallèles pour les deux types de sollicitations. Pour $\sigma_{max} < 1800$ MPa, on assiste à un changement d'allure de la courbe de durée de vie sous sollicitation hors-phase. On remarque que la variation de la contrainte n'a plus d'influence notable sur la durée de vie. Bettge et al. (Bettge et al. [2007]) ont relié ce changement d'allure à la présence de plusieurs fissures matricielles amorcées à la surface des éprouvettes et dont la densité diminue avec la contrainte pour l'intervalle de 1400 MPa jusqu'à 1700 MPa

comme il est illustré sur la figure II.28. Les essais en-phase quant à eux ont montré un endommagement lié à la rupture des fibres. Des études effectuées sur d'autres types de composites (SCS-6/Ti-15-3 (Gabb et al. [1993]), SCS-6/Timetal21S (Castelli [1995])) ont montré les mêmes résultats.

Pour étudier l'effet de l'environnement, Bettge et al. (Bettge et al. [2007]) ont imposé un cycle hors-phase à deux éprouvettes pré-oxydées (300 h sous air à $T = 550$ °C). Ces auteurs ont mis en évidence une forte sensibilité du composite à l'environnement pour les cycles FMT hors-phase. Par exemple, pour une contrainte maximale égale à 1600 MPa, la durée de vie a diminué d'un facteur 2 voire 3. Ces résultats étaient en bon accord avec ceux obtenus par Bartolotta et Verrilli (Bartolotta and Verrilli [1993]) et Rosenberger et Nicholas (Rosenberger and Nicholas [1997]). La figure II.29 présente les diagrammes de durée de vie obtenus sous sollicitations en-phase et hors-phase sous atmosphère inerte et sous air. Un facteur deux est mis en évidence entre les essais hors-phase réalisés sous air et ceux réalisés sous atmosphère inerte. Cette différence de comportement est associée à une plus grande densité de fissures de la matrice sous air. Aucun effet environnemental majeur n'a été mis en évidence lors des essais en-phase au cours desquels la rupture du composite est pilotée par la rupture des fibres.

Hertz-Clemens (Hertz-Clemens [2002]) a étudié l'influence du temps de maintien ainsi que de la température maximale du cycle FMT sur le comportement en fatigue du composite. La figure II.30, illustrant l'évolution de la durée de vie en fonction de la contrainte imposée, montre que le temps de maintien a peu d'influence sur la durée de vie quand celui-ci est réduit de 90 s à 0 s. Cette figure montre aussi qu'une augmentation de la température maximale du cycle de 50 °C est très critique pour le composite SM1140+/Ti6242. Cela conduit à une réduction de la durée de vie d'un facteur supérieur à 200. On peut noter toutefois qu'une augmentation du temps de maintien est moins préjudiciable pour le matériau qu'une augmentation de la température maximale. Bartolotta et Verrilli (Bartolotta and Verrilli [1993]) ont mis en évidence l'influence de l'amplitude de la température sur la durée de vie du composite. Deux gammes de températures ([215 °C - 815 °C] et [425 °C - 815 °C]) ont été imposées sur le composite SCS-6/Ti-24Al-11Nb. Ces auteurs ont montré que la durée de vie diminue lorsque l'amplitude de la température augmente. Ces résultats sont en bon accord avec ceux de Gayda et al. (Gayda et al. [1993]) qui ont montré que l'amplitude de la température influence beaucoup sur la durée de vie comparée à la température maximale du cycle FMT.



(a) Cycle en-phase (b) Cycle hors-phase

Figure II.24 – Exemples de cycle de fatigue mécano-thermique, $T = 100$ °C - 450 °C, $\sigma_{max} = 1000$ MPa, $R_\sigma = 0$.

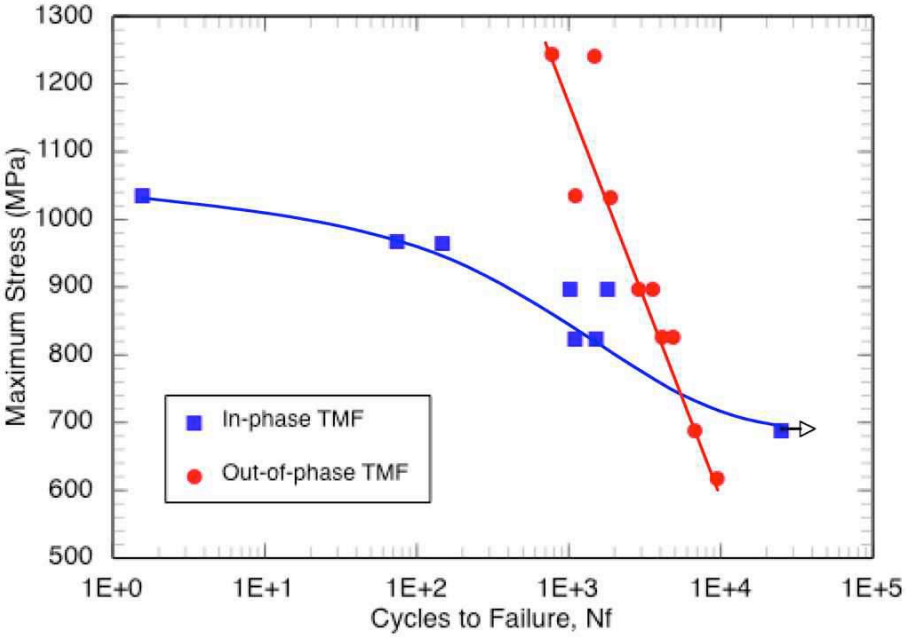


Figure II.25 – Diagramme de durée de vie, SCS-6/Ti-15-3, $V_f = 36$ %, $R_\sigma = 0$, $T = 93$ °C - 538 °C, $f = 5,6.10^{-3}$ Hz (Castelli and Gayda [1993]).

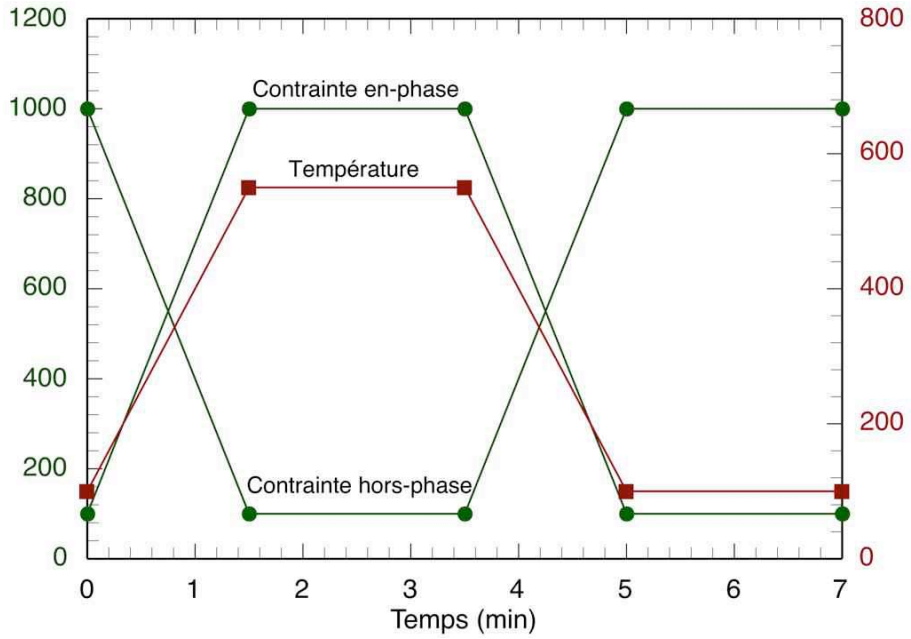


Figure II.26 – Cycles de fatigue mécano-thermique en phase et hors-phase avec un temps de maintien (Bettge et al. [2007]).

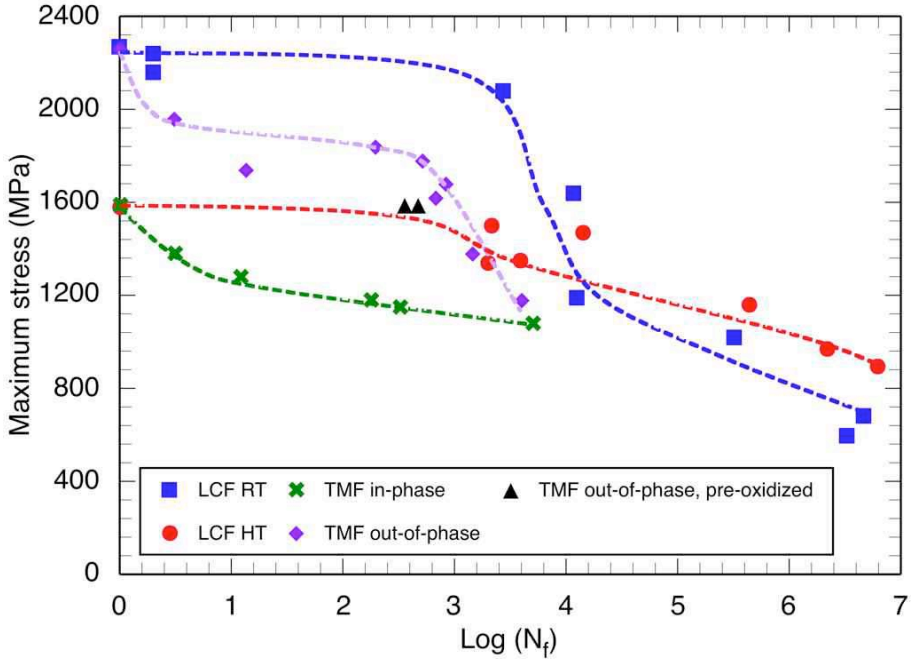
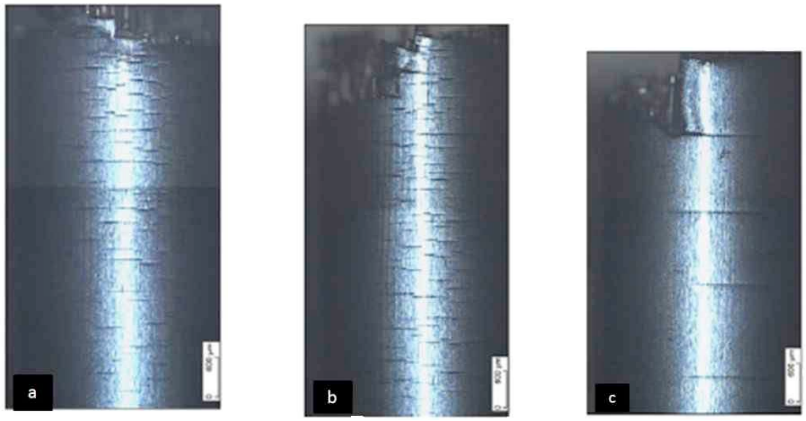


Figure II.27 – Diagramme de durée de vie, SCS-6/Ti6242, $V_f = 35$ %, $T = 100$ °C - 550 °C, $R_\sigma = 0,1$ (Bettge et al. [2007]).



(a) 1700 MPa (b) 1600 MPa (c) 1400 MPa

Figure II.28 – Apparition des fissures matricielles à la surface des éprouvettes testées (Bettge et al. [2007]).

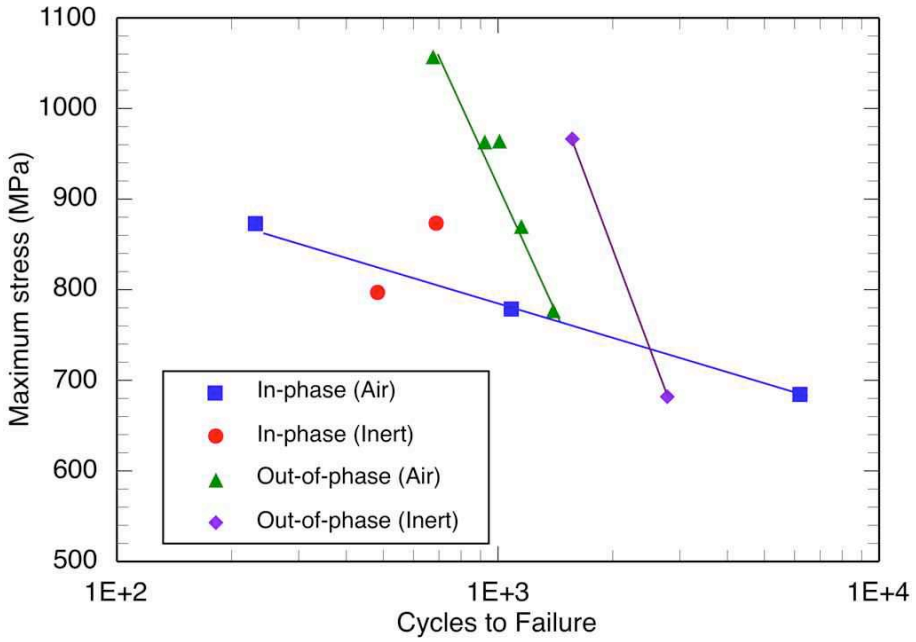


Figure II.29 – Diagramme de durée de vie en fatigue mécano-thermique sous air et sous atmosphère inerte, SCS-6/Timetal21S, $V_f = 32$ %, $T = 150$ °C - 650 °C, $R_\sigma = 0,1$, $f = 0,00566$ Hz (Rosenberger and Nicholas [1997]).

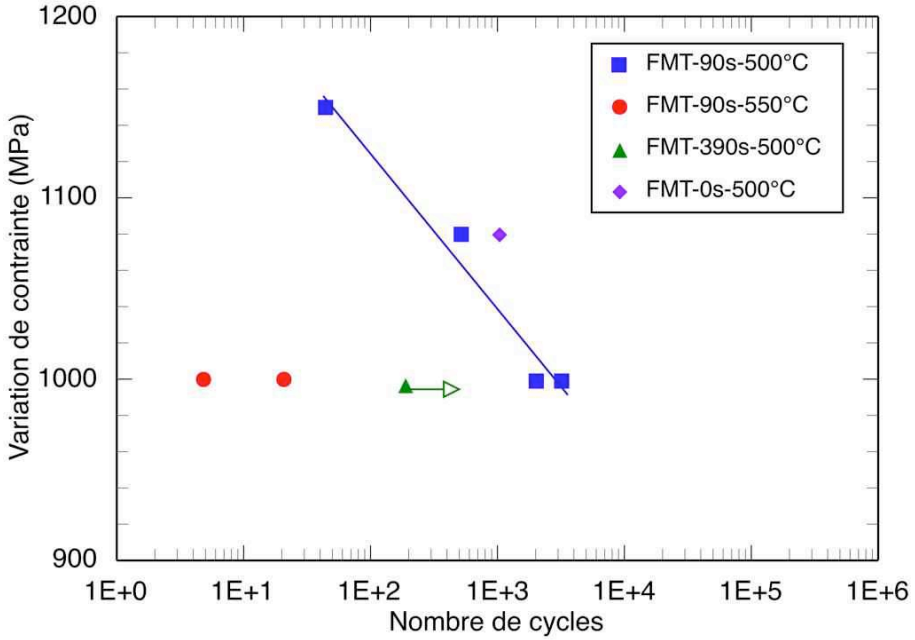


Figure II.30 – Diagramme de durée de vie en fatigue mécano-thermique, SM1140+/Ti6242, $V_f = 30$ %, $T_{min} = 100$ °C, $R_\sigma = 0$, (Hertz-Clemens [2002]).

II.5.2 Comportement des composites SiC/Ti en fissuration par fatigue

Le comportement en fissuration par fatigue des composites à matrice métallique renforcée par des fibres longues dépend non seulement de la résistance intrinsèque de la matrice mais aussi des propriétés des différents constituants et surtout de la nature de l'interface renfort/matrice. Ritchie (Ritchie [1996]) distingue ainsi trois types de comportement représentés par la figure II.31.

- Le premier comportement est associé aux systèmes composites à forte résistance interfaciale et à faible résistance du renfort. L'endommagement dans ce cas, est dominé par la rupture des fibres à la pointe de la fissure.
- Le deuxième correspond aux systèmes composites à faible résistance interfaciale et à faible résistance du renfort. Dans ce type de comportement, l'endommagement est dominé par des décohésions interfaciales avec rupture des fibres.

Les courbes de fissuration du composite ($da/dN = f(\Delta K)$) obtenues pour ces deux types de comportement, se confondent au bout d'un certain temps avec celles de la matrice non renforcée. L'effet bénéfique du composite disparaît. La présence du renfort a permis juste de retarder l'apparition du seuil de propagation.

- Le troisième comportement est attribué aux systèmes composites à faible résistance interfaciale et à forte résistance du renfort. La fissuration en fatigue d'un tel matériau aboutit au bout d'un certain temps, à un état stationnaire de propagation. La vitesse de propagation de la fissure devient alors constante et indépendante de la taille de la fissure. Ce comportement est du à la présence du phénomène de pontage de la fissure par les fibres non rompues présentes dans son plan. Les fibres freinent l'ouverture des lèvres de la fissure au chargement

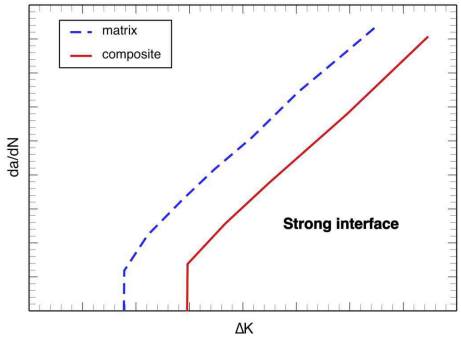
et freinent également leur fermeture au déchargement. Charges et décharges sont accompagnées d'importants frottements interfaciaux dissipant beaucoup d'énergie et rendant la sollicitation cyclique très irréversible. Les fibres réduisent alors l'amplitude du facteur d'intensité de contrainte en pointe de fissure et diminuent donc sa vitesse de propagation comparée à celle de la matrice non renforcée.

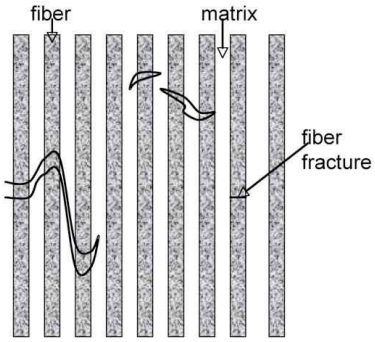
La fraction volumique des fibres a une influence considérable sur le comportement des CMM en fissuration par fatigue. Legrand (Legrand [1997]) a montré que le phénomène de pontage de la fissure est rigoureusement absent pour le système composite SCS-6/TA6V à $V_f = 18$ %. Par contre pour le composite SM1140+/Ti6242 à un taux de renfort plus élevé (V_f voisin de 30 %), ce phénomène est présent au moins partiellement. En plus de l'effet du taux de renfort, cet auteur a mis en évidence l'effet de l'environnement qui dégrade à la fois les propriétés interfaciales des fibres pontant la fissure matricielle et leurs propriétés à rupture. Il distingue ainsi la présence de deux types de fissures matricielles : les fissures externes et les fissures internes. De nombreuses ruptures des fibres ont été observées dans le cas des premières fissures qui sont soumises à l'oxydation mais pas dans le second cas. Les mêmes résultats ont été observés par Blatt et al. (Blatt et al. [1993]), suite aux essais de fissuration menés sur le composite SCS-6/Ti-15Mo-3Nb-3Al-0,2Si.

Blatt et Hartman (Blatt and Hartman [1996]) ont étudié le comportement du composite SCS-6/Ti6242 en fissuration isotherme et anisotherme. Tous les essais ont été menés en contrainte imposée sous un rapport de charge nul. En conditions anisothermes, des cycles en-phase et hors-phase ont été imposés pour la gamme de température [150 °C - 538 °C]. Tous les résultats ont été regroupés sur la figure II.32. En fatigue isotherme, la température a une influence considérable sur l'apparition du phénomène de pontage. En effet, cette figure montre qu'à la température de 150 °C, la vitesse de propagation est presque constante tout au long de l'essai. Alors qu'à la température de 538 °C, cette vitesse ne cesse d'augmenter jusqu'à la fin. Le phénomène de pontage de la fissure par les fibres est plus important à basse température qu'à haute température où l'environnement a pour effet de dégrader les propriétés à rupture des fibres pontant la fissure. Un effet important de la fréquence est mis en évidence à haute température. En fatigue anisotherme, on remarque que les essais en-phase sont plus sensibles à l'effet de la fréquence comparé aux essais hors-phase. On remarque aussi que pour les deux conditions d'essais, la vitesse de propagation augmente jusqu'à la fin. Selon Blatt et Hartman (Blatt and Hartman [1996]), le facteur prédominant qui influence beaucoup le comportement en fissuration des composites est le temps passé à haute température. Ceci est mis en évidence en comparant les vitesses de propagation de la fissure sous sollicitation FMT qui sont moins importantes que sous sollicitation isotherme à haute température.

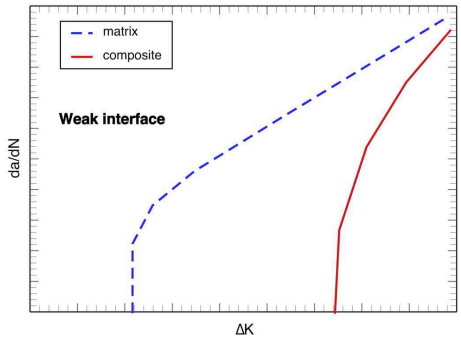
Hertz-Clemens (Hertz-Clemens [2002]) a étudié le comportement en fissuration isotherme et anisotherme du composite SM1140+/Ti6242. Les différents cycles imposés sont présentés par la figure II.33. Un régime de propagation stable de fissuration est atteint : la vitesse est constante avec la longueur de la fissure. Ce régime stabilisé atteint en fissuration dépend uniquement de la contrainte appliquée au composite. La figure II.34 présente l'évolution de la vitesse de fissuration stabilisée du composite en fonction de la contrainte macroscopique appliquée. Il apparaît que le cycle de fatigue mécano-thermique est la sollicitation qui conduit aux plus grandes vitesses de fissuration. Ce

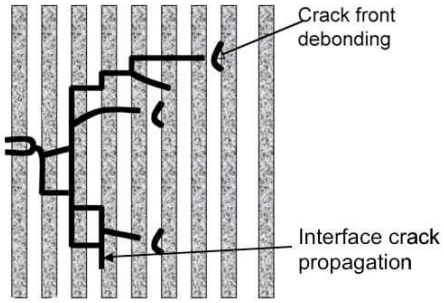
type de cycle est plus critique pour le matériau qu'une sollicitation isotherme. Un léger effet de fréquence est mis en évidence à 500 °C en fatigue isotherme, en comparant les résultats obtenus à 1 Hz et ceux mis en évidence avec le cycle 1s20s.



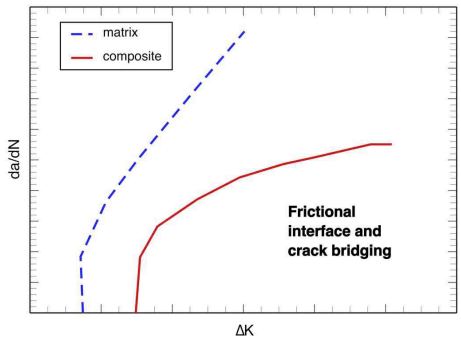


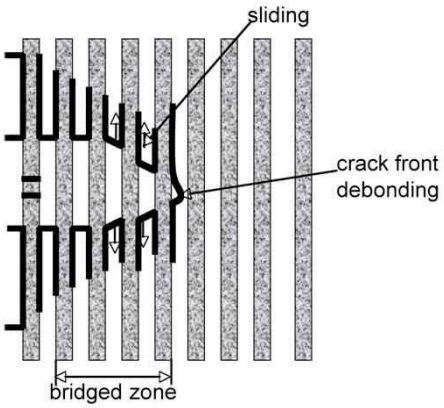
(a) Type 1





(b) Type 2





(c) Type 3

Figure II.31 – Représentation schématique des diagrammes da/dN et les mécanismes d'endommagement associés des trois types de comportement en fissuration des CMM à fibres longues (Ritchie [1996]).

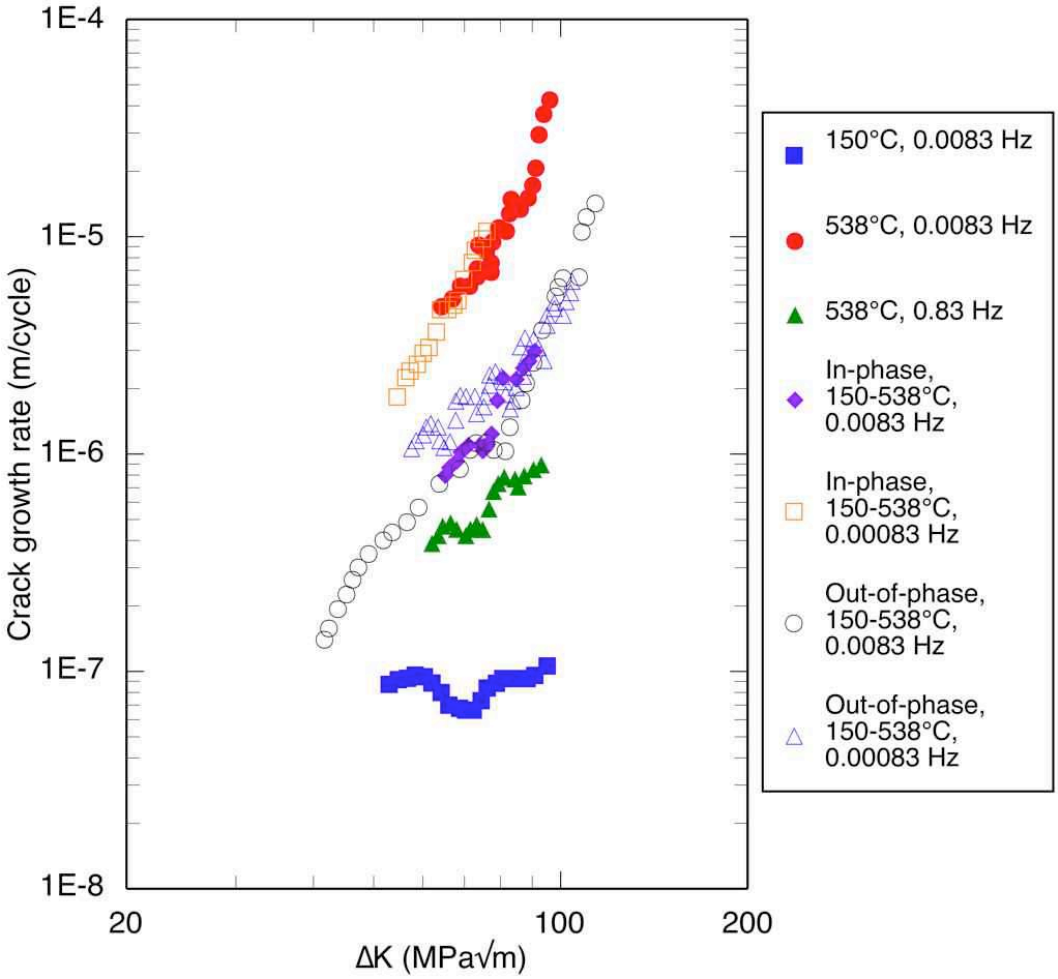
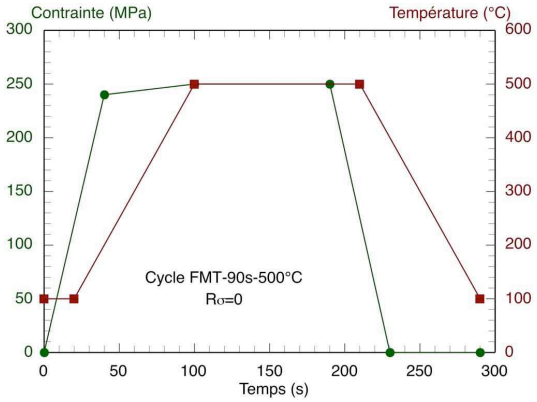
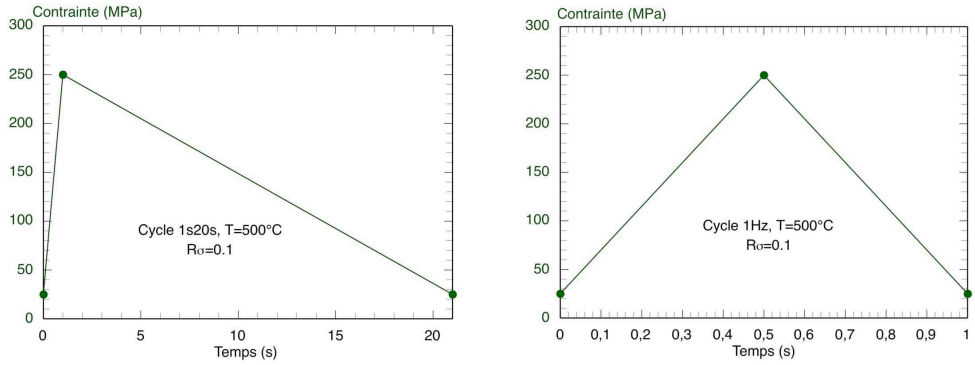


Figure II.32 – Évolution de la vitesse de propagation de fissure en fonction de ΔK, SCS-6/Ti6242, $V_f = 36$ %, $R_\sigma = 0$ (Blatt and Hartman [1996]).



(a) Conditions anisothermes



(b) Conditions isothermes

Figure II.33 – Cycles imposés en fissuration (Hertz-Clemens [2002]).

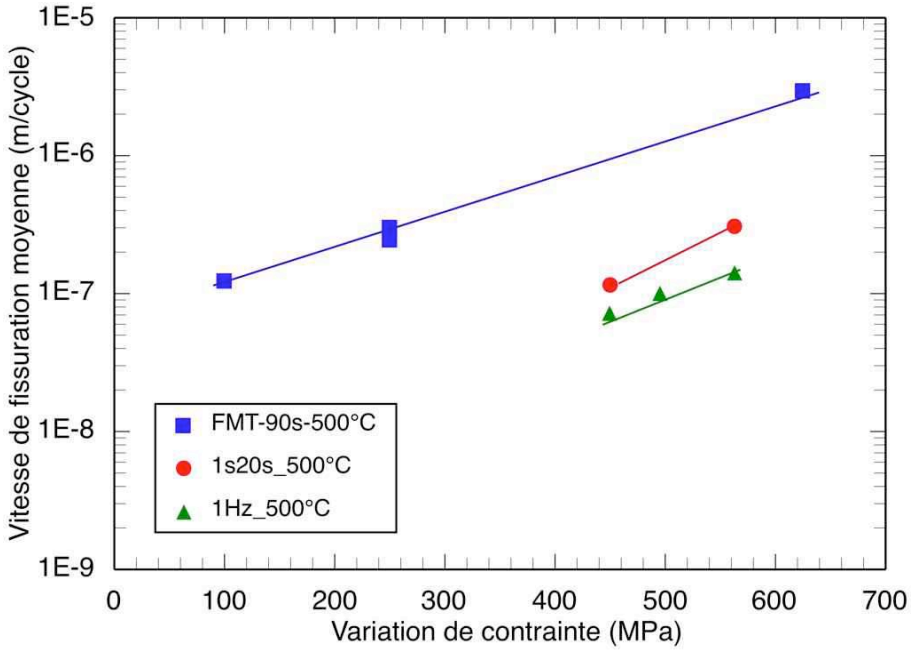


Figure II.34 – Évolution de la vitesse de propagation stabilisée en fonction de la variation de contrainte appliquée, SM1140+/Ti6242, $V_f = 30$ % (Hertz-Clemens [2002]).

Résumé

Le composite étudié est constitué d'une matrice métallique en alliage de titane (Ti6242) renforcée par des fibres longues de carbure de silicium (SCS-6). Les composites monofilamentaires sont élaborés par enduction à grande vitesse, nouveau procédé développé par Snecma. Les monofilaments enduits sont compactés par pression isostatique à chaud afin d'obtenir le composite final.

A l'issue de l'étape d'élaboration, le composite est soumis à un champ de contraintes résiduelles résultant du désaccord dilatométrique entre ses constituants. La fibre est en compression et la matrice en traction. Ce champ de contraintes impacte le comportement global du composite.

En fatigue longitudinale, la durée de vie des composites SiC/Ti dépend du niveau de chargement imposé. En fatigue oligocyclique, la rupture du composite est aléatoire et est pilotée par la rupture des fibres. En fatigue à plus longues durées de vie, la fissuration matricielle est le mécanisme prédominant conduisant à la rupture finale. La durée de vie des SiC/Ti est influencée aussi par le type de sollicitation imposé, l'environnement, la température maximale du cycle de fatigue et le temps de maintien.

Le comportement en fissuration des SiC/Ti dépend non seulement de la résistance intrinsèque de la matrice mais aussi des propriétés des différents constituants et de la nature de l'interface renfort/matrice. Le comportement en fissuration est influencé par la nature du chargement imposé (cycles de fatigue isothermes ou anisothermes), l'environnement et la fraction volumique des fibres.

Chapitre -III-

Comportement en fatigue mécano-thermique du composite SCS-6(EGV)/Ti6242

Dans ce chapitre est étudié le comportement du composite SCS-6(EGV)/Ti6242 sous sollicitation de fatigue mécano-thermique simulant les conditions en service. Tout d'abord, nous détaillerons la procédure expérimentale, exposerons ensuite les résultats des essais de fatigue en amorçage et identifierons également les mécanismes d'endommagement résultant de ce type de chargement.

Sommaire

III.1 Procédure expérimentale 44
III.1.1 Principe de l'essai de fatigue mécano-thermique 44
III.1.2 Éprouvettes de fatigue mécano-thermique 45
III.1.3 Cycle de fatigue mécano-thermique 45
III.2 Durées de vie du composite SCS-6/Ti6242 en fatigue mécano-thermique 49
III.3 Comportement du composite SCS-6/Ti6242 en fatigue mécano-thermique 53
III.4 Mécanismes d'endommagement du composite SCS-6/Ti6242 en fatigue mécano-thermique 63

L'anneau est soumis, dans les conditions réelles, à une sollicitation cyclique biaxiale anisotherme à contrainte imposée provenant essentiellement de la force centrifuge due à sa rotation. Cette sollicitation se traduit par une importante contrainte circonférentielle de traction $\sigma_{\theta\theta}$ parallèle à l'axe des fibres et une contrainte radiale σ_{rr} beaucoup plus faible due à l'inertie des aubes et perpendiculaire à l'axe des fibres. Cette sollicitation est supportée principalement par l'insert en composite.

Il est donc essentiel d'étudier le comportement du composite SCS-6(EGV)/Ti6242, utilisé comme renfort dans les anneaux, en fatigue mécano-thermique. Dans cette étude, tous les essais ont été menés en contrainte imposée avec un rapport de charge nul. La sollicitation est imposée parallèlement à la direction des fibres.

III.1 Procédure expérimentale

III.1.1 Principe de l'essai de fatigue mécano-thermique

Les essais de fatigue mécano-thermique (FMT) ont été réalisés sur une machine hydraulique de marque INSTRON d'une capacité en charge de ± 10 kN. L'asservissement de la machine est conduit en boucle fermée sur une consigne externe générée par un micro-ordinateur tandis que le pilotage est réalisé en boucle ouverte. Pendant l'essai, le micro-ordinateur impose à l'éprouvette un cycle contrainte-température. Un programme de pilotage-acquisition écrit sous le logiciel Labview II, génère simultanément deux cycles synchrones en température et en contrainte et acquiert en temps réel l'effort mesuré par la cellule de charge, l'allongement total de l'éprouvette et la température mesurée par le thermocouple. Le dispositif expérimental ainsi que le schéma de principe de l'essai FMT sont représentés respectivement par les figures III.1a et III.1b.

Pour mesurer la déformation de l'éprouvette, nous avons utilisé un extensomètre longitudinal constitué de deux couteaux en alumine qui s'appliquent sur la zone utile de celle-ci et qui permettent de suivre sa déformation à haute température (figure III.2). Sa base de mesure est d'environ 10 mm et sa résolution à haute température est de $0,01$ %. Le chauffage de l'éprouvette est assuré par un four à images à quatre lobes elliptiques. La mesure de la température et la régulation du four sont assurées par un thermocouple chromel-alumel de type coaxial fixé contre l'éprouvette au milieu de sa zone utile.

En conditions anisothermes, la déformation totale, ϵ_{tot}, est la somme de la déformation mécanique, ϵ_m, résultante du cyclage mécanique, et de la déformation thermique, ϵ_{th}, résultante du cyclage thermique :

$$\epsilon_{tot} = \epsilon_m + \epsilon_{th} \tag{III.1}$$

La déformation thermique ϵ_{th}, est acquise après 10 cycles thermiques sous charge nulle réalisés afin d'obtenir une stabilisation dynamique des températures. Ensuite, elle est soustraite, à chaque pas du programme de pilotage, de la déformation totale mesurée, afin d'obtenir la déformation mécanique induite par le chargement mécanique de l'éprouvette. Pour évaluer la déformation inélastique, nous retranchons la part

élastique de la déformation mécanique :

$$\Delta\epsilon_{in} = max\left(\epsilon_{mi} - \frac{\sigma_i}{E(T_i)}\right) - min\left(\epsilon_{mi} - \frac{\sigma_i}{E(T_i)}\right) \tag{III.2}$$

où ϵ_{mi}, σ_{i} et $\mathrm{T_i}$ sont les valeurs de la déformation mécanique, de la contrainte et de la température acquises à l'instant $\mathrm{t} = \mathrm{t_i}$ du cycle.

Au début de chaque essai, le module de Young est mesuré à la température ambiante, à 100 °C puis tous les 100 °C, jusqu'à la température maximale du cycle. L'évolution du module de Young avec la température est estimée par une fonction polynomiale de degré 3, dont les coefficients sont identifiés à l'aide d'une régression. Le module de Young peut alors être calculé pour toutes les températures intermédiaires du cycle, à l'aide de l'équation III.3 :

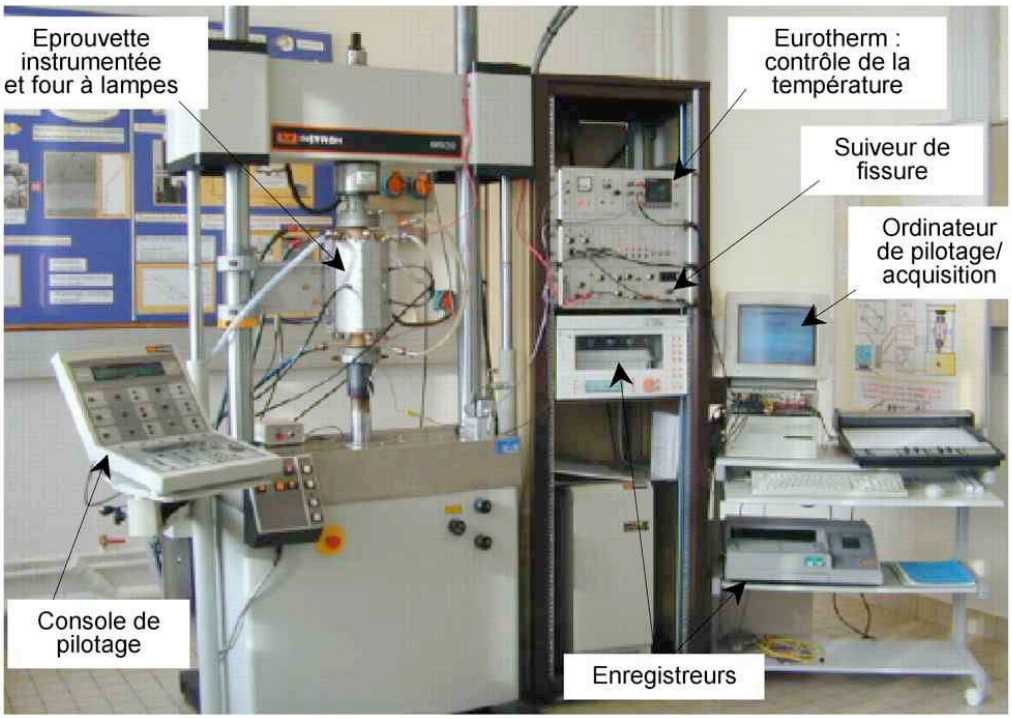
$$E(T_i) = aT_i^3 + bT_i^2 + cT_i + d \tag{III.3}$$

III.1.2 Éprouvettes de fatigue mécano-thermique

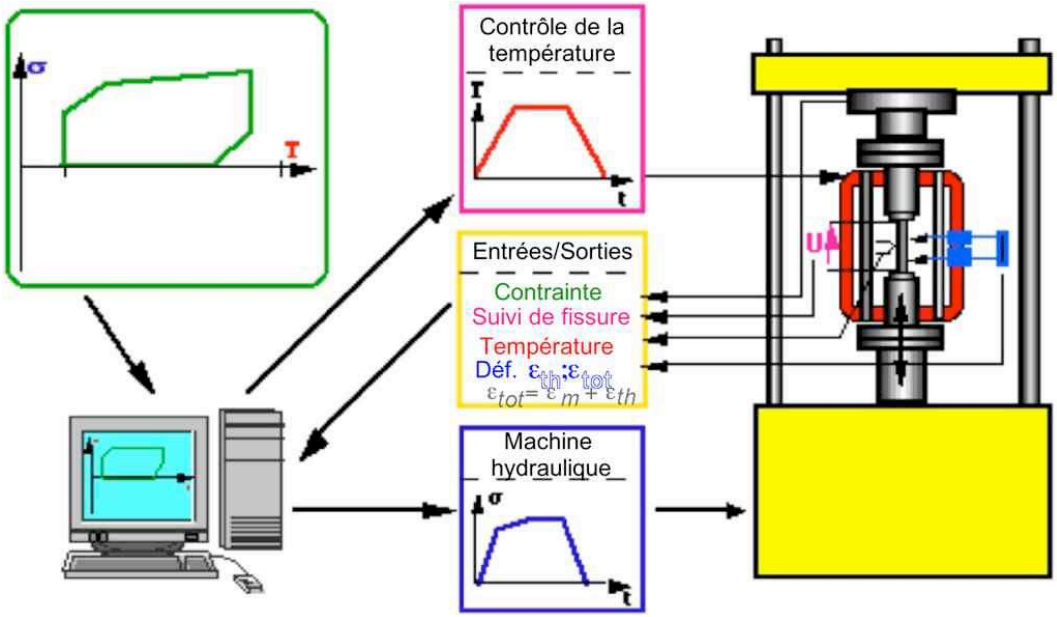
Les essais de fatigue mécano-thermique ont été conduits sur des éprouvettes cylindriques lisses usinées par Snecma. Ces éprouvettes, de longueur 102 mm et de partie utile de diamètre 3, 25 mm, représentent un élément de volume de l'ANAM. Les champs de contrainte, de déformation et de température sont uniformes dans la partie utile. Après usinage, la surface utile de ces éprouvettes est polie jusqu'à la pâte diamantée de granulométrie 1 µm. Le schéma des éprouvettes de fatigue mécano-thermique est donné par la figure III.3.

III.1.3 Cycle de fatigue mécano-thermique

Le cycle de fatigue mécano-thermique imposé aux éprouvettes a été déduit de calculs réalisés par Snecma sur la partie composite renforçant l'ANAM et simule le chargement imposé pendant un vol. Les essais FMT ont été menés en contrainte imposée sous un rapport de charge R_σ ($\mathrm{R}_\sigma = \sigma_{\mathrm{min}}/\sigma_{\mathrm{max}}$) nul et un cycle de température variant entre 100 °C et 450 °C. La durée de cycle est de 270 s. Le cycle FMT imposé, noté FMT-90 s-[100 °C - 450 °C], est représenté par la figure III.4a, pour une contrainte maximale de 950 MPa. Pendant les 20 premières secondes, une mise en charge est effectuée à la température de 100 °C ; La contrainte passe de 0 MPa à 475 MPa. La contrainte continue à augmenter jusqu'à atteindre sa valeur maximale à 90 s. Il en est de même pour la température qui passe de 100 °C à $\mathrm{T_{max}} = 450$ °C. Par la suite, un maintien en contrainte et température maximales est effectué pendant 90 s. Enfin, l'éprouvette est déchargée à la vitesse de 25 MPa/s pendant que la température passe de 450 °C à 100 °C avec un retard de 20 s. Ce retard ainsi que la différence entre les vitesses de refroidissement et de déchargement, impliquent un refroidissement sous charge nulle à partir de la température de 350 °C jusqu'à 100 °C. Le cycle FMT imposé présente une forte hystérésis et diffère des cycles en-phase et hors-phase habituellement imposés (figure III.4b).



(a) Dispositif expérimental.



(b) Principe de l'essai FMT.

Figure III.1 – Montage de l'essai de fatigue mécano-thermique.

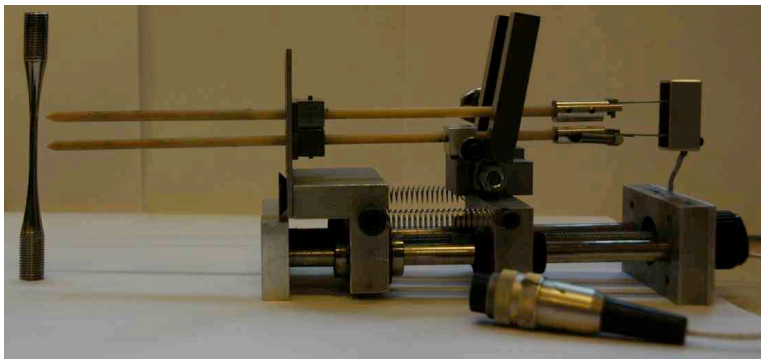


Figure III.2 – Photographie du capteur de déformation longitudinale.

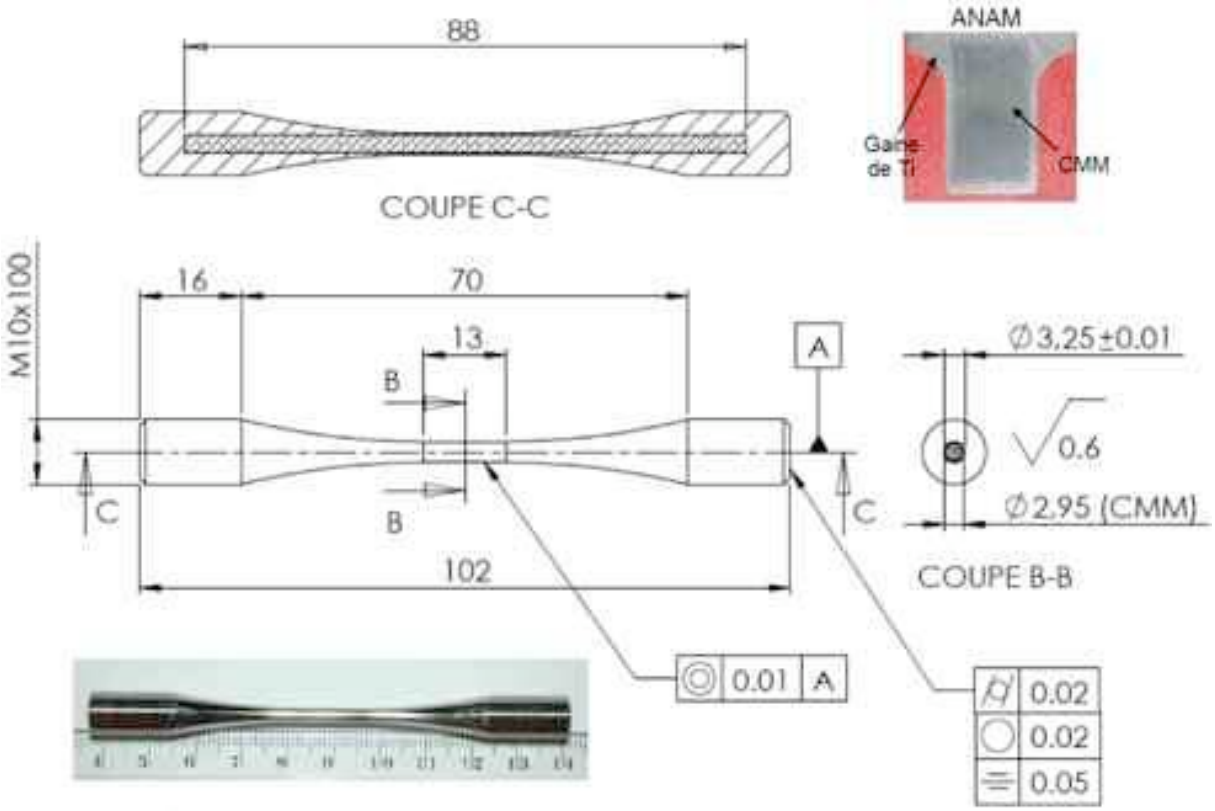
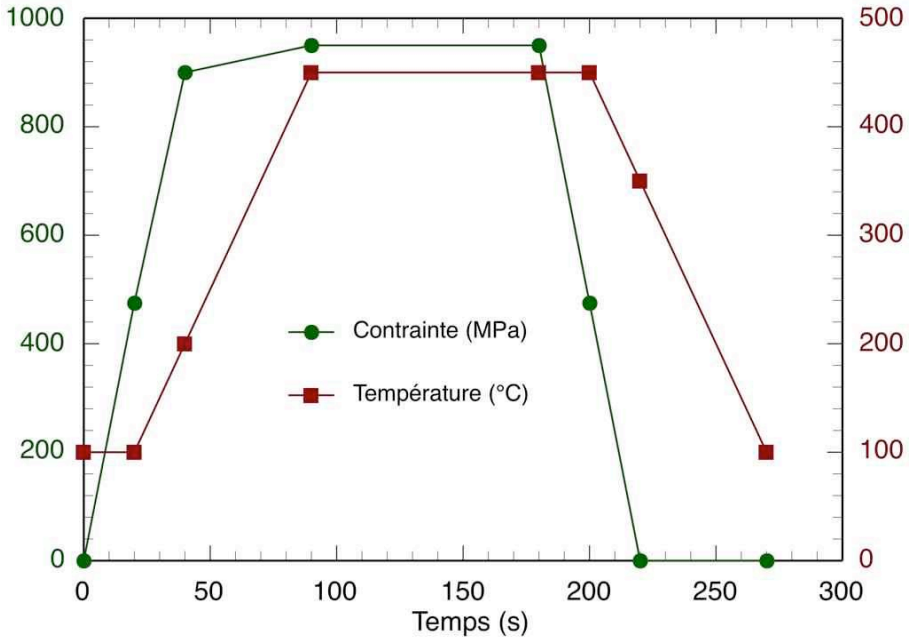
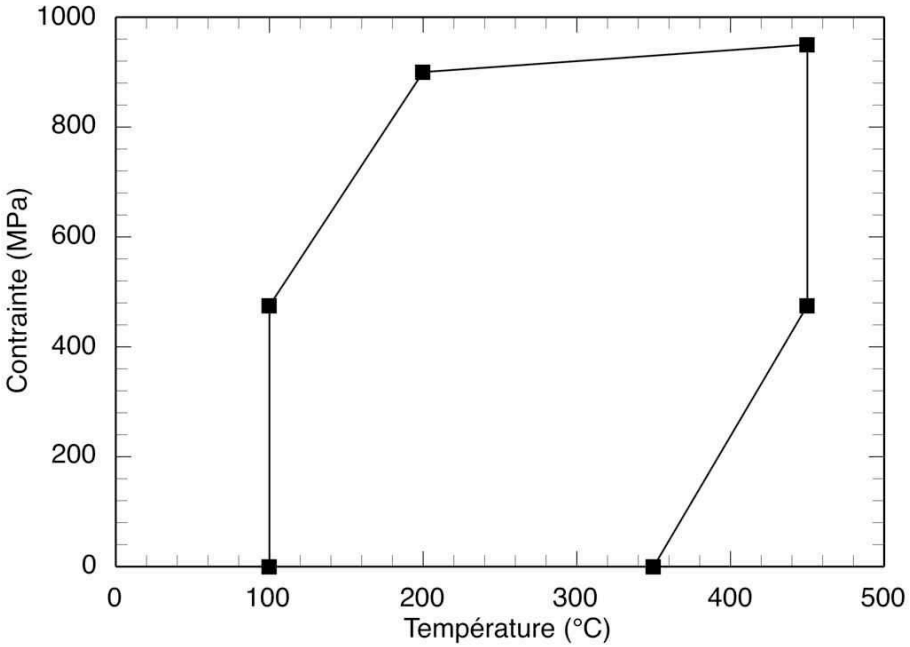


Figure III.3 – Plan de l'éprouvette de fatigue mécano-thermique.



(a) σ, $T = f(t)$.



(b) $\sigma = f(T)$.

Figure III.4 – Cycle de fatigue mécano-thermique imposé, FMT-90 s-[100 °C - 450 °C], $\sigma_{max} = 950$ MPa.

III.2 Durées de vie du composite SCS-6/Ti6242 en fatigue mécano-thermique

La durée de vie d'une éprouvette est définie comme le nombre de cycles conduisant à sa rupture en deux parties. Le tableau III.1 rassemble l'ensemble des essais réalisés dans cette étude sur les éprouvettes cylindriques, selon le cycle FMT-90 s-[100 °C - 450 °C] :

- Un essai d'écrouissage cyclique a été mené (éprouvette HTID172) afin d'étudier le comportement du matériau sous une sollicitation de fatigue mécano-thermique à différents niveaux de contraintes. Des séquences comportant le même nombre de cycles sont appliquées à cette éprouvette. Après une séquence de 5 cycles à 500 MPa, sept séquences de 10 cycles ont été appliquées successivement avec des contraintes maximales successives de 600, 700, 800, 900, 1000, 1050 et 1100 MPa sans que la rupture de l'éprouvette n'intervienne. L'éprouvette s'est rompue au cours de la neuvième séquence au niveau de contrainte maximale de 1150 MPa durant le 3^{e} cycle.
- Des essais de durée de vie ont également été réalisés sur les éprouvettes HTID171, HTID173, HTID174, HTID175, HTID176, HTID201 et HTID202. Cinq contraintes maximales ont été imposées (900, 925, 950, 975 et 1000 MPa).

On a constaté que pour le niveau de référence de 1000 MPa, l'éprouvette se rompt au cours du premier cycle. Ceci est systématique lorsque l'on impose ce niveau de contrainte directement. Par contre, si on impose ce niveau par paliers de 100 MPa, en allant de 500 MPa à 1000 MPa, l'éprouvette supporte au moins 10 cycles de fatigue mécano-thermique à 1000 MPa. On peut même atteindre une amplitude maximale de 1150 MPa en accroissant encore la charge par paliers de 50 MPa.

Le tableau III.1 comporte aussi les résultats des essais de durée de vie en fatigue mécano-thermique obtenus par le CEAT sur des éprouvettes cylindriques en SCS-6(EGV)/Ti6242 de diamètre 5, 25 mm (annexe A). La fraction volumique des fibres contenues dans ces éprouvettes, est de l'ordre de 20 %. Ces essais ont été menés en contrôle de charge, sous un rapport de charge nul et suivant le cycle FMT de la figure III.4.

Les fractions volumiques globales et locales indiquées dans le tableau III.1 ont été calculées par analyse d'images, en appliquant les formules suivantes :

$V_{f(globale)}$ = (nombre des fibres * surface du disque de diamètre 140 µm) / section de l'éprouvette finie après compaction et usinage (figure III.5a).

$V_{f(locale)}$ = (nombre des fibres * surface du disque de diamètre 140 µm) / section du rectangle inscrit dans la partie composite III.5b).

La figure III.6 présente les durées de vie obtenues sur les éprouvettes cylindriques en fatigue mécano-thermique en fonction de la contrainte maximale appliquée. Sur ce graphique, on a regroupé :

- Les durées de vie obtenues au cours de cette étude,
- Les durées de vie obtenues par Hertz-Clemens (Hertz-Clemens [2002]) sur des éprouvettes en SCS-6(EGV)/Ti6242, sollicitées suivant le cycle FMT-90 s-[100 °C - 450 °C], pour une contrainte maximale de 1000 MPa,
- Les durées de vie obtenues par le CEAT sur les éprouvettes cylindriques en SCS-6(EGV)/Ti6242, de diamètre 5, 25 mm,

– Les durées de vie obtenues en fatigue isotherme, pour un rapport de charge $R_\sigma = 0,1$, par le CEAT à la température de 450 °C.

On remarque que la durée de vie de composite dépend du niveau de chargement imposé. En effet, elle est d'autant plus importante que la contrainte maximale appliquée est faible. Cette figure montre aussi le fort caractère endommageant des cycles mécano-thermiques en phase. En effet, les durées de vie obtenues en fatigue isotherme sont plus importantes que celles observées en fatigue mécano-thermique. En revanche, pour les grandes durées de vie les résultats des différents types de sollicitation semblent converger.

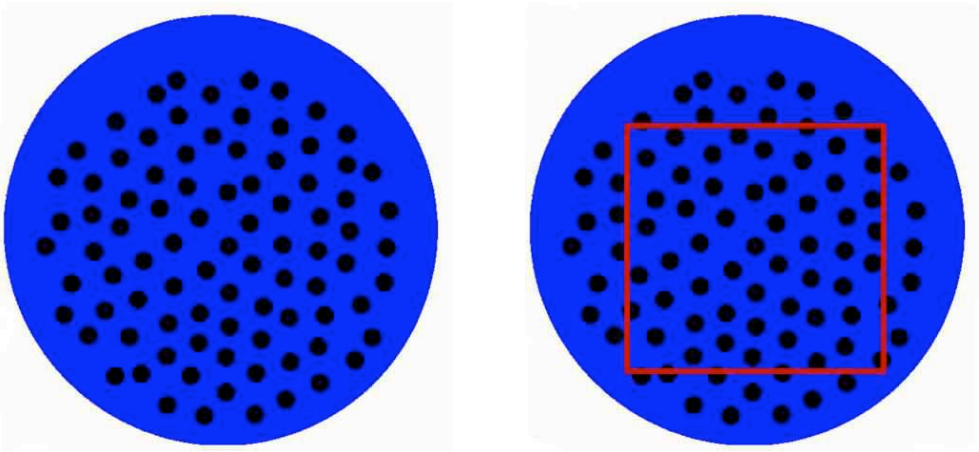
En fatigue anisotherme, la durée de vie du composite dépend du nombre de fibres contenues dans les éprouvettes. En effet, à fraction volumique égale, les éprouvettes ayant un plus grand diamètre ont des durées de vie plus importantes que celles ayant un diamètre plus petit.

Une comparaison avec les résultats obtenus sur les éprouvettes rectangulaires élaborées par la technique fibre/feuillard, en fatigue isotherme et à la température de 450 °C, est également présentée. Les durées de vie des éprouvettes cylindriques obtenues en fatigue isotherme et à la même température sont supérieures à celles des éprouvettes fibre/feuillard, en dépit de leur faible fraction volumique comparée aux éprouvettes rectangulaires.

Table III.1 – Récapitulatif des essais de fatigue mécano-thermique, cycle FMT-90 s-[100 °C - 450 °C].

Réf. epr	σ_{max} (MPa)	V_f globale	V_f locale	E(MPa) à T_{amb}	E(MPa) à 450 °C	Observations
$HTID171$	1000	16, 7	23, 3	174353	147067	rupture dans la partie calibrée à la mise en charge
$HTID172$	500 600 700 800 900 1000 1050 1100 1150	18, 4	23, 5	141817	124922	rupture dans la partie calibrée
$HTID173$	1000	16, 8	21, 5	184483	145201	rupture dans la partie calibrée à la mise en charge
$HTID174$	950	20, 5	26, 4	177343	159491	rupture dans la partie calibrée
$HTID175$	1000	20, 5	27, 2	189706	156413	rupture dans la partie calibrée à la mise en charge
$HTID176$	900	/	/	190991	160752	rupture hors zone utile
$HTID201$	925	21	27, 6	185636	153058	rupture dans la partie calibrée
$HTID202$	975	21, 7	29, 3	167479	143083	rupture dans la partie calibrée
$HTID153$[a]	975	19	/	/	/	rupture dans la partie calibrée
$HTID154$[a]	1000	19, 4	/	/	/	rupture dans la partie calibrée
$HTID157$[a]	950	19	/	/	/	pas de rupture
$HTID160$[a]	950	19, 3	/	/	/	pas de rupture

[a] éprouvette de diamètre 5, 25 mm



(a) $V_{f(globale)}$ (b) $V_{f(locale)}$

Figure III.5 – Détermination de la fraction volumique des fibres.

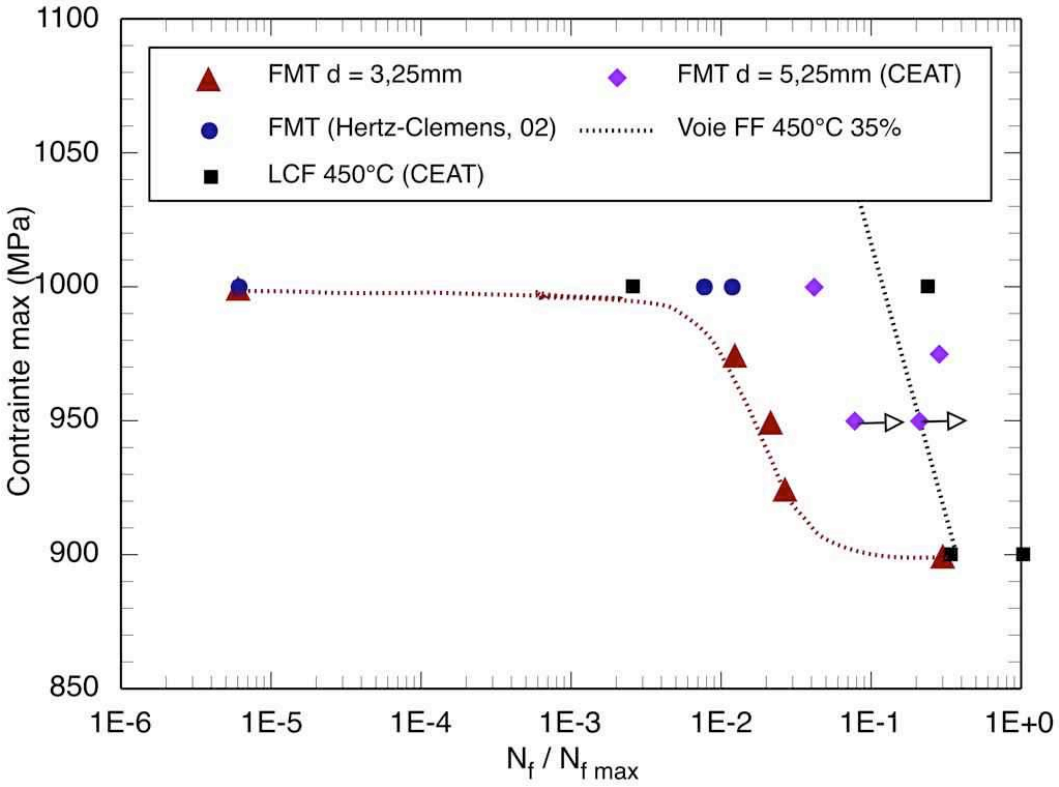


Figure III.6 – Diagramme de durée de vie en fatigue longitudinale du composite SCS-6(EGV)/Ti6242.

III.3 Comportement du composite SCS-6/Ti6242 en fatigue mécano-thermique

Les figures III.7 et III.8 représentent respectivement les évolutions de la déformation mécanique et plastique minimales et maximales, pendant l'essai référencé HTID172. On remarque que celles-ci augmentent avec la contrainte appliquée. Par contre, elles restent presque constantes au sein d'une même séquence de chargement après 2 ou 3 cycles. Cet essai a montré aussi que la déformation mécanique limite admissible dans le sens des fibres par le composite est d'environ $0,9$ % sous sollicitation anisotherme à contrainte croissante. Les mêmes tendances ont été observées pour les variations de l'amplitude de la déformation mécanique et plastique représentées respectivement par les figures III.9 et III.10.

La figure III.11 présente les évolutions des déformations mécaniques minimales et maximales en fonction du nombre de cycles, pour les niveaux de contraintes appliquées 925 MPa, 950 MPa et 975 MPa. On remarque que les niveaux de déformations dépendent de la valeur de contrainte appliquée. En effet, le composite se déforme davantage quand la contrainte appliquée augmente. Cette figure montre aussi une différence de comportement du matériau composite entre les trois essais réalisés. Les évolutions des valeurs extrêmes de la déformation mécanique mettent en jeu trois régimes, pour l'essai réalisé à la contrainte maximale de 950 MPa.

Dans un premier temps, les déformations mécaniques augmentent progressivement. Cette légère augmentation peut être associée à la rupture prématurée des fibres endommagées au sein du composite et à la plasticité cyclique de la matrice. Celle-ci relaxe les contraintes, ce qui va entraîner une surcharge progressive et homogène des fibres. La surcharge progressive des fibres se manifeste macroscopiquement par l'apparition d'un phénomène de rochet mécanique. L'essai mené à la contrainte de 975 MPa ne comporte que ce stade.

Dans un deuxième temps, les niveaux de déformations baissent. Ce phénomène caractérisant un durcissement global du composite, est lié à un endommagement de la matrice.

Les déformations augmentent de nouveau vers la fin de durée de vie. Ce dernier régime de fatigue est caractérisé par la rupture finale des renforts encore intacts.

Pour l'essai réalisé à la contrainte maximale de 925 MPa, les valeurs des déformations mécaniques minimale et maximale augmentent progressivement au début de l'essai puis tendent à se stabiliser au fur et à mesure que le nombre de cycles augmente. Il en est de même pour l'essai réalisé à la contrainte maximale de 900 MPa. Les évolutions des déformations mécaniques minimale et maximale pour cet essai, sont présentés sur la figure III.12 en raison du nombre important de cycles.

Les figures III.13 et III.14 tracent les évolutions de la déformation plastique minimale et maximale en fonction du nombre de cycles, pour les mêmes essais. Ces figures montrent la présence des différents régimes commentés ci-dessus.

Les figures III.15, III.16, III.17 et III.18 présentent les évolutions des variations de déformation mécanique et plastique en fonction du nombre de cycles, respectivement pour les trois essais réalisés à 925 MPa, 950 MPa et 975 MPa et pour l'essai mené à 900 MPa. A l'inverse des valeurs extrêmes, l'amplitude de la déformation mécanique et plastique n'évolue pas beaucoup au cours de l'essai de fatigue mécano-thermique.

Après un saut au premier cycle, l'amplitude de la déformation mécanique et plastique augmente légèrement jusqu'à la fin pour l'essai mené à 975 MPa, alors que pour les essais réalisés à 950 MPa, 925 MPa et 900 MPa, on note une valeur constante tout au long de l'essai avec une augmentation de $\Delta\epsilon$ vers la fin de l'essai pour le niveau 950 MPa et une diminution pour le niveau 925 MPa.

Les figures III.19 et III.20 présentent les boucles de comportement contrainte-déformation pour les deux premiers cycles de fatigue obtenues sur le composite SCS-6/Ti6242, respectivement pour les niveaux de contraintes 925 MPa et 975 MPa. Les déformations plastiques et mécaniques y sont reportées. On remarque que la déformation mécanique augmente linéairement avec la contrainte jusqu'à la température de 200 °C. Un écrouissage se produit lorsque la température passe de 200 °C à 450 °C. Ce phénomène est relié au chargement progressif des fibres due à la relaxation des contraintes dans la matrice qui se plastifie entre ces deux températures. Une importante déformation plastique est observée au premier cycle de fatigue mécano-thermique pour les deux niveaux de chargement, ce qui confirme le saut observé dans les évolutions des déformations plastiques présentées par les figures III.13 et III.14. Cette déformation plastique, dépendante du niveau de contrainte appliquée, devient assez faible pour les cycles suivants et tend à se stabiliser. Enfin, le déchargement s'effectue aussi de façon linéaire à partir de la température de 450 °C.

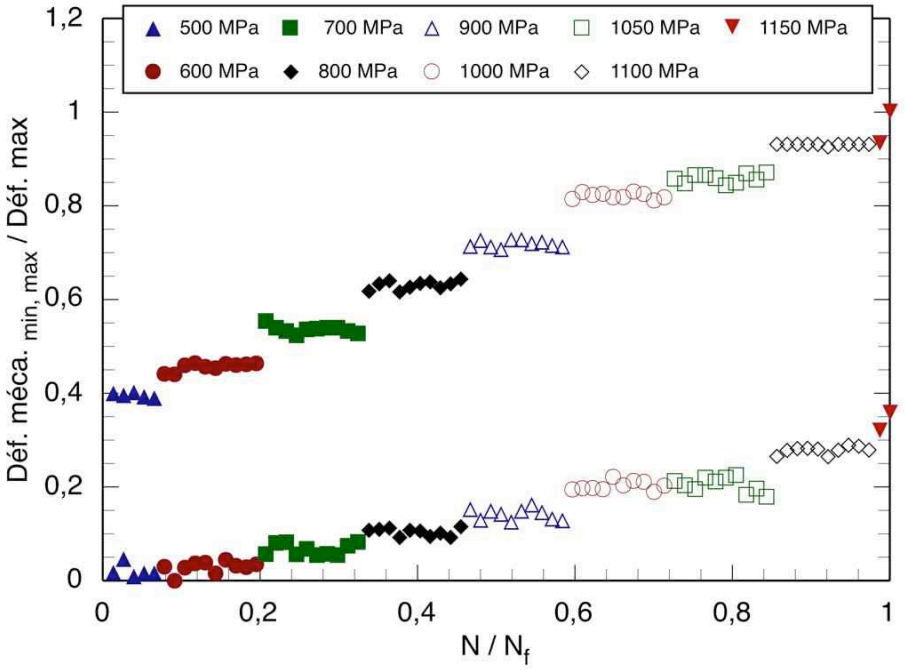


Figure III.7 – Évolutions de ϵ_{min}, ϵ_{max} en fonction du nombre de cycles, essai HTID172.

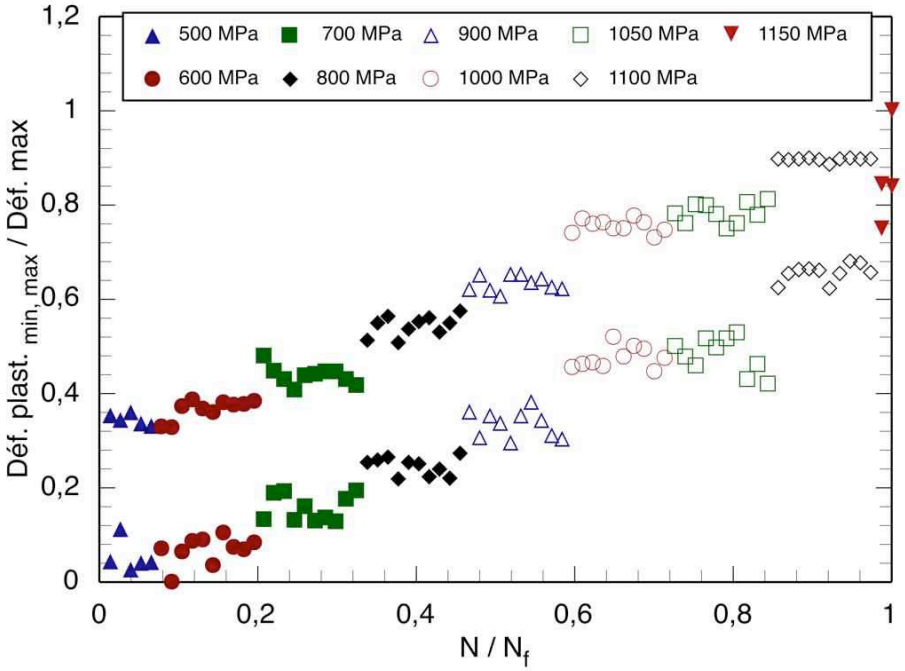


Figure III.8 – Évolutions de ϵ_{pmin}, ϵ_{pmax} en fonction du nombre de cycles, essai HTID172.

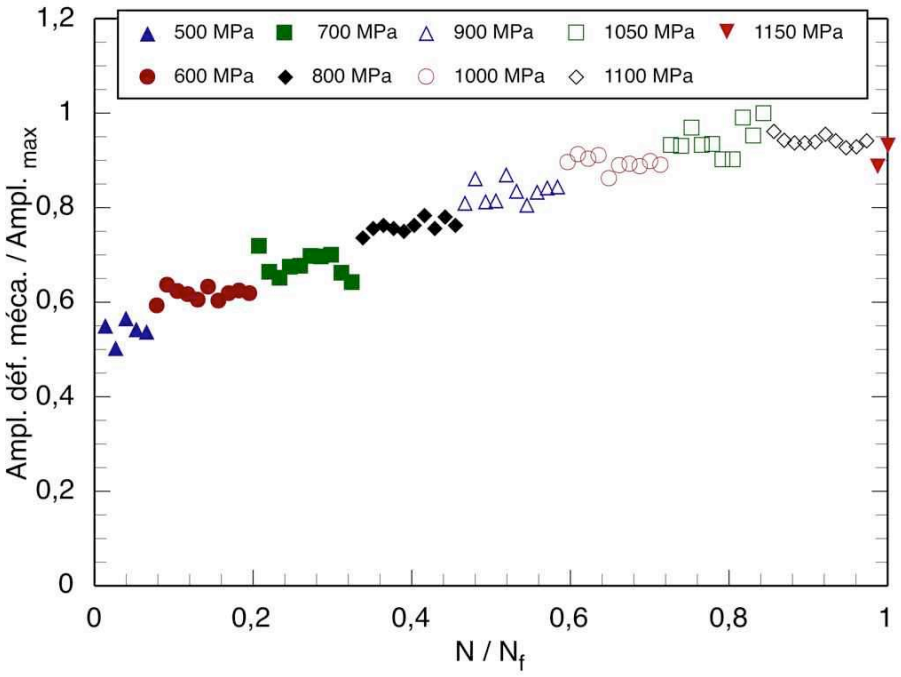


Figure III.9 – Évolution de $\Delta\epsilon_m$ en fonction du nombre de cycles, essai HTID172.

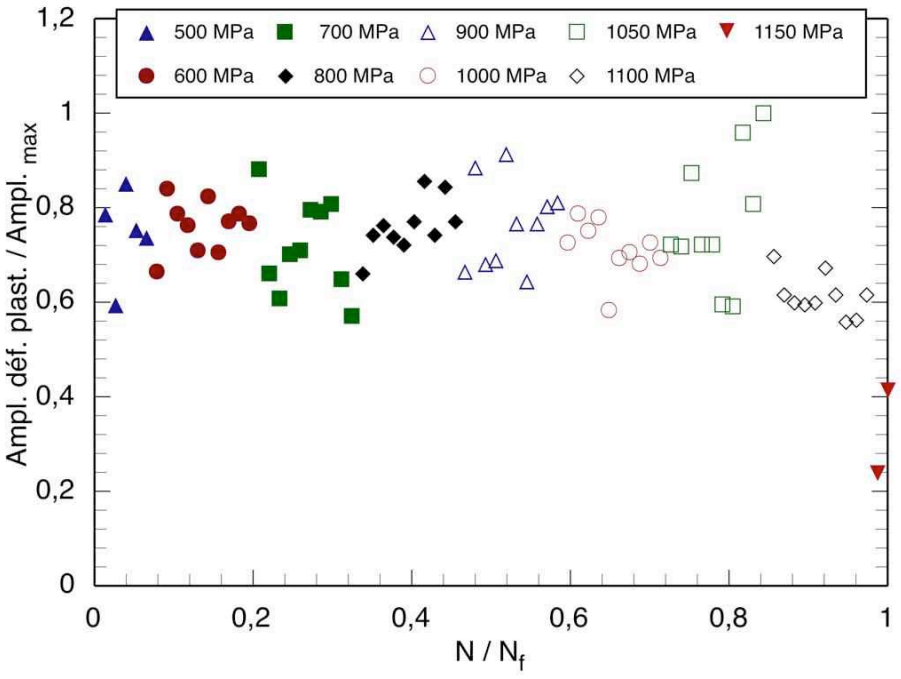


Figure III.10 – Évolution de $\Delta\epsilon_p$ en fonction du nombre de cycles, essai HTID172.

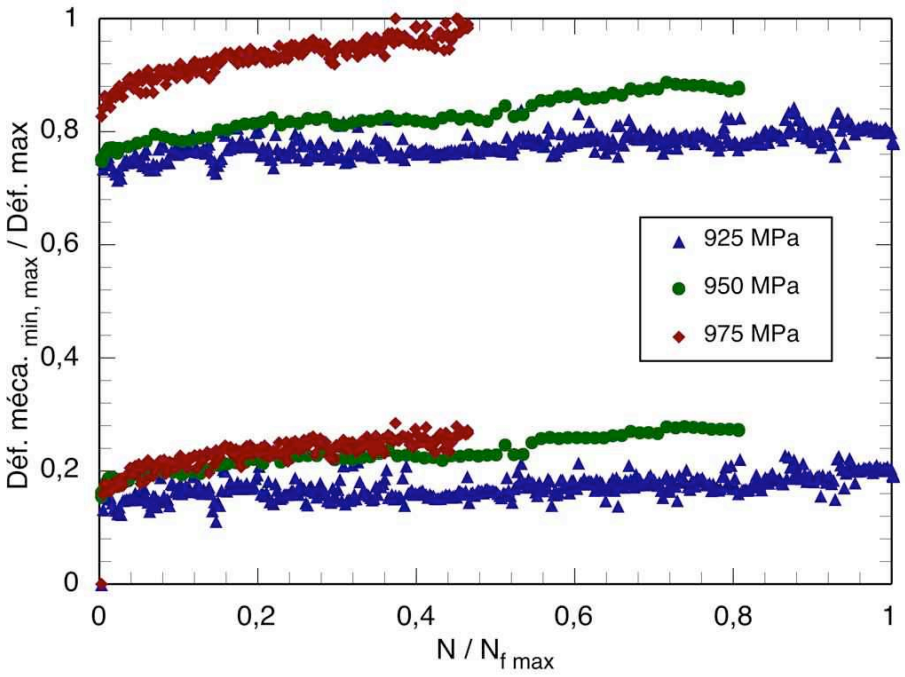


Figure III.11 – Évolution des déformations mécaniques minimales et maximales en fonction du nombre de cycles, essais HTID174, HTID201 et HTID202.

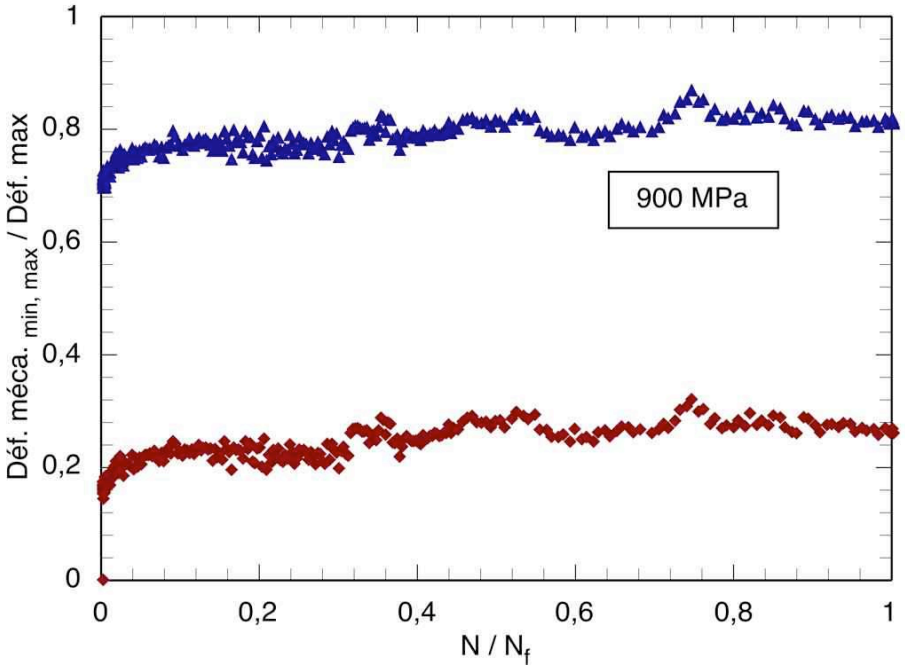


Figure III.12 – Évolution des déformations mécaniques minimales et maximales en fonction du nombre de cycles, $\sigma_{max} = 900$ MPa, essai HTID176.

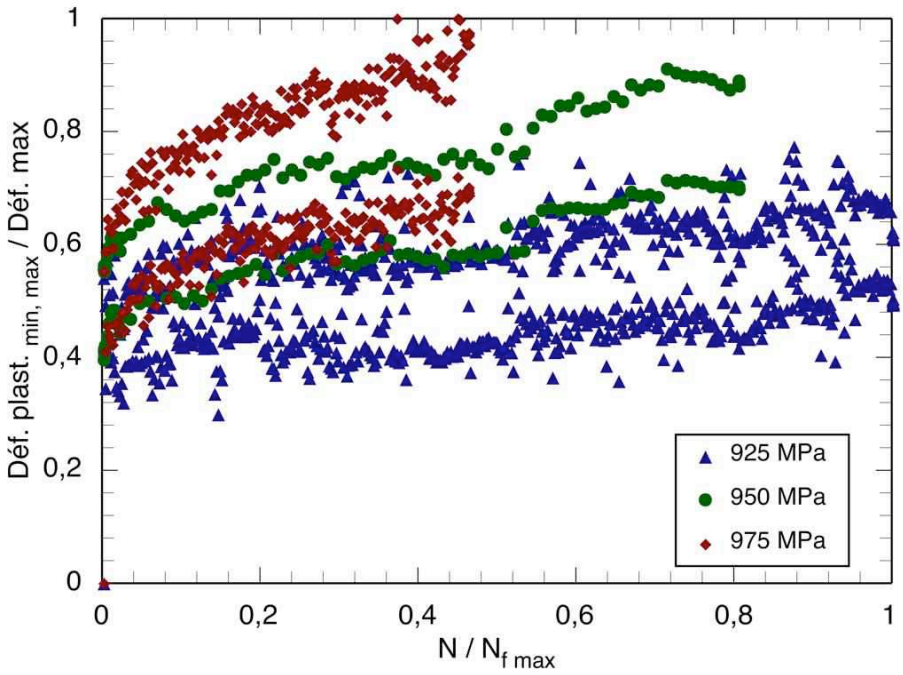


Figure III.13 – Évolution des déformations plastiques minimales et maximales en fonction du nombre de cycles, essais HTID174, HTID201 et HTID202.

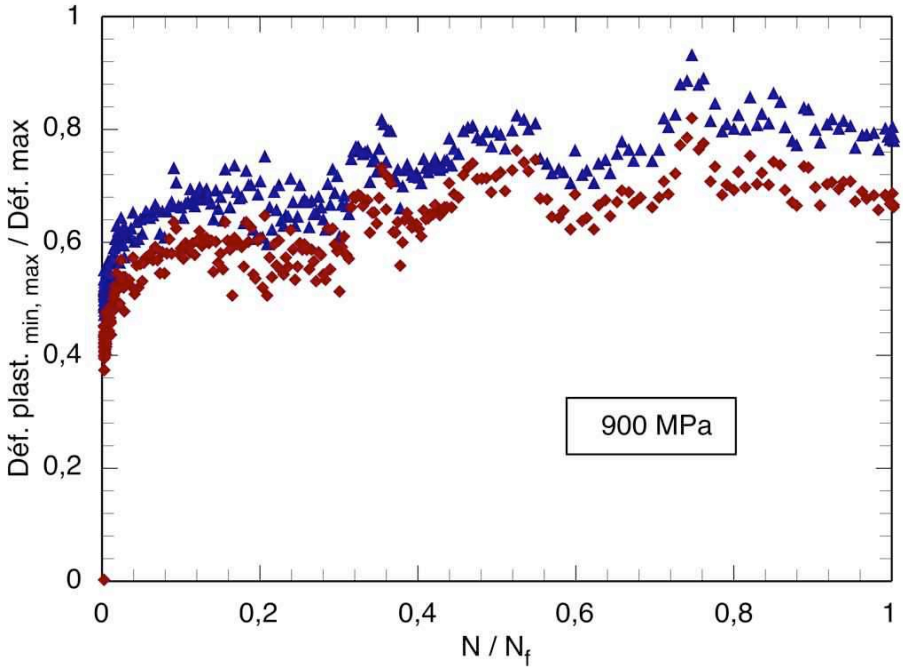


Figure III.14 – Évolution des déformations plastiques minimales et maximales en fonction du nombre de cycles, $\sigma_{max} = 900$ MPa, essai HTID176.

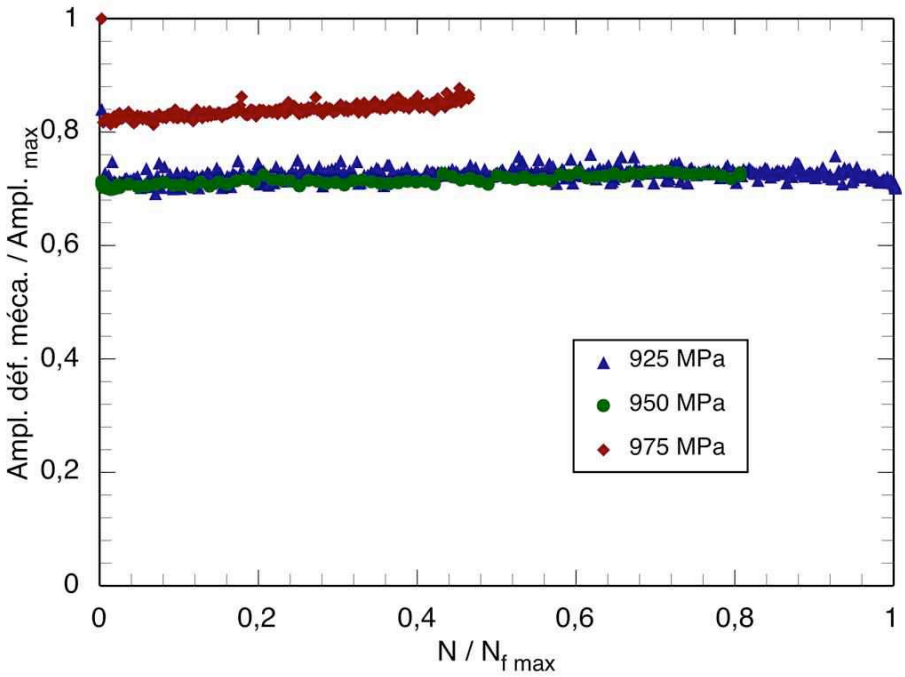


Figure III.15 – Évolution de la variation de la déformation mécanique en fonction du nombre de cycles, essais HTID174, HTID201 et HTID202.

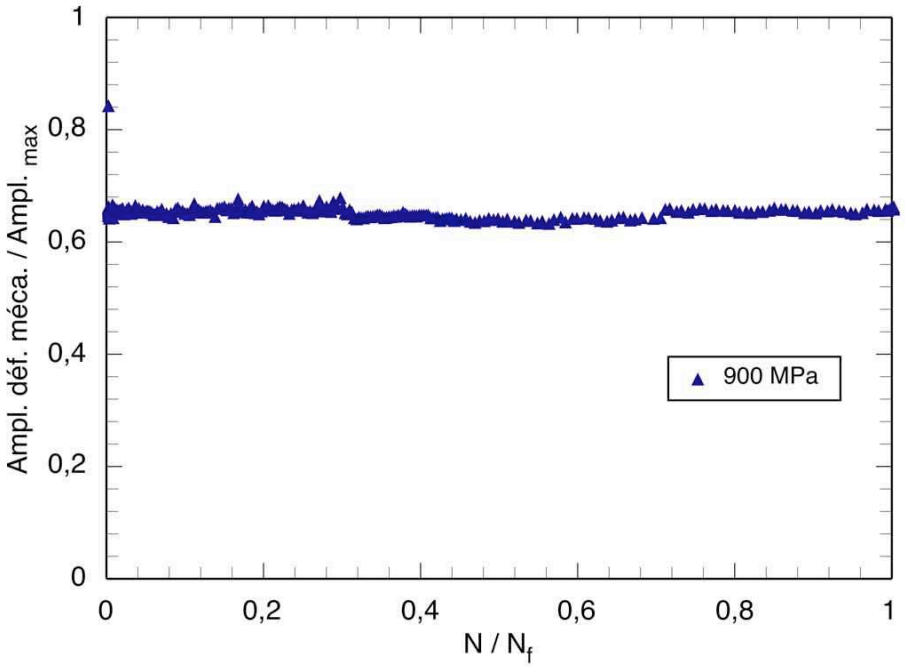


Figure III.16 – Évolution de la variation de la déformation mécanique en fonction du nombre de cycles, essai HTID176.

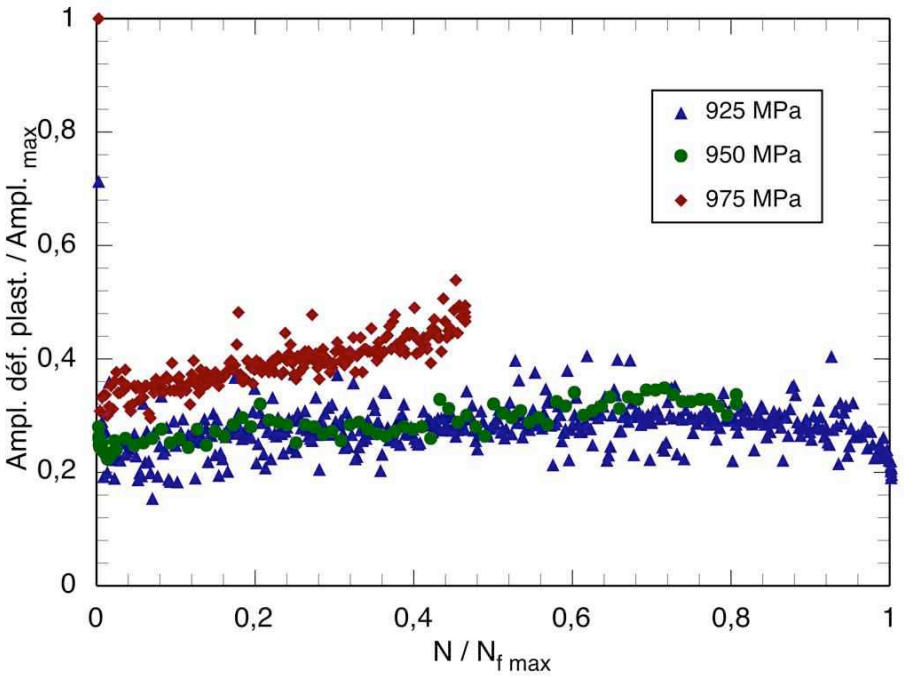


Figure III.17 – Évolution de la variation de la déformation plastique en fonction du nombre de cycles, essais HTID174, HTID201 et HTID202.

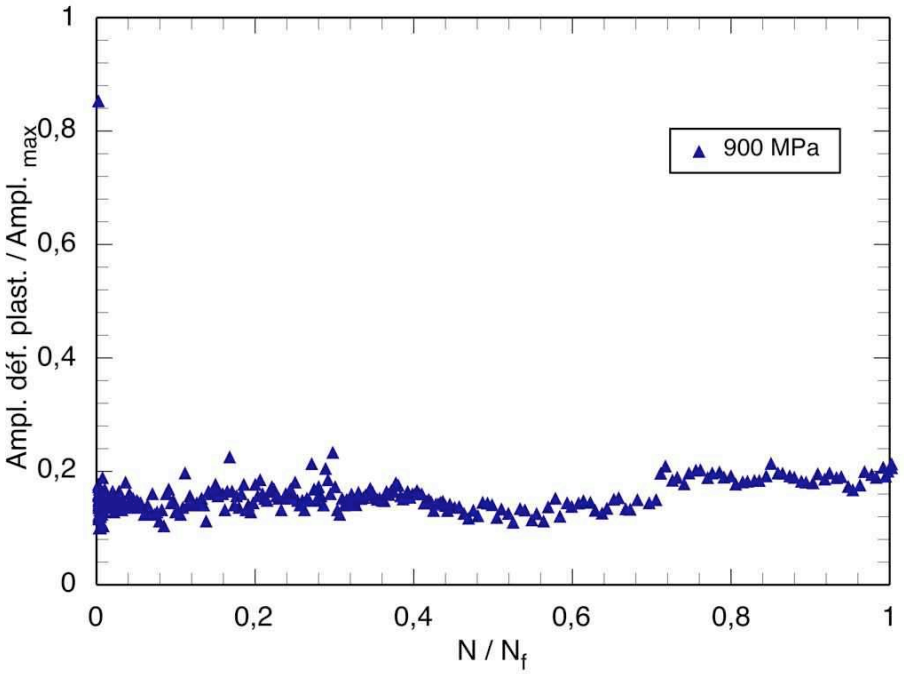
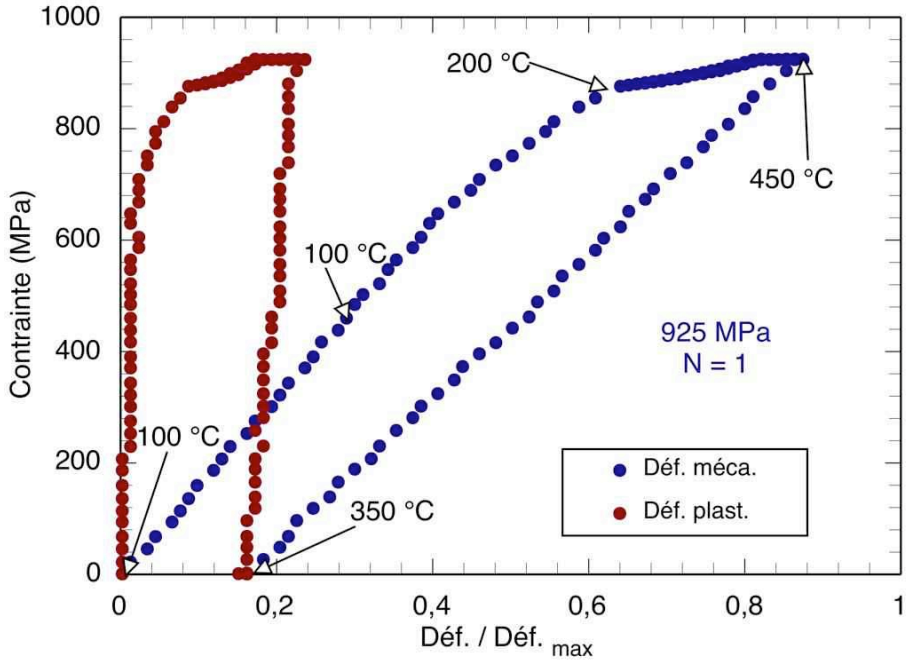
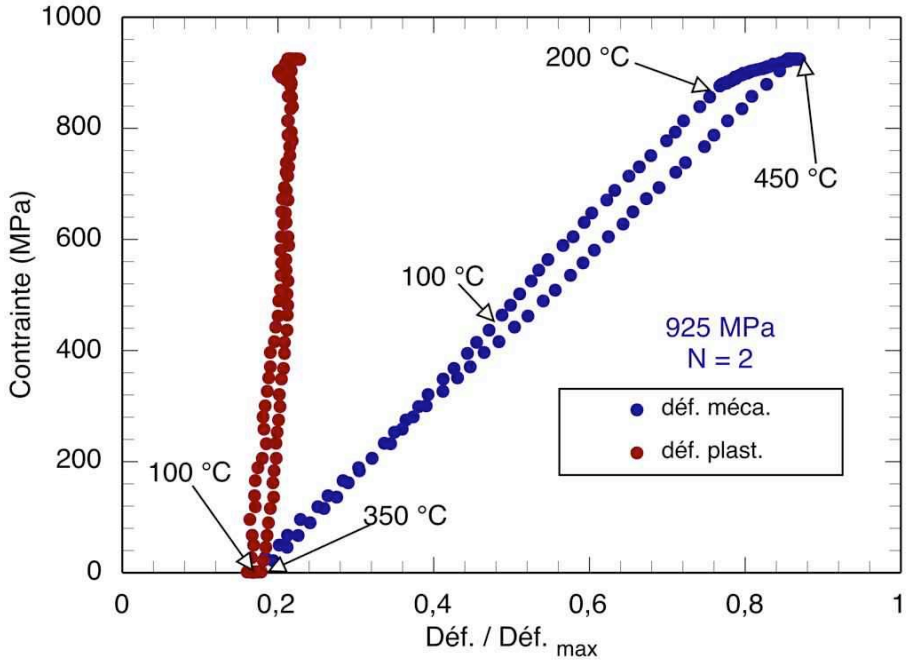


Figure III.18 – Évolution de la variation de la déformation plastique en fonction du nombre de cycles, essai HTID176.

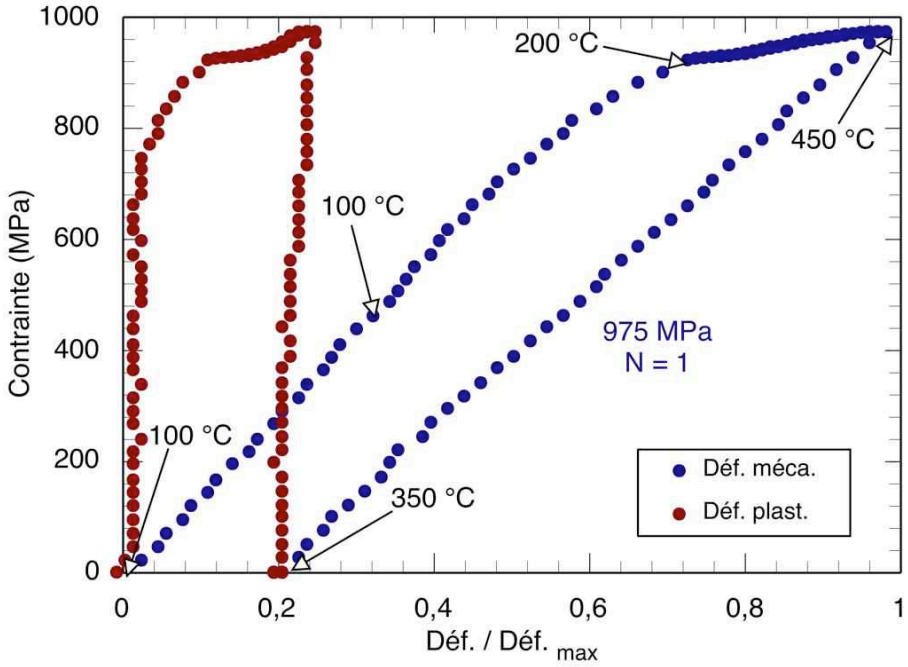


(a) $\sigma_{max} = 925$ MPa, $N_{FMT} = 1^{\text{er}}$ cycle.

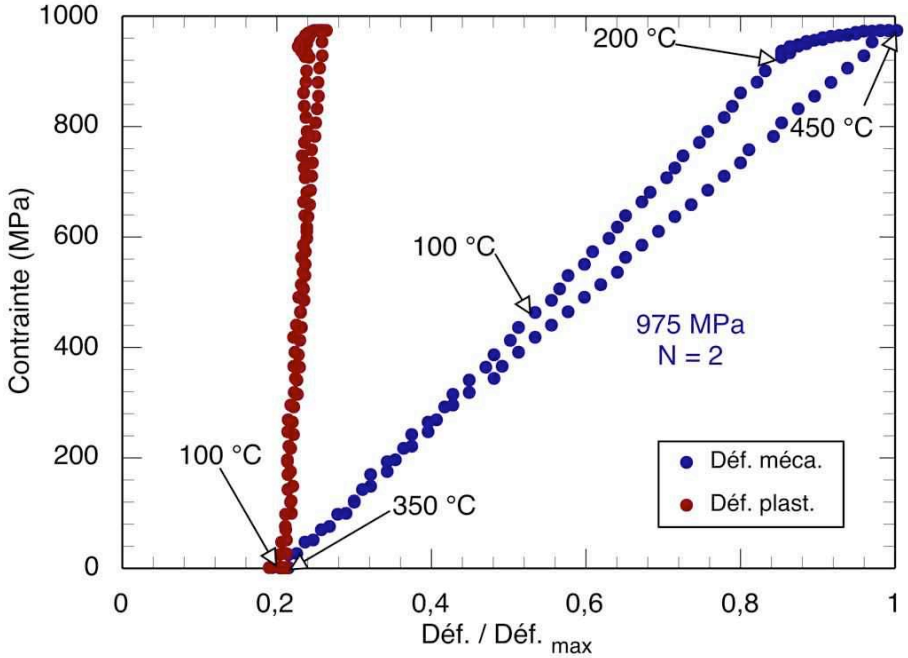


(b) $\sigma_{max} = 925$ MPa, $N_{FMT} = 2^{\text{e}}$ cycle.

Figure III.19 – Boucles de comportement contrainte-déformation, essai HTID201.



(a) $\sigma_{max} = 975$ MPa, $N_{FMT} = 1^{\text{er}}$ cycle.



(b) $\sigma_{max} = 975$ MPa, $N_{FMT} = 2^{\text{e}}$ cycle.

Figure III.20 – Boucles de comportement contrainte-déformation, essai HTID202.

III.4 Mécanismes d'endommagement du composite SCS-6/Ti6242 en fatigue mécano-thermique

L'observation des faciès de rupture des éprouvettes testées en fatigue mécano-thermique met en évidence une forte dépendance des mécanismes d'endommagement mis en jeu avec la contrainte maximale appliquée.

Pour les forts niveaux de chargement (σ_{max} = 1000 MPa), l'observation de l'éprouvette rompue en fatigue révèle un faciès de rupture de la matrice majoritairement ductile (figure III.21). Ce type de faciès, qui ne présente aucun signe d'endommagement progressif, caractérise une rupture du composite pilotée par les fibres.

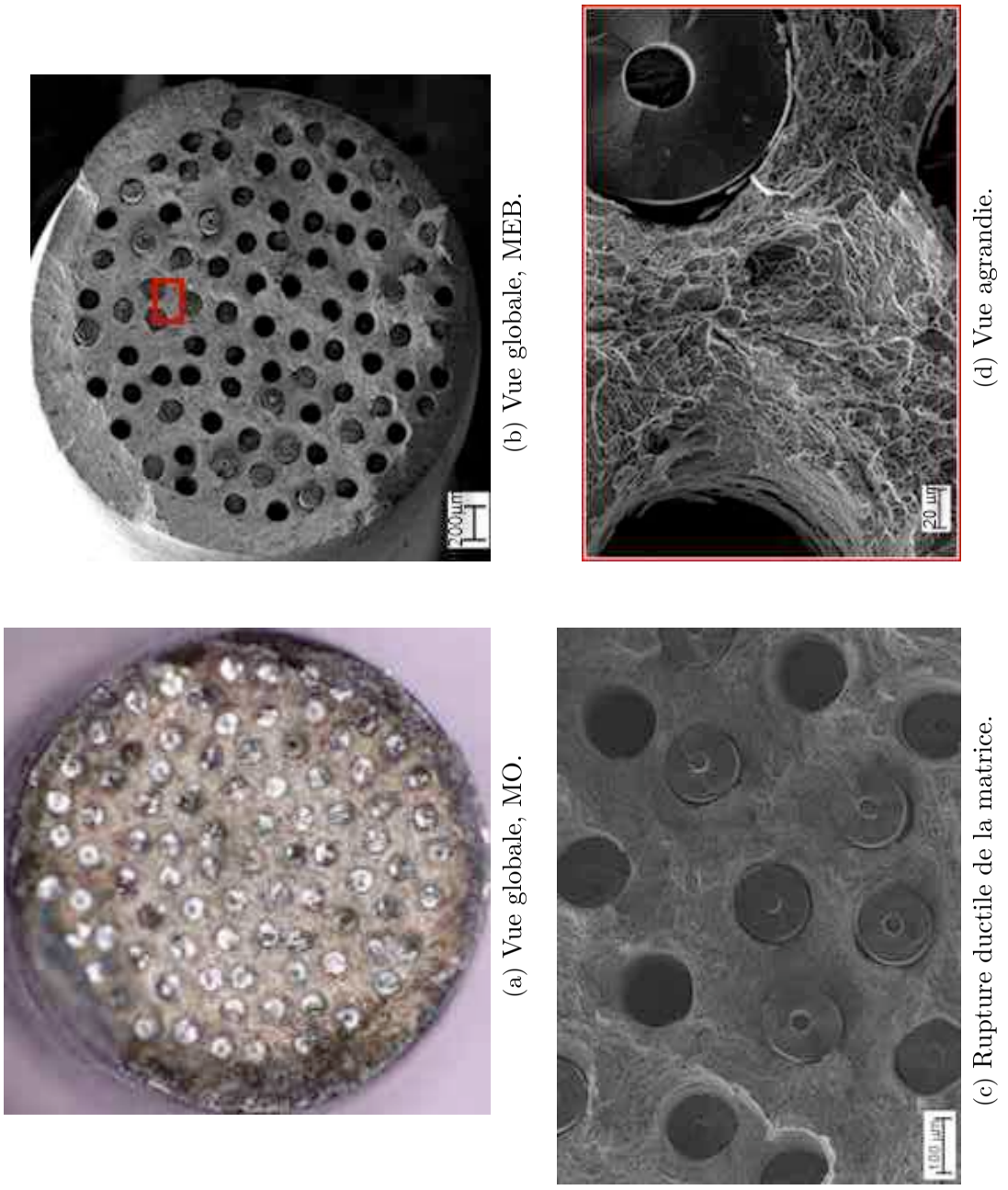
Pour les niveaux de sollicitation plus faibles (σ_{max} = 975 MPa et 925 MPa), les faciès de rupture des éprouvettes testées ont montré la présence de deux zones, comme il est illustré figures III.22 et III.23 :

1. Une zone qui correspond à la rupture finale de l'éprouvette. Celle-ci est caractérisée par une rupture ductile de la matrice et un déchaussement important des fibres.
2. Une zone qui montre un endommagement progressif de la matrice et dont la taille augmente quand la contrainte appliquée diminue. Cette zone est caractérisée par une rupture des fibres au ras de la surface et une fissuration de la matrice par fatigue mécano-thermique. Deux types de faciès ont été observés dans la matrice. Une zone caractérisée par une rupture transgranulaire correspondant aux sites d'amorçage de la fissure et une zone où la matrice a un aspect plat et qui caractérise la propagation de la fissure par fatigue. Cette zone très plate du faciès de rupture (absence de pull outs), confirme l'absence de pontage de fissure matricielle par les fibres. Ce résultat est en accord avec ceux obtenus par Legrand (Legrand [1997]) sur le composite SCS-6/TA6V à faible fraction volumique des fibres (18 %), soumis à une contrainte maximale de 600 MPa.

La figure III.24 présente des images obtenues en tomographie X réalisée sur l'éprouvette HTID176 sollicitée à la contrainte maximale de 900 MPa. Cette technique, qui offre une vision de l'endommagement au cœur de l'éprouvette, consiste à reconstruire en 3D le volume d'un objet à partir d'une série de ses projections enregistrées en l'inclinant par rapport au faisceau électronique autour d'un axe de rotation. On remarque sur cette figure, des ruptures de fibres endommagées au sein du composite avant l'essai de fatigue, mais également des ruptures de fibres dans le plan de la fissure matricielle.

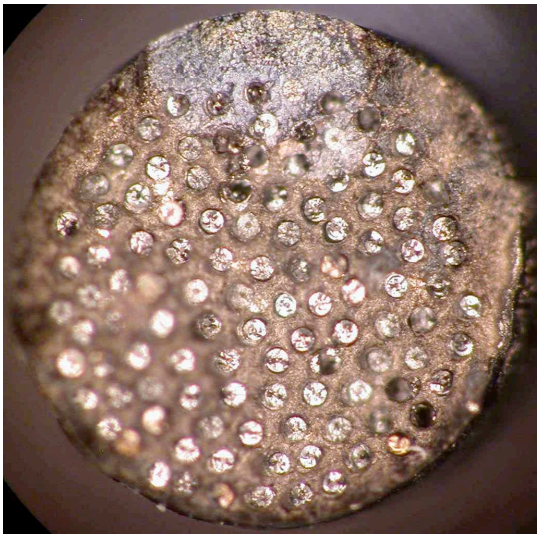
L'aptitude du titane à se passiver, par la formation d'un film protecteur d'oxyde, lui donne une résistance exceptionnelle à la corrosion. L'oxyde habituellement formé est TiO_2. Il en existe trois variétés cristallographiques : le rutile, l'anatase et la Brookite. Le plus courant est le rutile qui est le produit d'oxydation direct du métal Ti. Dénuée de toute fissure mettant le métal en contact avec l'air, l'épaisseur de cette couche d'oxyde se limite à 15 µm et elle est étanche. L'épaisseur de la couche d'oxyde augmente et a la particularité de changer de couleur en présence d'une surface de fatigue fraîchement créée. Des analyses ponctuelles EDX réalisées au microscope électronique à balayage ont confirmé la présence d'oxygène dans les zones colorées des faciès de rupture observées au microscope optique comparée aux zones où la rupture de la matrice est ductile. Les

figures III.25 et III.26 présentent les résultats des pointés réalisés respectivement dans la zone où la matrice est fissurée par fatigue et au cœur de l'éprouvette.

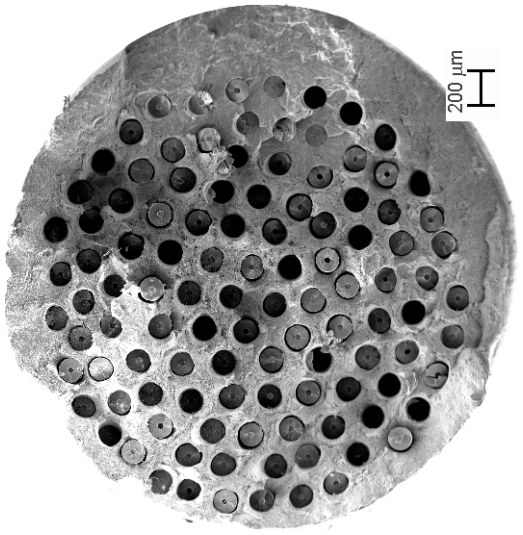


(a) Vue globale, MO. (b) Vue globale, MEB. (c) Rupture ductile de la matrice. (d) Vue agrandie.

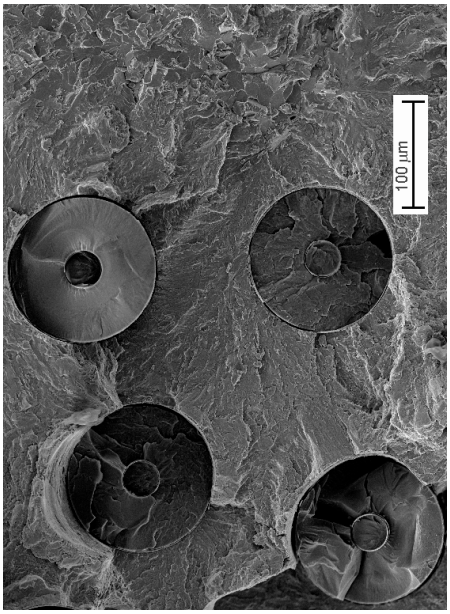
Figure III.21 – Faciès de rupture de l'éprouvette HTID173, $V_f = 16,8\ \%$, $\sigma_{max} = 1000$ MPa.



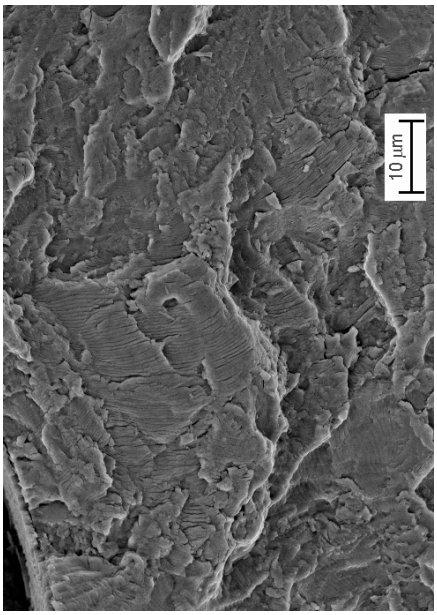
(a) Vue globale, MO.



(b) Vue globale, MEB.

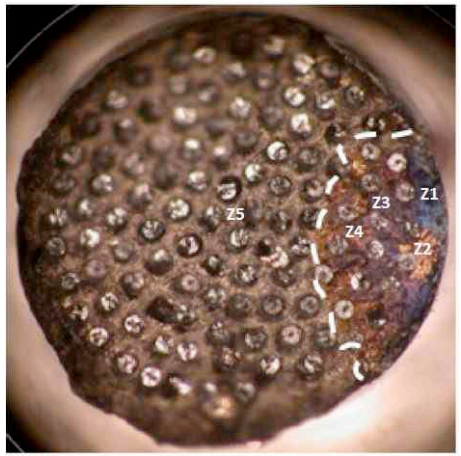


(c) Zone endommagée par fatigue.

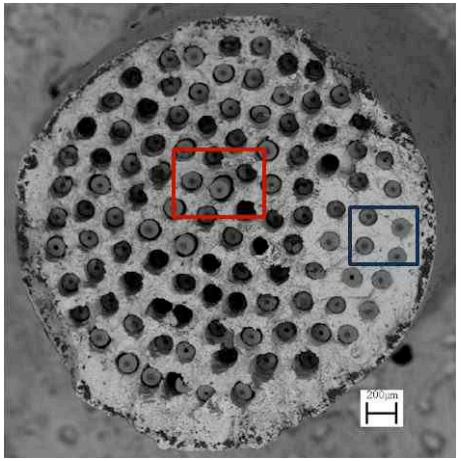


(d) Zone lisse (présence de stries).

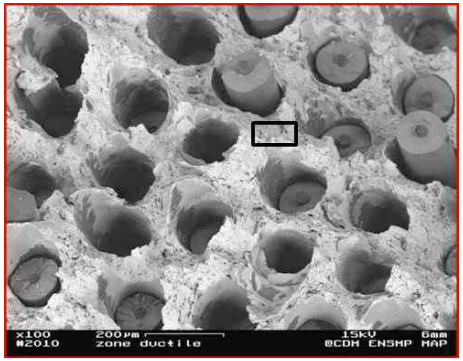
Figure III.22 – Faciès de rupture de l'éprouvette HTID202, $V_f = 21,7$ %, $\sigma_{max} = 975$ MPa.



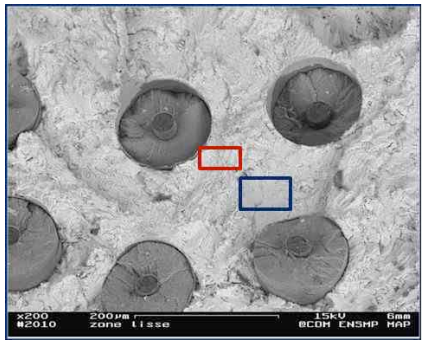
(a) Vue globale, MO.



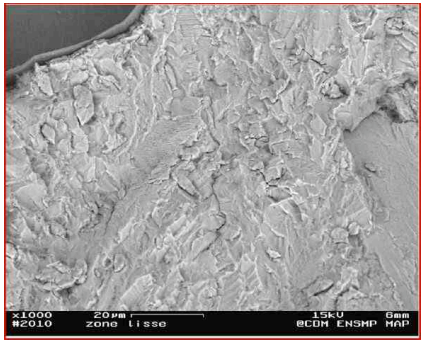
(b) Vue globale, MEB.



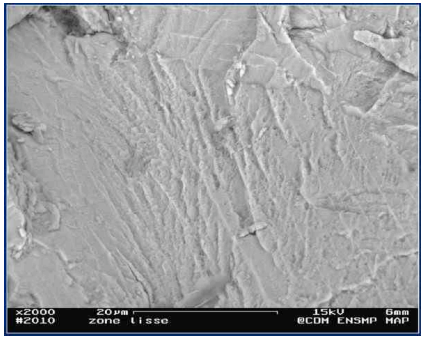
(c) Zone de rupture finale.



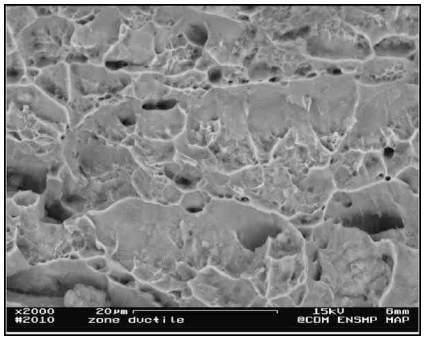
(d) Zone endommagée par fatigue.



(e) Rupture transgranulaire.



(f) Zone lisse.



(g) Rupture ductile de la matrice.

Figure III.23 – Faciès de rupture de l'éprouvette HTID201, $V_f = 21$ %, $\sigma_{max} = 925$ MPa.

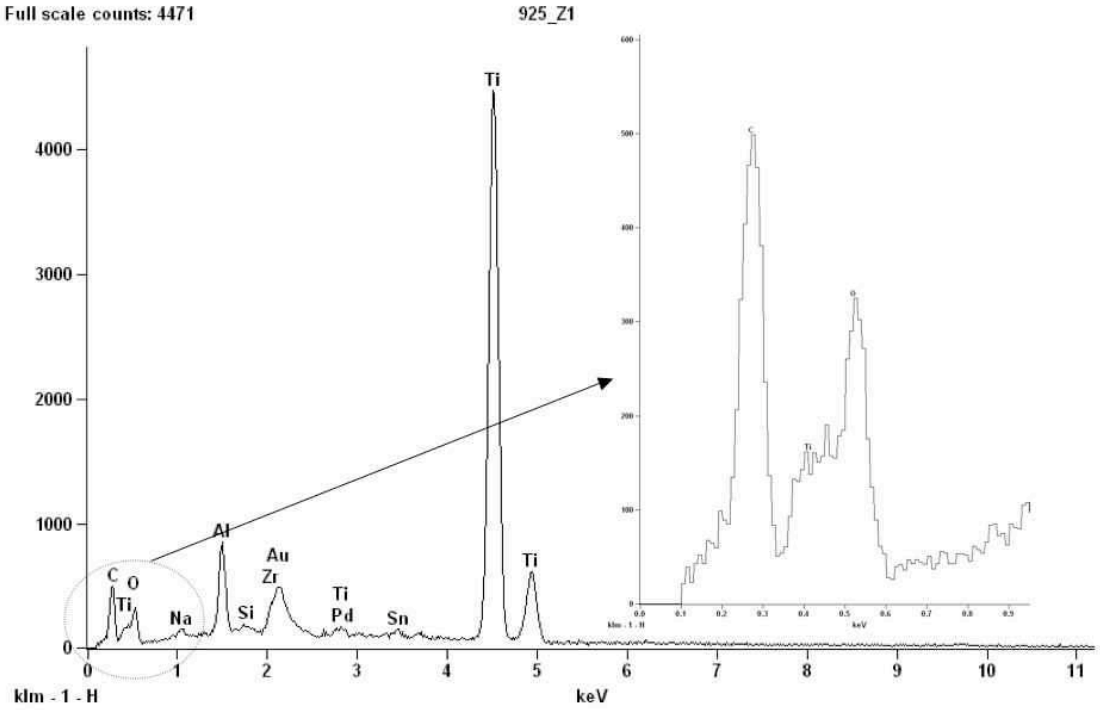
(a) Profil de l'éprouvette, MEB.

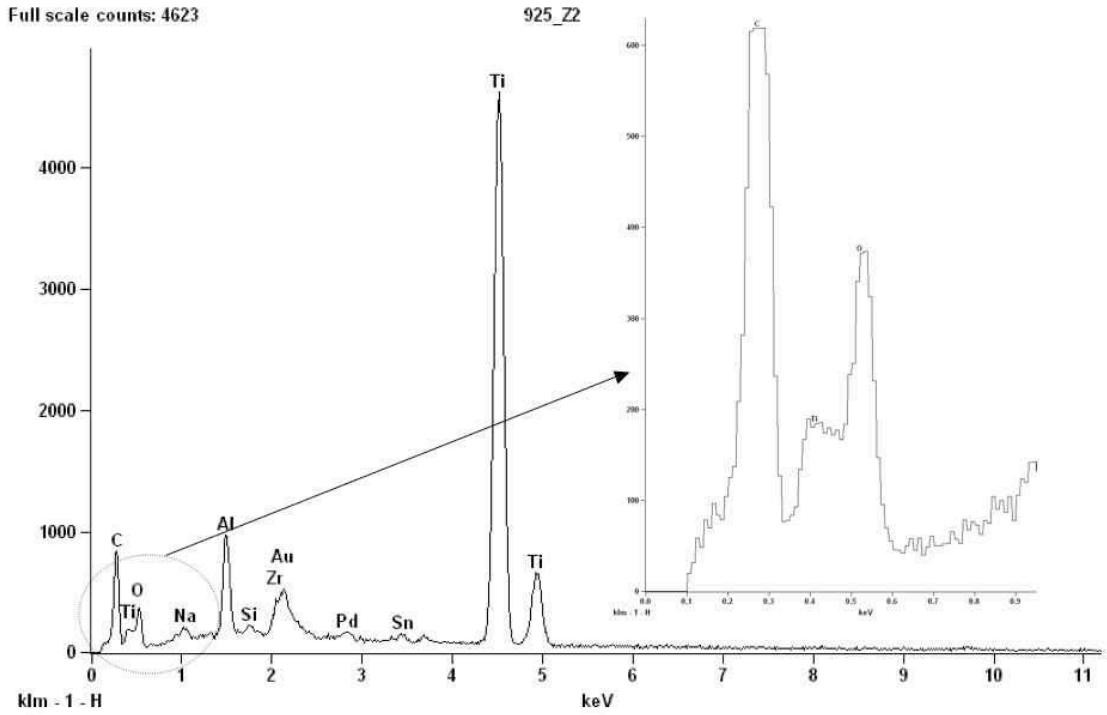
(b) Reconstruction 3D par tomographie X.

(c) Rupture de fibres endommagées.

(d) Rupture de fibres dans le plan de la fissure.

Figure III.24 – Faciès de rupture de l'éprouvette HTID176, $\sigma_{max} = 900$ MPa.


Full scale counts: 4471
925_Z1
Ti
Al
Au
Zr
C
O
Ti
Na
Si
Ti
Pd
Sn
Ti
klm - 1 - H
keV


Full scale counts: 4623
925_Z2
Ti
Al
Au
Zr
C
O
Ti
Na
Si
Pd
Sn
Ti
klm - 1 - H
keV

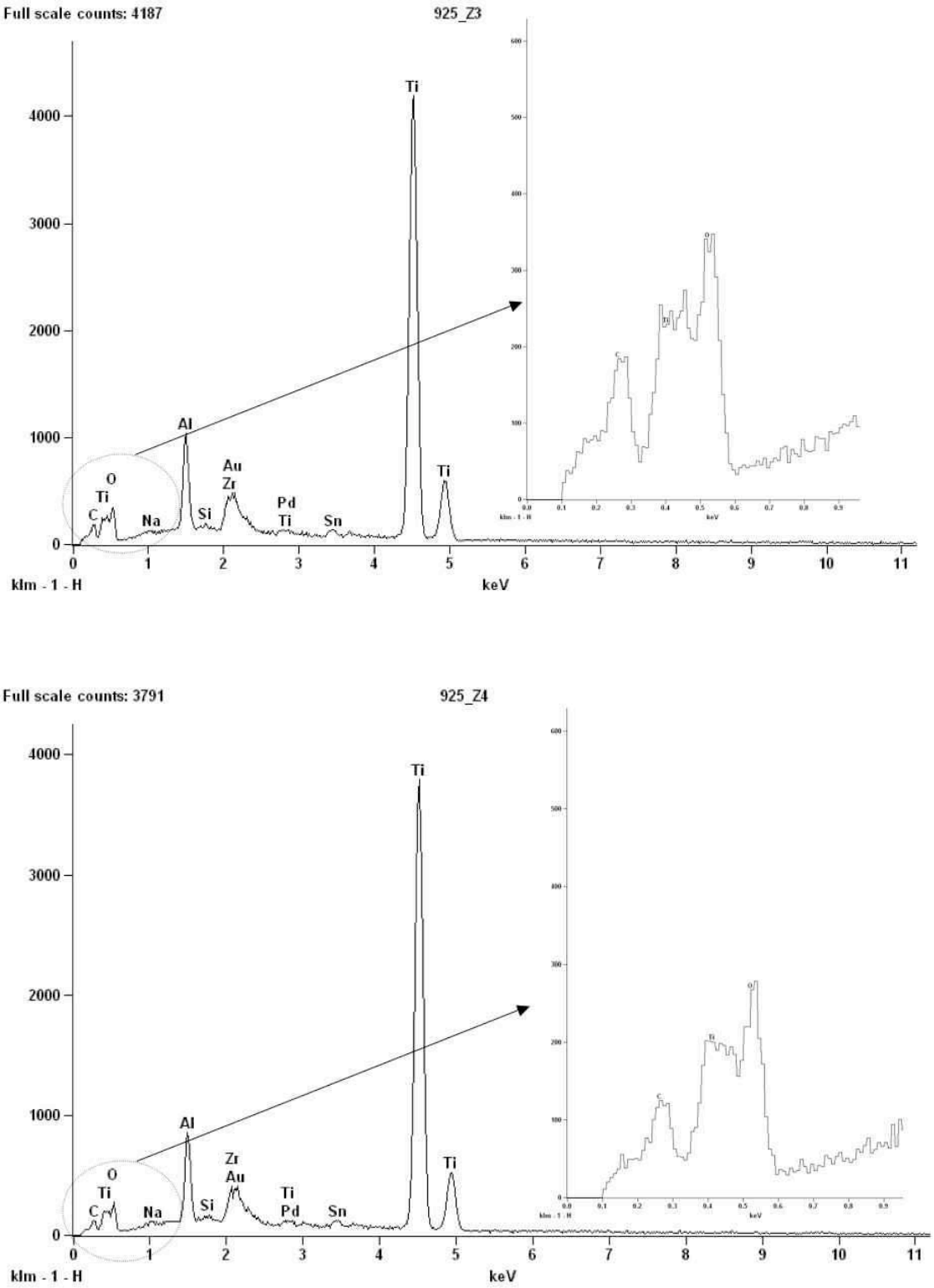


Figure III.25 – Analyses EDX réalisées dans la zone où la matrice est fissurée par fatigue, essai HTID201.

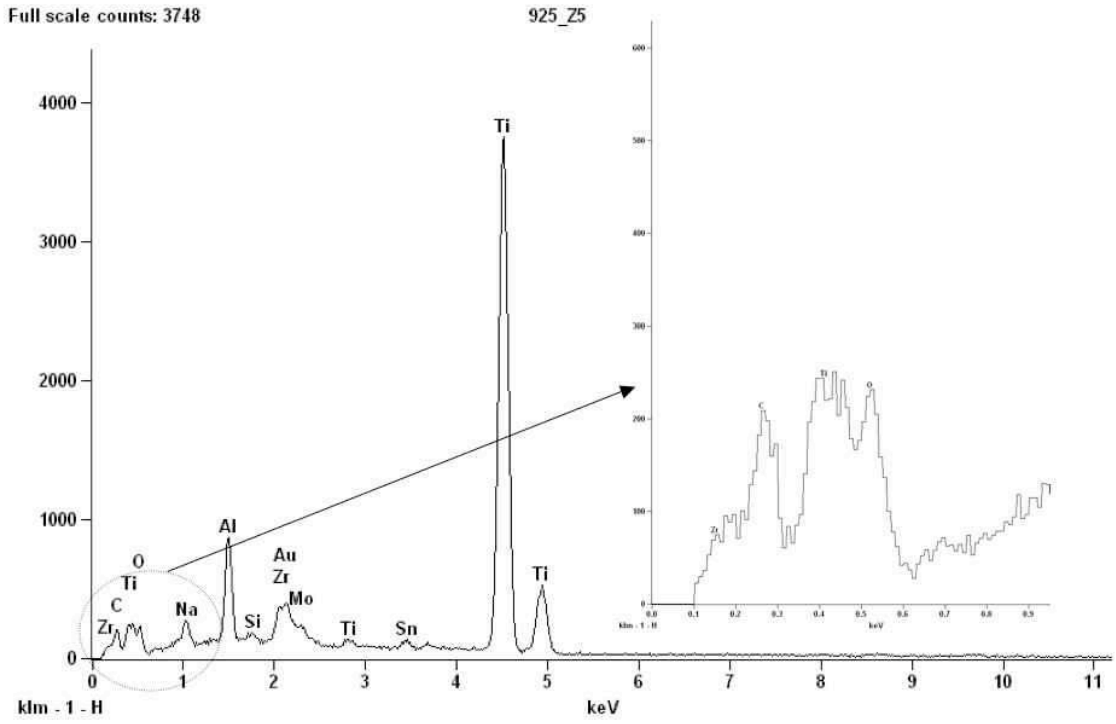


Figure III.26 – Analyses EDX réalisées dans la zone de la rupture ductile de la matrice, essai HTID201.

Résumé

Des essais de fatigue mécano-thermique en amorçage sur des éprouvettes cylindriques lisses ont été réalisés. Ces essais ont été menés à contrainte imposée, sous un rapport de charge nul, et pour la gamme de température [$100\ ^\circ C$ - $450\ ^\circ C$*]. La sollicitation a été imposée parallèlement à la direction des fibres.*

Les niveaux de déformation mécanique croissent régulièrement avec la contrainte appliquée au composite. La déformation mécanique limite admissible dans la direction des fibres est d'environ $0,9$ *% sous sollicitation anisotherme à contrainte croissante. Toutefois, elle est inférieure à* $0,8$ *% dans le cas des essais conduits pour un niveau de charge constant.*

L'interaction chargement cyclique et température induit une nocivité plus élevée et réduit la durée de vie du composite par rapport à des chargements isothermes. La durée de vie est d'autant plus importante que la contrainte appliquée est faible. Par contre, pour les grandes durées de vie, les résultats en fatigue mécano-thermique et en fatigue isotherme semblent converger.

Deux mécanismes d'endommagement ont été identifiés pour les conditions explorées. Il s'agit de la rupture des fibres et la fissuration de la matrice par fatigue. Deux aspects distincts de la rupture de la matrice ont été observées : une zone d'aspect transgranulaire caractérisant les sites d'amorçages de fissure matricielle et une zone avec un aspect lisse caractérisant la propagation de celle-ci.

Chapitre -IV-

Comportement en fissuration par fatigue du composite SCS-6(EGV)/Ti6242

Ce chapitre est consacré à la croissance de fissures longues en conditions anisothermes et isothermes dans le composite SCS-6(EGV)/Ti6242. Après avoir exposé la procédure expérimentale, nous présenterons les résultats des essais de propagation de fissure conduits sur des éprouvettes de section carrée entaillées. Les mécanismes d'endommagement identifiés y sont également présentés.

Sommaire

IV.1 Procédure expérimentale 75
IV.1.1 Introduction 75
IV.1.2 Éprouvettes de fissuration 75
IV.1.3 Dispositif expérimental 75
IV.1.4 Mesure électrique de la fissure 76
IV.1.5 Détermination du facteur d'intensité de contraintes 76
IV.2 Résultats expérimentaux 80
IV.2.1 Propagation de fissure en conditions anisothermes 84
IV.2.2 Propagation de fissure en conditions isothermes 90
IV.2.3 Comparaison isotherme et anisotherme 90
IV.2.4 Fissuration par fatigue de l'alliage Ti6242 90
IV.3 Mécanismes d'endommagement en fissuration du composite SCS-6/Ti6242 95

En fatigue longitudinale, les mécanismes d'endommagement observés sur les composites SiC/Ti dépendent du niveau de contrainte maximale appliquée. En effet, pour les faibles durées de vie qui correspondent à des contraintes appliquées très élevées, la rupture des fibres est le mécanisme d'endommagement prépondérant. Pour les moyennes durées de vie, les mécanismes d'endommagement mis en jeu sont les ruptures des fibres et la fissuration matricielle. Pour les grandes durées de vie qui correspondent à des contraintes appliquées faibles, l'endommagement du composite est dominé par la résistance à la fissuration de la matrice en fatigue. La figure IV.1 présente une cartographie de l'endommagement du composite SM1140+/Ti6242 établie par Legrand (Legrand [1997]) et Hertz-Clemens (Hertz-Clemens [2002]), en fatigue isotherme et anisotherme. Cette cartographie met en évidence les différents mécanismes d'endommagement exposés ci-dessus.

Pour exploiter le domaine des grandes durées de vie, on a choisit de caractériser l'endommagement du composite SCS-6(EGV)/Ti6242 en se basant sur des essais de fissuration en conditions anisothermes et isothermes. Ces essais de propagation de fissure vont permettre, d'une part, d'étudier la nocivité des fissures matricielles et, d'autre part, de déterminer les cinétiques de fissuration du matériau composite.

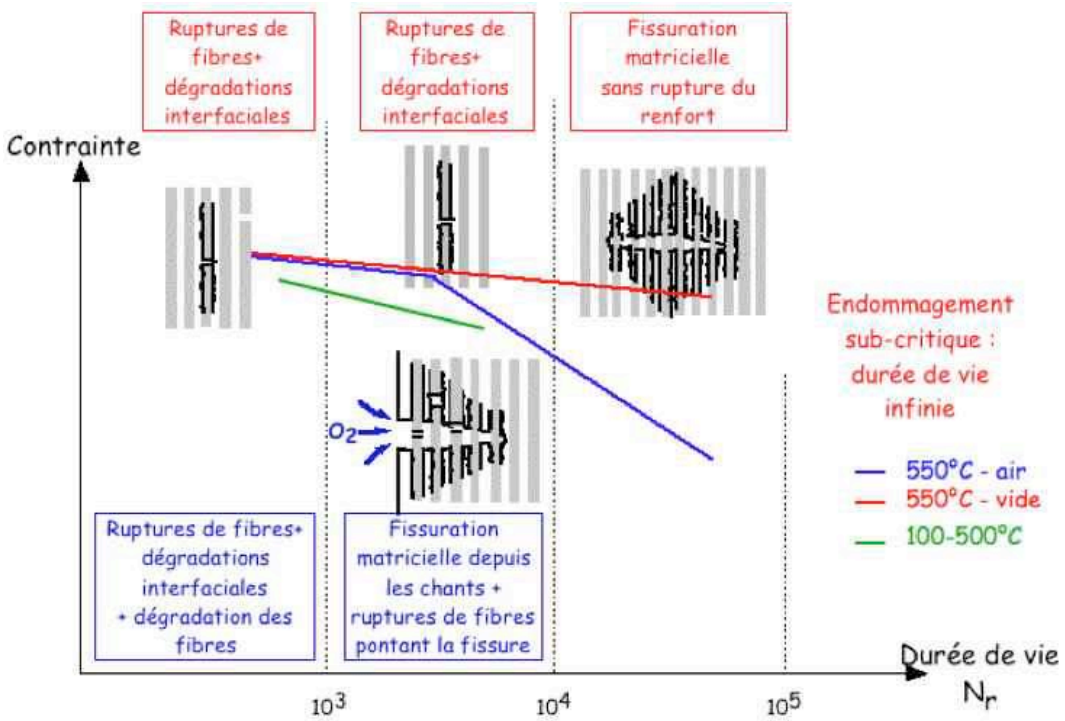


Figure IV.1 – Cartographie de l'endommagement du composite SM1140+/Ti6242 en fatigue isotherme à 550 °C (Legrand [1997]) et anisotherme entre 100 °C et 500 °C (Hertz-Clemens [2002]), $V_f = 30$ %.

IV.1 Procédure expérimentale

IV.1.1 Introduction

Le principe de l'essai de fissuration consiste à réaliser un essai de fatigue en contrôle de charge suivant le cycle imposé pendant les essais d'endurance en fatigue mécano-thermique (cycle FMT-90 s-[100 °C - 450 °C]) sur des éprouvettes de section carrée entaillées. L'objectif de cet essai est de déterminer la cinétique de fissuration du composite sous ce type de chargement. La progression des fissures est suivie par un système électrique basé sur le principe de la mesure des lignes de courant dont la longueur est proportionnelle à la longueur de fissure. La propagation de la fissure se traduit par une augmentation de la différence de potentiel (figure IV.2).

Dans cette étude, tous les essais de fissuration sont conduits suivant une procédure en ΔK croissant puisqu'ils sont réalisés à charges appliquées P_{min} et P_{max} constantes.

IV.1.2 Éprouvettes de fissuration

Les essais de fissuration ont été réalisés sur une éprouvette de section carrée entaillée. La zone utile de cette dernière est de 13 mm de longueur et de $3,25$ mm de côté (figure IV.3). L'entaille a été usinée sur l'arête au milieu de la partie utile dans la sur-épaisseur de titane par électroérosion au fil de diamètre $0,2$ mm. L'entaille a été usinée dans la direction transversale (figure IV.4) pour étudier la propagation de la fissure perpendiculairement à la direction de sollicitation. Avant chaque essai, les éprouvettes sont systématiquement polies jusqu'à la pâte diamantée de granulométrie 1 µm. Une telle précaution permet de réaliser les essais dans des conditions reproductibles et de suivre par mesures optiques la propagation de la fissure.

IV.1.3 Dispositif expérimental

Les essais de propagation de fissure ont été conduits sur une machine à vis de marque INSTRON. Celle-ci est instrumentée, comme le montre la figure IV.5, par :

- Un système de commande et un ordinateur qui permet à la fois le pilotage et l'acquisition des données.
- Une cellule de charge de capacité ±10 kN pour la mesure de la charge.
- Un extensomètre longitudinal pour mesurer la déformation totale de l'éprouvette.
- Un système de régulation de la température ainsi qu'un four à lampes qui assure le chauffage et le maintien en température.
- Un thermocoaxe chromel-alumel de type K plaqué contre l'éprouvette au milieu de la zone utile pour la mesure de la température.
- Un suiveur électrique de fissure qui permet un suivi en continu de la longueur de fissure.
- Une caméra numérique placée en regard d'une seconde ouverture du four qui permet la mesure optique de la fissure.
- Un enregistreur X-t pour enregistrer l'évolution de la tension électrique du suiveur, de la contrainte et de la déformation mécanique.

IV.1.4 Mesure électrique de la fissure

Le suiveur de fissure permet de traduire la variation de la longueur de fissure en une différence de potentiel. Le principe consiste à faire circuler dans l'éprouvette un courant continu d'intensité constante (i = 5 A) et de mesurer la tension résultante entre deux prises de potentiel soudées de part et d'autre de l'entaille et le plus près possible de celle-ci (figure IV.6). Au fur et à mesure que la fissure se propage, la longueur des lignes de courant entre les deux prises de potentiel augmente. Ce qui se traduit par une augmentation de la tension mesurée (figure IV.7). Le suivi de la fissure est assuré aussi par une mesure optique en surface permettant de contrôler et éventuellement d'ajuster les mesures obtenues par le suivi électrique durant l'essai.

IV.1.5 Détermination du facteur d'intensité de contraintes

Dans le cas d'une éprouvette de section carrée comportant une entaille sur l'arête (figure IV.8), le facteur d'intensité de contraintes est déterminé par l'équation IV.1 (Shiratori and Miyoshi [1992], Zheng et al. [1996]) :

Pour un matériau homogène soumis à un chargement uniforme, $\sigma(x) = \sigma_0$

$$K = \sigma_0 \sqrt{\frac{\pi a}{Q}} Y_0 \tag{IV.1}$$

σ_0 est la contrainte appliquée,
Q est le facteur de forme. Pour une entaille semi-elliptique,

$$Q = 1 + 1,464 \left[\frac{a}{c}\right]^{1,65} \tag{IV.2}$$

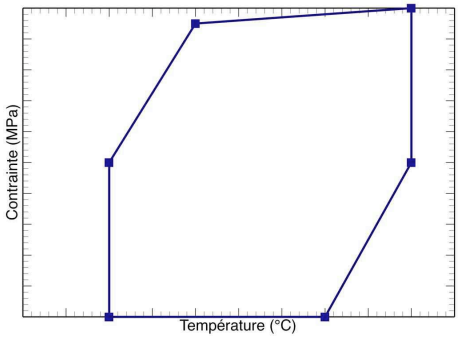
Y_0 est un facteur de correction,

$$Y_0 = B_0 + B_1(a/t) + B_2(a/t)^2 + B_3(a/t)^3 + B_4(a/t)^4 \tag{IV.3}$$

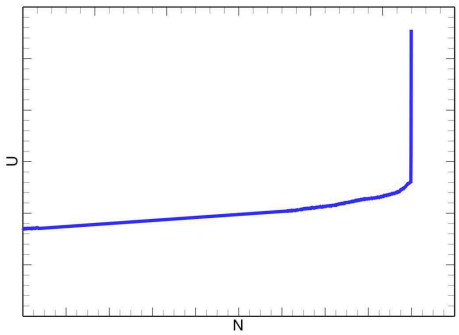
Avec

$$\begin{cases} B_0 = 1,041 + 0,016\left(\frac{a}{c}\right) + 0,186\left(\frac{a}{c}\right)^2 - 0,111\left(\frac{a}{c}\right)^3 & \text{(IV.4)} \\ B_1 = -0,599 + 1,953\left(\frac{a}{c}\right) - 1,310\left(\frac{a}{c}\right)^2 - 0,028\left(\frac{a}{c}\right)^3 & \text{(IV.5)} \\ B_2 = 4,972 - 13,216\left(\frac{a}{c}\right) + 6,747\left(\frac{a}{c}\right)^2 + 1,918\left(\frac{a}{c}\right)^3 & \text{(IV.6)} \\ B_3 = -1,293 + 1,857\left(\frac{a}{c}\right) + 12,906\left(\frac{a}{c}\right)^2 - 13,441\left(\frac{a}{c}\right)^3 & \text{(IV.7)} \\ B_4 = -0,572 + 3,073\left(\frac{a}{c}\right) - 10,797\left(\frac{a}{c}\right)^2 + 8,393\left(\frac{a}{c}\right)^3 & \text{(IV.8)} \end{cases}$$

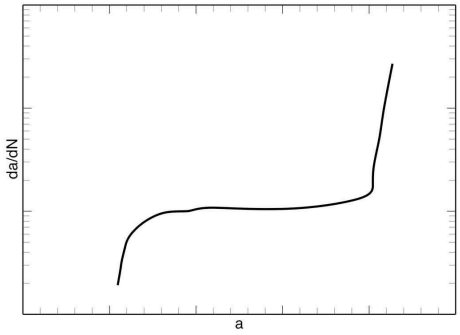
Où a et c sont les dimensions de l'entaille et t est l'épaisseur de l'éprouvette.



(a) Entrée : Cycle FMT-90 s-[100 °C - 450 °C].



(b) Sortie : U = f(N).



(c) But : da/dN = f(a).

Figure IV.2 – Synoptique de la procédure expérimentale.

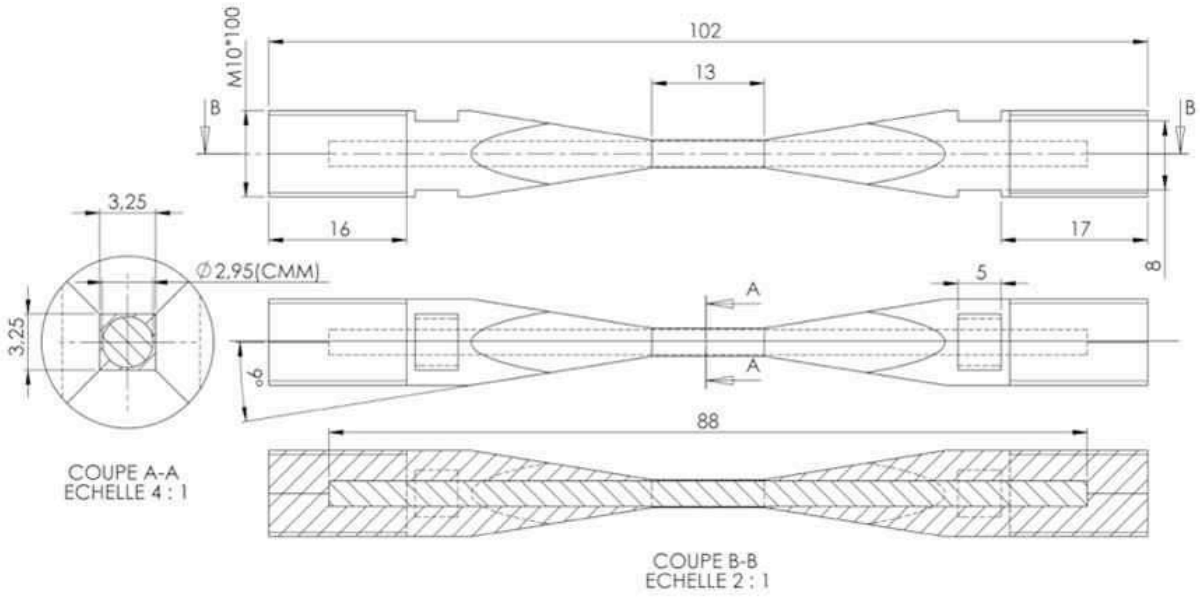
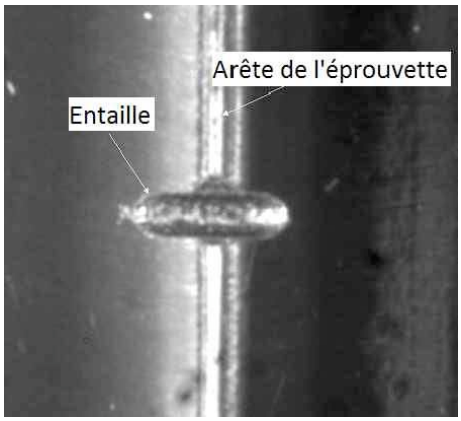


Figure IV.3 – Schéma de l'éprouvette de fissuration.

(a)



(b)

Figure IV.4 – Position et forme de l'entaille.

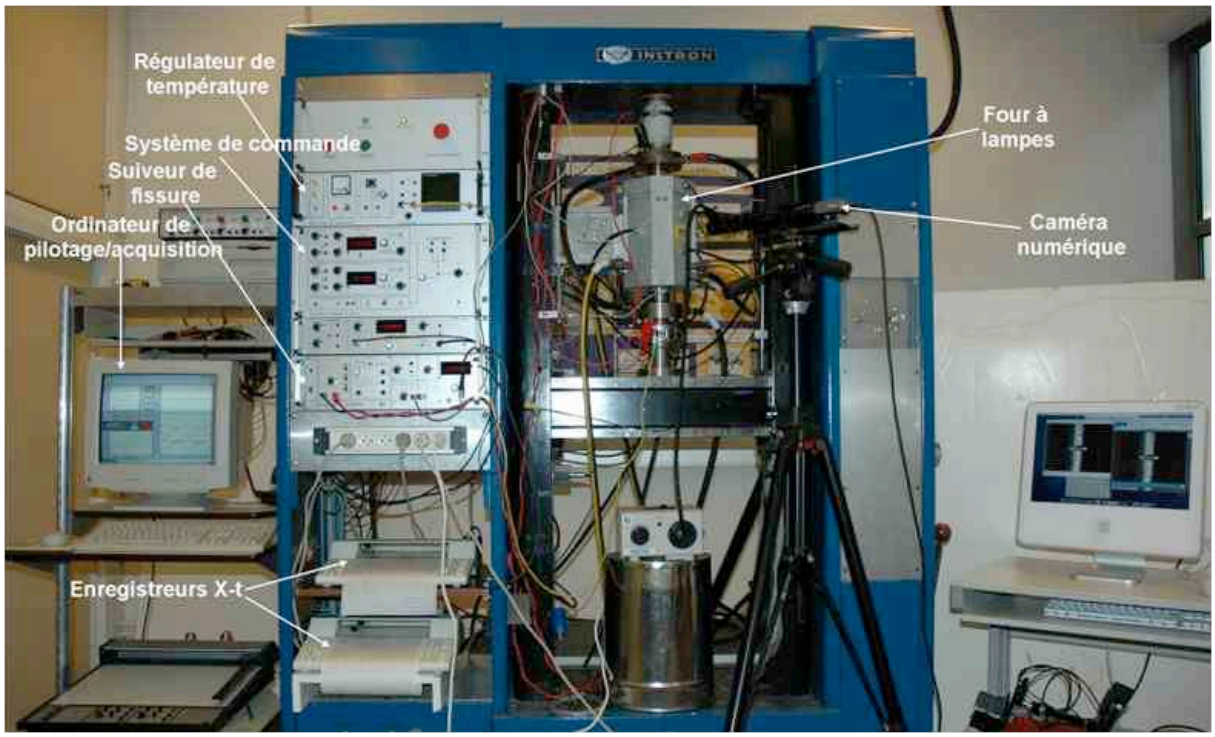


Figure IV.5 – Dispositif expérimental.

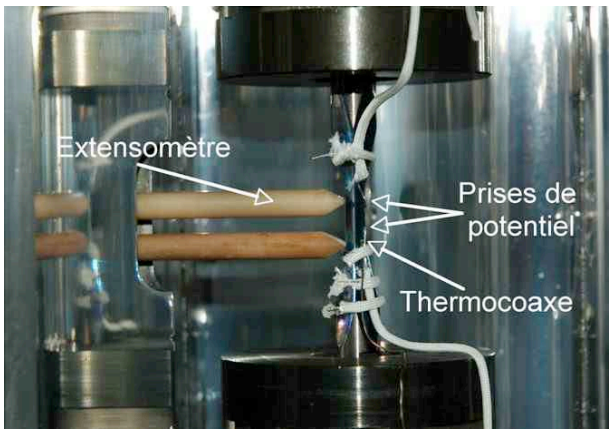


Figure IV.6 – Instrumentation de l'éprouvette de fissuration.

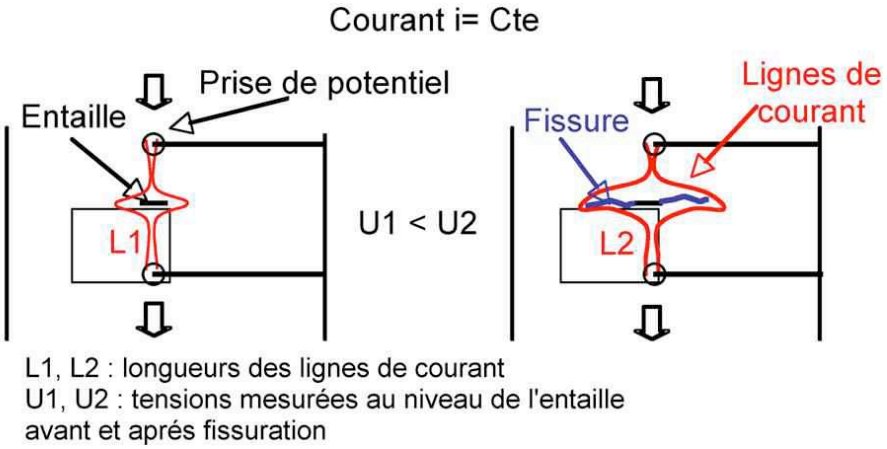


Figure IV.7 – Schéma explicatif de la méthode de suivi électrique.

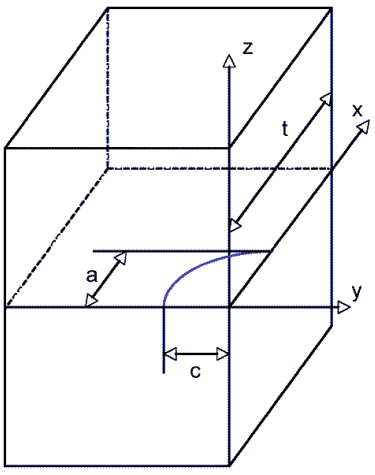


Figure IV.8 – Éprouvette de section carrée comportant une entaille semi-elliptique sur l'arête.

IV.2 Résultats expérimentaux

Le but des essais réalisés est de caractériser la propagation d'une fissure longue sous un chargement de fatigue appliqué dans la direction des fibres. Ces essais ont été conduits à contrainte imposée, sous un rapport de charge R_σ nul. La fissure étudiée au cours de l'essai est amorcée à partir de l'entaille usinée par électroérosion. La figure IV.9 présente les grandeurs géométriques de l'entaille des éprouvettes testées et dont les dimensions caractéristiques sont données dans le tableau IV.1.

La figure IV.10 présente les deux types de chargement imposés pendant ces essais sur le composite SCS-6/Ti6242. Le premier présenté figure IV.10a, est le cycle FMT-90 s-[100 °C - 450 °C] imposé lors des essais de durée de vie en fatigue mécano-thermique (cf. paragraphe III.1.3 page 45). Le deuxième présenté figure IV.10b, est un cycle isotherme de fréquence 0,5 Hz imposé sur le composite pour une température de 450 °C (qui correspond à la température maximale du cycle FMT).

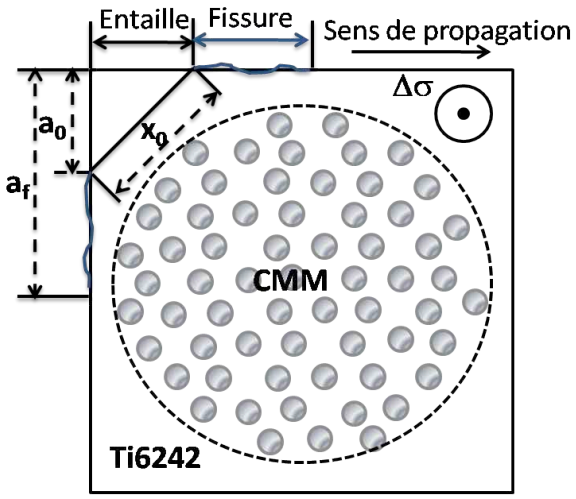
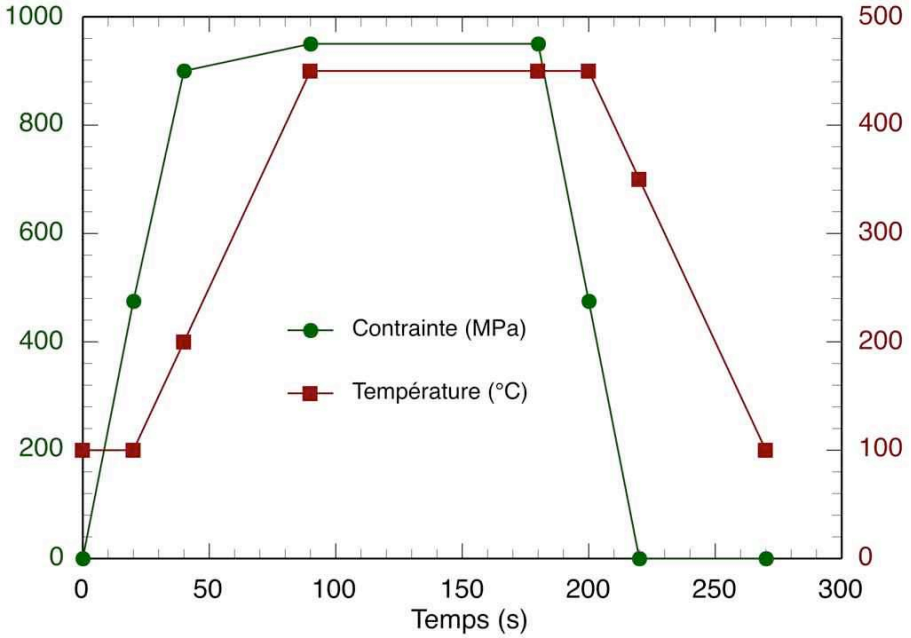


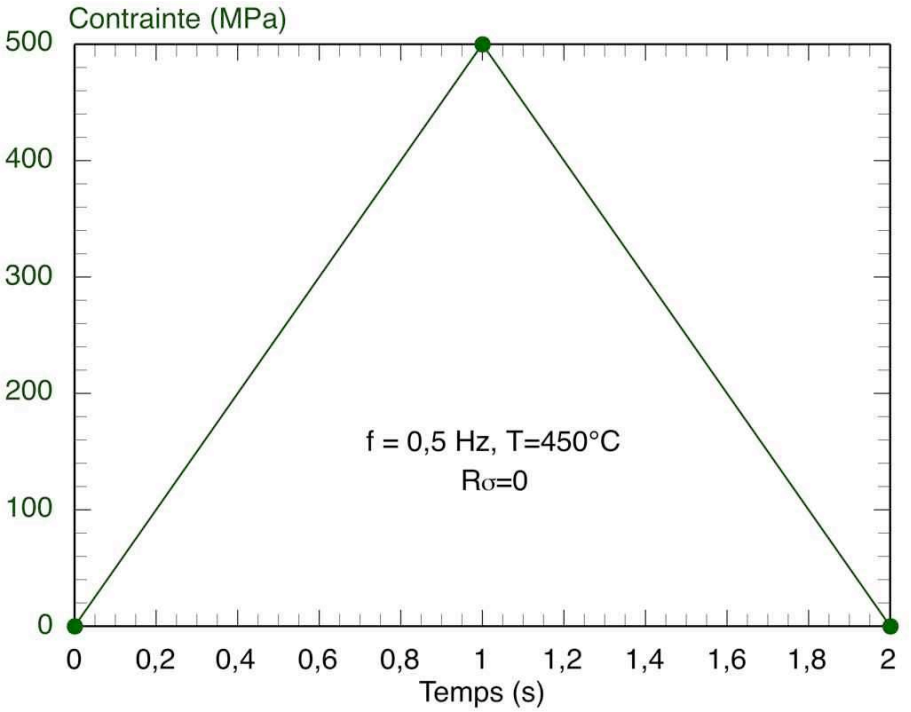
Figure IV.9 – Schéma de l'entaille et ses différentes grandeurs caractéristiques.

Table IV.1 – Caractéristiques géométriques des éprouvettes de fissuration.

Réf. Epr	Données SNECMA			Dimensions de l'entaille (µm)	
	Nbre de fils	Epaisseur epr. (mm)	$V_{fglobale}$	x_0	a_0
HTID236	84	3,21	18,92	540	382
HTID239	83	3,24	18,69	615	435
HTID238	84	3,24	18,92	569	403
HTID240	83	3,22	18,69	555	377
HTID237	84	3,23	18,92	580	380
HTID244	84	3,29	18,92	569	400



(a) Cycle FMT-90 s-[100 °C - 450 °C].



(b) Cycle isotherme, $f = 0,5$ Hz.

Figure IV.10 – Cycles imposés en fissuration par fatigue sur le composite SCS-6(EGV)/Ti6242.

Le tableau IV.2 regroupe l'ensemble des essais de fissuration qui ont été conduits sur le composite SCS-6/Ti6242, au cours de cette étude. Quatre essais ont été réalisés suivant le cycle de fatigue mécano-thermique, FMT-90 s-[100 °C - 450 °C].

- Le premier essai, HTID236, a été mené à une contrainte maximale de 875 MPa. L'éprouvette s'est rompue à la mise en charge.
- Pendant le deuxième essai, plusieurs séquences de chargement ont été imposées sur l'éprouvette HTID239. Après quatre séquences de 1120 cycles appliquées successivement avec des contraintes maximales successives de 100, 125, 150 et 175 MPa et une séquence de 1280 cycles à la contrainte maximale de 200 MPa, la charge est augmentée de 50 MPa jusqu'à la contrainte maximale de 450 MPa, sans qu'aucune fissure n'apparaisse. L'éprouvette se rompt au cours de la onzième séquence au niveau de contrainte maximale de 500 MPa durant le 8799^{e} cycle.
- Pendant le troisième essai, deux séquences de chargement ont été appliquées sur l'éprouvette HTID238 ; Une séquence de 1814 cycles à la contrainte maximale de 525 MPa sans qu'aucune fissure n'apparaisse et une séquence au niveau de contrainte maximale de 535 MPa. L'essai a été arrêté suite à un problème technique après 12488 cycles.
- Pendant le quatrième essai, l'éprouvette HTID240 a été pré-fissurée à la température de 450 °C. La pré-fissuration a été menée en contrôle de charge selon le cycle $0,5$ Hz. Par la suite, deux séquences de chargement ont été appliquées ; Une séquence de 3435 cycles à la contrainte maximale de 450 MPa et une séquence de 3748 cycles au niveau de contrainte maximale de 400 MPa.

A ces essais, ont été rajoutés deux essais de fissuration réalisés en fatigue isotherme à la température de 450 °C, suivant le cycle $0,5$ Hz.

- Le premier essai, HTID237, a été mené à une contrainte maximale de 500 MPa. L'éprouvette est rompue après avoir effectué 18283 cycles.
- Pendant le deuxième essai, trois séquences de chargement ont été appliquées sur l'éprouvette HTID244. Les contraintes maximales imposées dans les différentes phases ont été successivement de 500 MPa, 450 MPa et 400 MPa.

Lors des essais de fissuration, la fissure peut dévier le long des interfaces fibre-matrice et se propager le long de celles-ci. La fissure n'est donc pas plane. De plus, la présence des fibres au sein du matériau rend le front de fissuration non rectiligne. Ces considérations nous ont amené à analyser nos essais sur le composite SCS-6/Ti6242 en terme de taille de fissure et non en fonction du facteur d'intensité de contraintes, K, qui ne peut pas être estimé directement à partir des solutions de la littérature valables pour les milieux homogènes et non pour un composite entouré d'une sur-épaisseur de titane.

Table IV.2 – Récapitulatif des essais de fissuration réalisés sur le composite SCS-6(EGV)/Ti6242.

Réf. Epr	Type de sollicitation	σ_{max} (MPa)	Observations
HTID236	FMT-90 s-[100 °C - 450 °C]	875	rupture à la mise en charge
HTID239	FMT-90 s-[100 °C - 450 °C]	100	pas de fissure
		125	pas de fissure
		150	pas de fissure
		175	pas de fissure
		200	pas de fissure
		250	pas de fissure
		300	pas de fissure
		350	pas de fissure
		400	pas de fissure
		450	pas de fissure
		500	amorçage + propagation
HTID238	FMT-90 s-[100 °C - 450 °C]	525	pas de fissure
		535	amorçage + propagation
HTID240	FMT-90 s-[100 °C - 450 °C]	500	Pré-fissuration isotherme
		450	amorçage +
		400	propagation
HTID237	cycle 0,5 Hz, 450 °C	500	amorçage + propagation
HTID244	cycle 0,5 Hz, 450 °C	500	amorçage +
		450	propagation
		400	

IV.2.1 Propagation de fissure en conditions anisothermes

Les figures IV.11 et IV.12 présentent les évolutions des tensions électriques maximales enregistrées au cours de l'essai de fissuration en fonction du nombre de cycles, respectivement pour les niveaux de contraintes maximales appliquées 500 MPa et 535 MPa. La tension du suiveur est quasi-constante au début de l'essai et augmente au fur et à mesure du cyclage, jusqu'à la fin de l'essai.

Les figures IV.13a et IV.13b présentent respectivement le schéma de l'entaille avant l'essai réalisé au niveau de contrainte 500 MPa et après 8243 cycles de fatigue mécano-thermique. On remarque que la fissure s'est propagée perpendiculairement à la direction de chargement. Les images enregistrées au cours de l'essai par la caméra sont exploitées, en mesurant la longueur de la fissure pour différents nombres de cycles. La longueur de la fissure mesurée est déduite d'une projection droite. On trace ainsi la courbe de calibration reliant la longueur de la fissure à la tension ($a = f(U)$). Cette courbe de calibration permettra de traduire la tension (U) en une longueur de fissure (a).

Les figures IV.14 et IV.15 tracent les évolutions de la longueur de fissure en fonction du nombre de cycles, respectivement pour les essais HTID239 et HTID238. Ces courbes peuvent être divisées en deux parties :

- amorçage et propagation de la fissure dans la sur-épaisseur de titane
- amorçage et propagation de la fissure dans la partie composite.

Dans chaque constituant (la sur-épaisseur de titane et le composite), l'évolution de la longueur de fissure est caractérisée par deux stades. Le premier stade correspond à l'initiation de la fissure. Le second correspond à la propagation de celle-ci perpendiculairement au chargement appliqué. On remarque aussi que la longueur de la fissure augmente brusquement quand elle atteint la partie composite, pour les deux niveaux de chargement. Cette augmentation peut être reliée à la rupture de la première rangée de fibres.

Les figures IV.16 et IV.17 présentent les évolutions de la vitesse de propagation en fonction de la longueur de fissure, respectivement pour les niveaux de contraintes 500 MPa et 535 MPa. On remarque sur la figure IV.16, que la vitesse de propagation augmente avec la taille de la fissure dans la sur-épaisseur de titane. Quand la fissure atteint la partie composite, la vitesse augmente brusquement puis diminue jusqu'à la valeur de $2,38 \cdot 10^{-8}$ m/cycle. Cette augmentation brutale est reliée à la rupture de la première rangée de fibres. La vitesse augmente de nouveau au fur et à mesure que les fibres cassent jusqu'à la fin de l'essai. On remarque que l'effet bénéfique du composite est présent pour la longueur de fissure comprise entre $1,17$ mm et $1,32$ mm.

Pour l'essai réalisé à la contrainte maximale de 535 MPa, on note les mêmes évolutions de la vitesse de propagation de fissure. Par contre, l'effet bénéfique des fibres est absent pour ce niveau de chargement. La vitesse de fissuration diminue dans la partie composite jusqu'à la valeur de $3,89 \cdot 10^{-7}$ m/cycle mais tout en restant comparable à la valeur atteinte dans la sur-épaisseur qui est de l'ordre de $3,44 \cdot 10^{-7}$ m/cycle. Le comportement en fissuration de notre composite pour le niveau de chargement 535 MPa, s'apparente au comportement des systèmes composites à forte résistance interfaciale et à faible résistance du renfort cité par Ritchie (Ritchie [1996]). L'endommagement est dominé dans ce cas, par la rupture des fibres présentes à la pointe de la fissure matricielle.

La figure IV.18 présente l'évolution de la vitesse de fissuration en fonction de

la longueur de fissure dans la partie composite pour l'essai référencé HTID240. Une comparaison avec les essais réalisés aux niveaux de contraintes 500 MPa et 535 MPa, y est présentée. On remarque sur cette figure que la vitesse de propagation de fissure dans le matériau composite dépend du niveau de chargement appliqué. En effet, elle est d'autant plus importante que la contrainte imposée est élevée. Pour l'essai HTID240 et pour le niveau de contrainte de 450 MPa, la vitesse augmente progressivement avec la longueur de fissure. Cette vitesse continue à augmenter pour le niveau de chargement de 400 MPa jusqu'à la fin de l'essai au fur et à mesure que les fibres cassent.

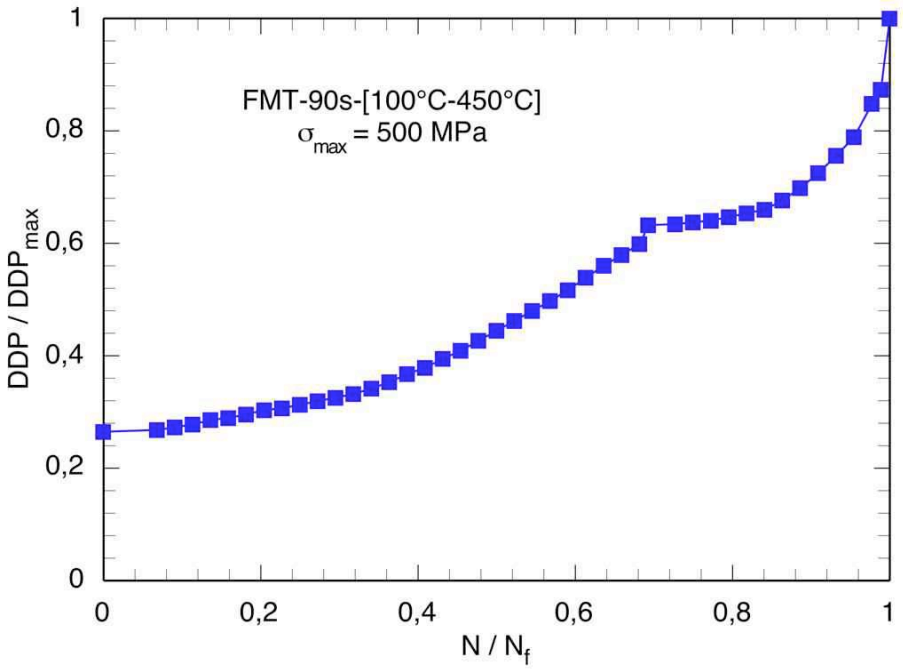


Figure IV.11 – Évolution de la tension électrique en fonction du nombre de cycles, essai HTID239.

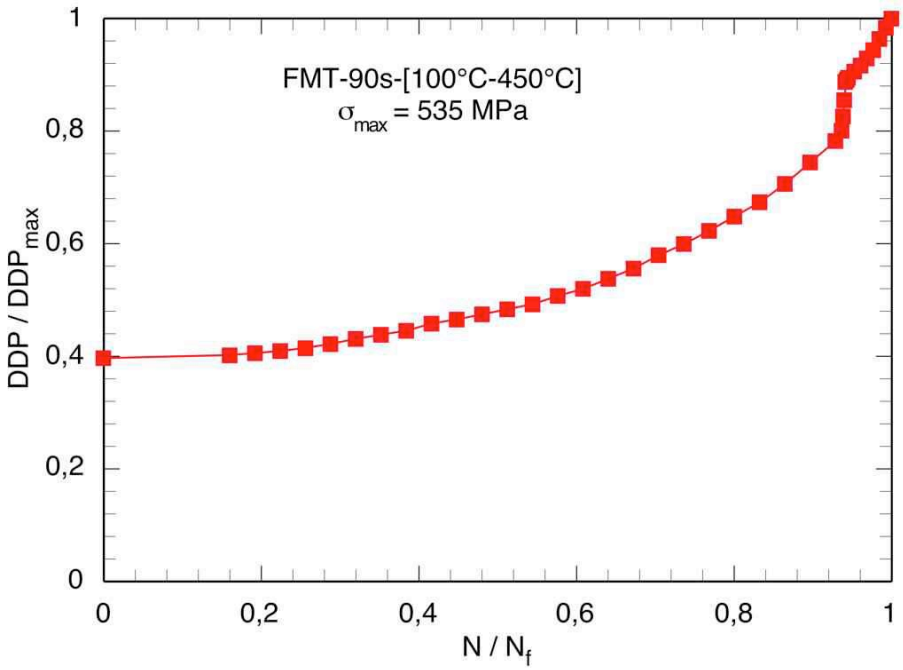
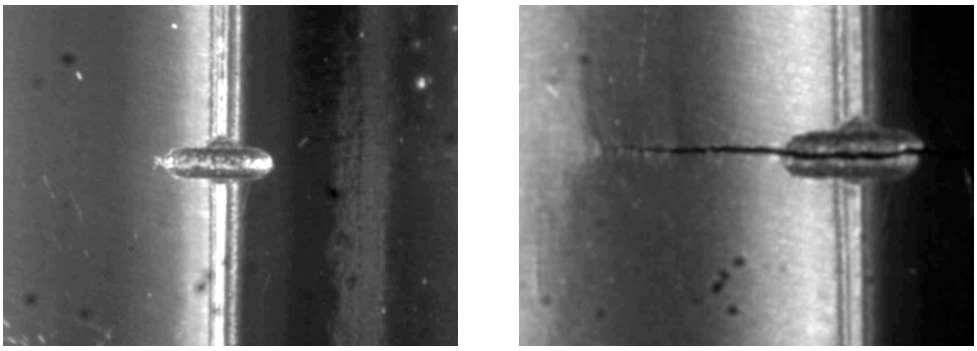


Figure IV.12 – Évolution de la tension électrique en fonction du nombre de cycles, essai HTID238.



(a) Schéma de l'entaille ($N_{FMT} = 1$ cycle).

(b) Schéma de l'entaille ($N_{FMT} = 8243$ cycles).

Figure IV.13 – Essai de fissuration, éprouvette HTID239, cycle FMT-90 s-[100 °C - 450 °C].

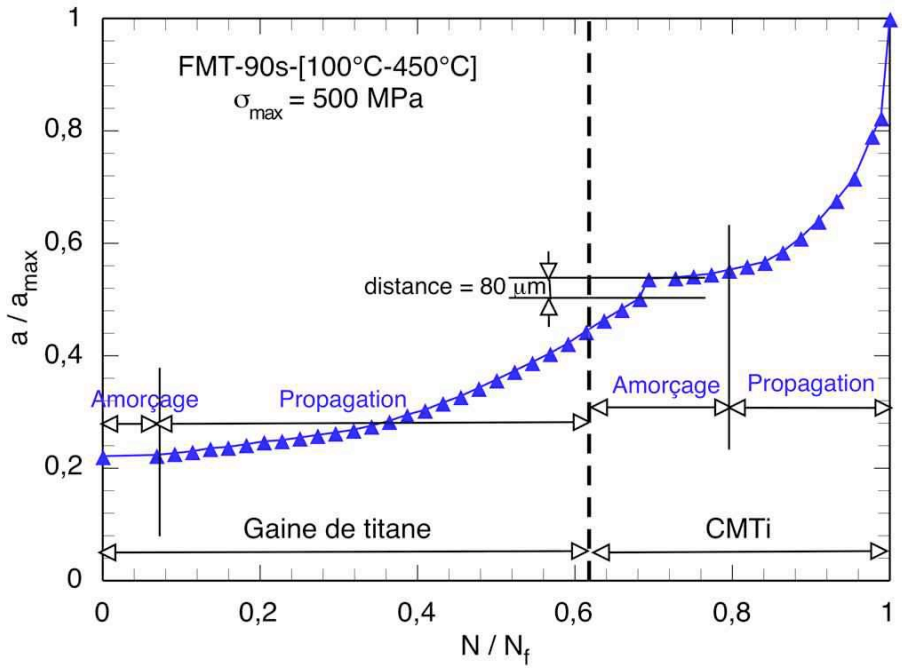


Figure IV.14 – Évolution de la longueur de fissure en fonction du nombre de cycles, essai HTID239.

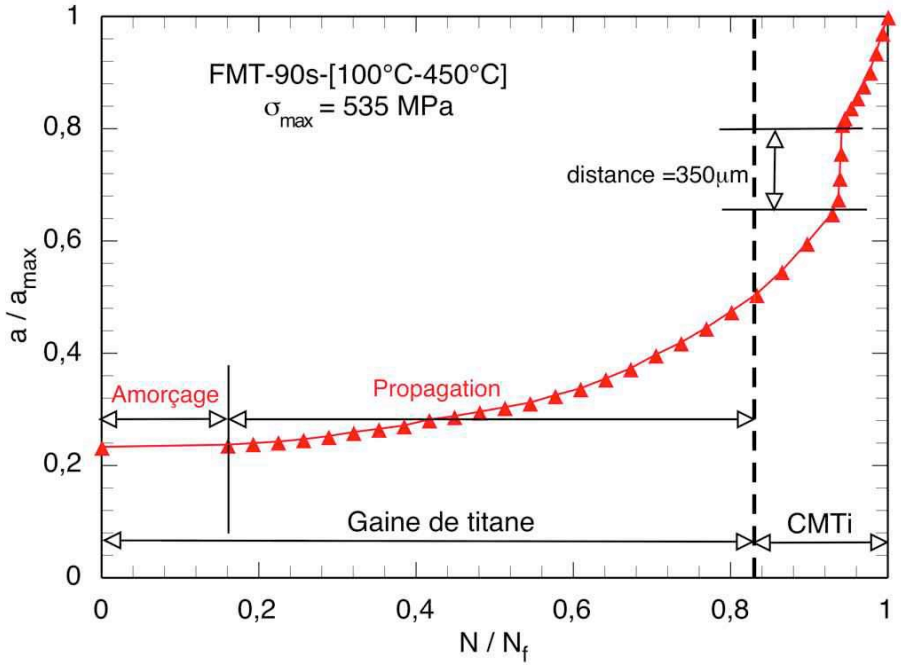


Figure IV.15 – Évolution de la longueur de fissure en fonction du nombre de cycles, essai HTID238.

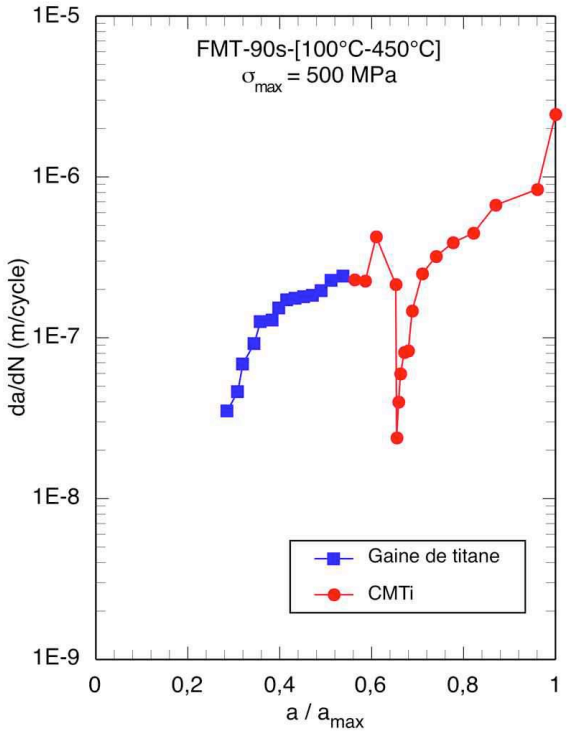


Figure IV.16 – Évolution de la vitesse de propagation en fonction de la longueur de fissure, essai HTID239.

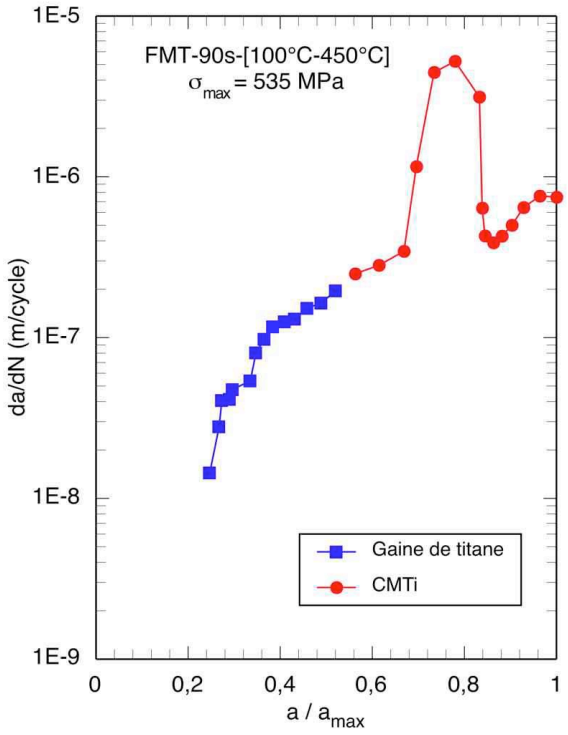


Figure IV.17 – Évolution de la vitesse de propagation en fonction de la longueur de fissure, essai HTID238.

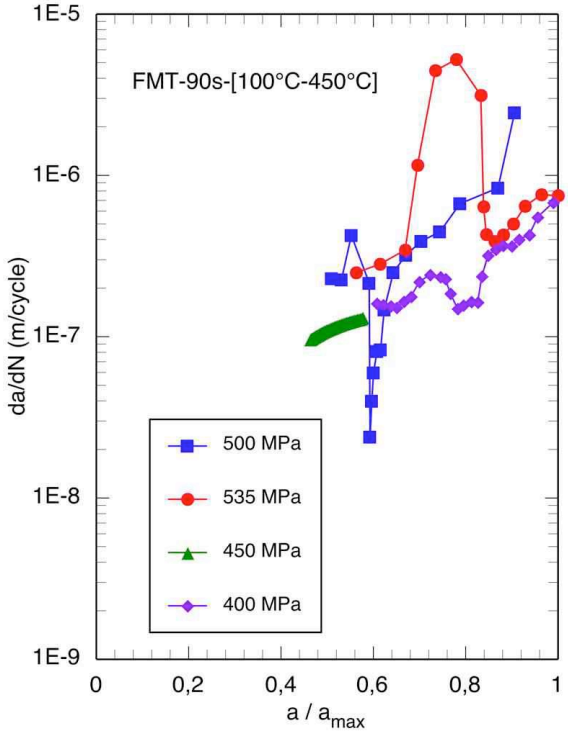


Figure IV.18 – Évolution de la vitesse de propagation dans la partie composite en fonction de la longueur de fissure, essais HTID239, HTID238 et HTID240.

IV.2.2 Propagation de fissure en conditions isothermes

Les figures IV.19 et IV.20 présentent l'évolution de la longueur de fissure, respectivement pour les essais conduits sur les éprouvettes HTID237 et HTID244. Les mêmes observations notées pour les essais anisothermes sont présentes en conditions isothermes. On remarque également que l'effet de l'amorçage dans le renfort sur l'avancée de la fissure est moins marqué pour ce type de chargement comparé au chargement de fatigue mécano-thermique.

Les figures IV.21 et IV.22 représentent les évolutions de la vitesse en fonction de la longueur de fissure, respectivement pour les essais référencés HTID237 et HTID244. Sur la figure IV.21, on remarque que la vitesse de propagation de fissure augmente avec la taille de fissure tout au long de l'essai. Quand la fissure atteint la partie composite, on remarque que la croissance de la vitesse est plus lente dans le CMTi comparée à la gaine de titane. Ce meilleur comportement semble lié au phénomène de pontage de la fissure par les fibres non rompues présentes à la pointe (Ritchie [1996]). Les fibres réduisent l'ouverture des lèvres de la fissure et réduisent en conséquence l'amplitude de facteur d'intensité de contraintes en pointe induisant une diminution de la vitesse.

Pour l'essai référencé HTID244, la vitesse de fissuration dépend du niveau de chargement appliqué. En effet, la vitesse diminue avec la contrainte maximale imposée. Pour la séquence de chargement réalisée à la contrainte maximale de 450 MPa, on remarque que la vitesse augmente ceci est du à la rupture de la première rangée de fibres puis devient constante pour les longueurs de fissure comprises entre $1,48$ mm et $1,64$ mm. La vitesse de fissuration devient indépendante de la longueur de fissure. Cette vitesse augmente de nouveau au fur et à mesure que les fibres cassent. Pour la séquence réalisée à 400 MPa, la vitesse continue à augmenter mais la croissance de celle ci est moins rapide comparée à la séquence précédente.

IV.2.3 Comparaison isotherme et anisotherme

La figure IV.23 trace les évolutions des vitesses de fissuration en fonction de la longueur de fissure, pour les deux essais référencés HTID239 et HTID237. En conditions anisothermes, la matrice de titane commence à fissurer à une vitesse plus élevée comparée à l'essai isotherme. On remarque aussi que la croissance de la vitesse de propagation en conditions anisothermes dans la partie composite est plus élevée qu'en conditions isothermes. Les valeurs des vitesses atteintes pour l'essai anisotherme sont supérieures à celles atteintes en isotherme. Ceci met en évidence la plus grande sévérité de la sollicitation de fatigue mécano-thermique par rapport à la sollicitation de fatigue isotherme.

IV.2.4 Fissuration par fatigue de l'alliage Ti6242

La figure IV.24 présente l'évolution de la vitesse de fissuration de l'alliage Ti6242 en fonction de l'amplitude de facteur d'intensité de contraintes, à la température de 500 °C (Chabanne et al. [1999]). Cette courbe a été obtenue à l'air ambiant, pour une fréquence de 35 Hz et un rapport de charge de $0,1$. Cette figure trace aussi les évolutions des vitesses de fissuration dans la sur-épaisseur de titane, pour les deux essais HTID239 et HTID237 réalisés à la température de 450 °C. On remarque sur cette figure que les

courbes de propagation convergent à partir de la vitesse $1 \cdot 10^{-7}$ m/cycle ; La vitesse de fissuration est indépendante du type de sollicitation ainsi que de la température de l'essai.

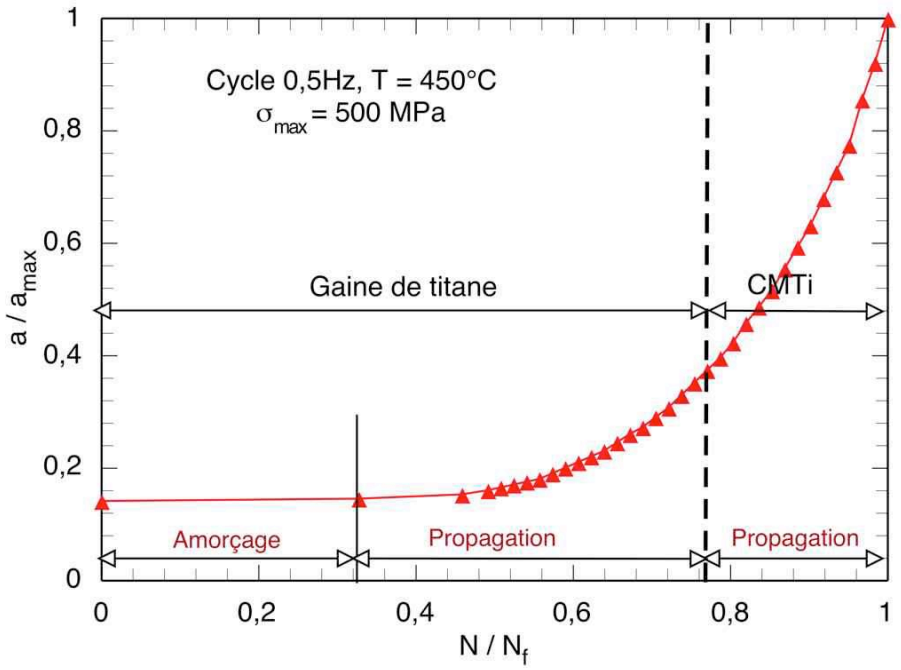


Figure IV.19 – Évolution de la longueur de fissure en fonction du nombre de cycles, essai HTID237.

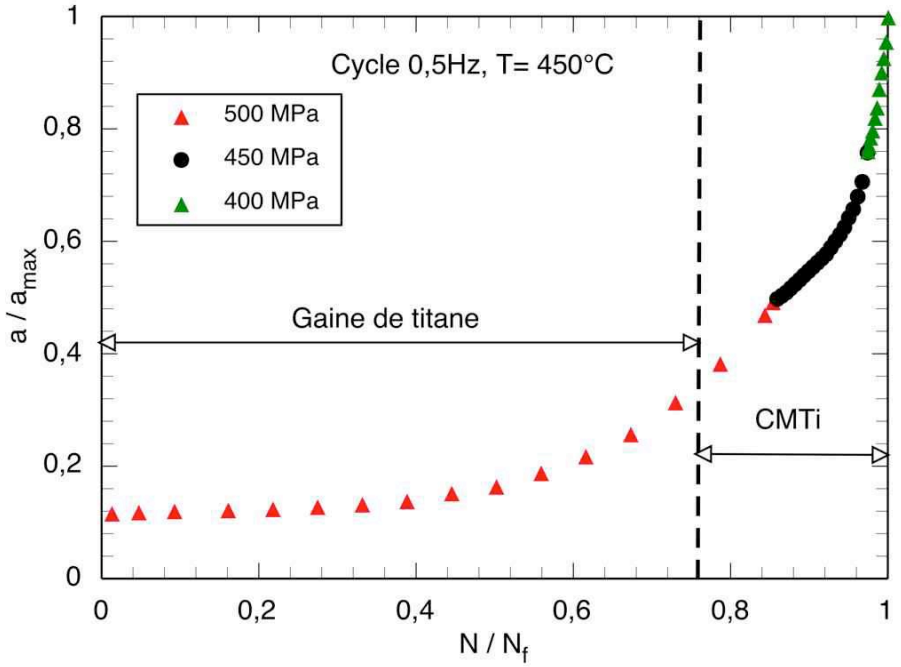


Figure IV.20 – Évolution de la longueur de fissure en fonction du nombre de cycles, essai HTID244.

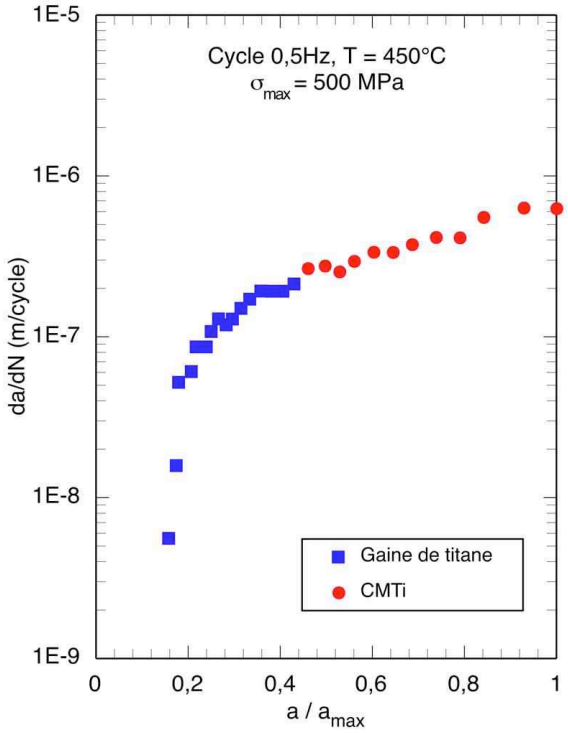


Figure IV.21 – Évolution de la vitesse de propagation en fonction de la longueur de fissure, essai HTID237.

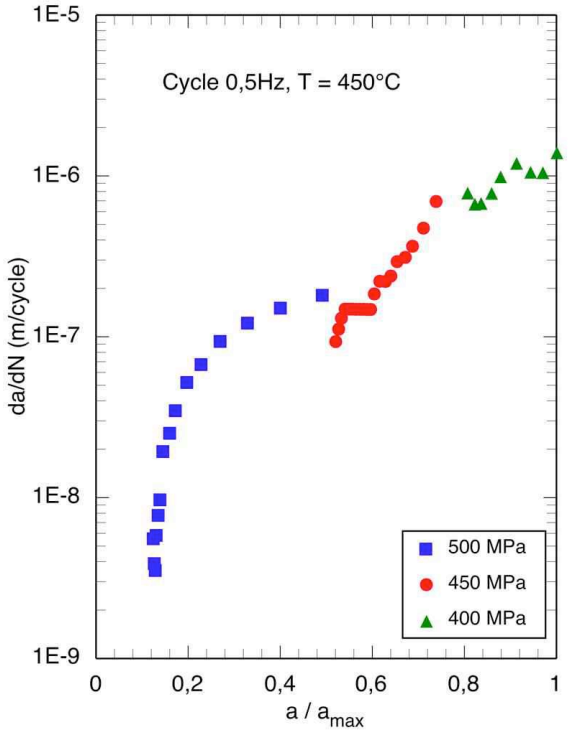


Figure IV.22 – Évolution de la vitesse de propagation en fonction de la longueur de fissure, essai HTID244.

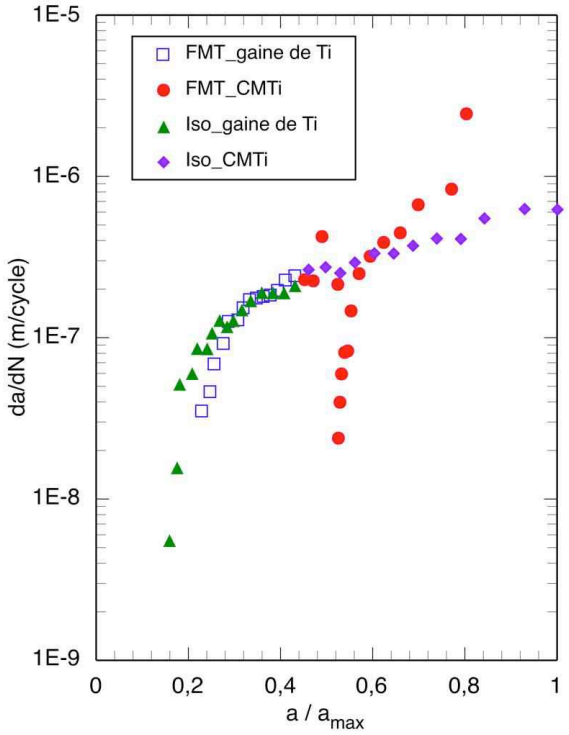


Figure IV.23 – Évolution de la vitesse de propagation en fonction de la longueur de fissure, essai HTID239 (cycle FMT) et essai HTID237 (cycle $0,5$ Hz).

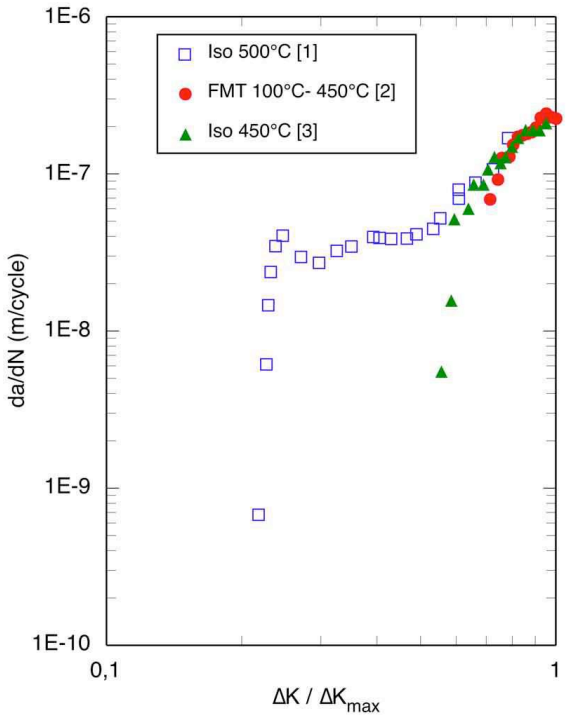


Figure IV.24 – Courbes de fissuration par fatigue de l'alliage Ti6242 établies sous air, [1] : Chabanne et al. [1999], [2] : essai HTID239, [3] : essai HTID237.

IV.3 Mécanismes d'endommagement en fissuration du composite SCS-6/Ti6242

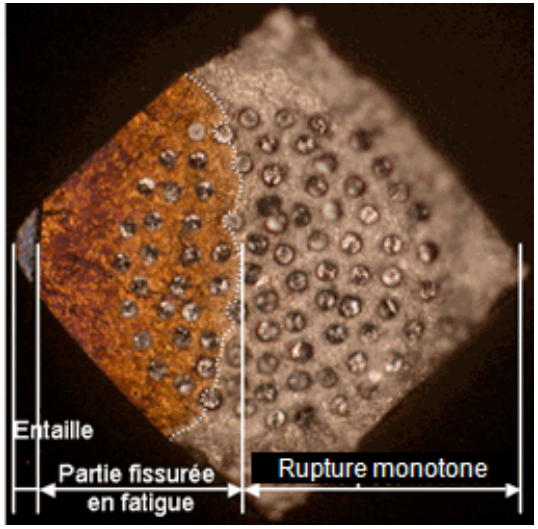
Afin d'avoir une idée sur les mécanismes d'endommagement en fissuration par fatigue, les éprouvettes testées ont été observées au microscope optique et au microscope électronique à balayage. Les figures IV.25, IV.26, IV.27, IV.28, IV.29 présentent respectivement les surfaces de rupture obtenues lors des essais référencés HTID239, HTID238, HTID240, HTID237 et HTID244.

Sur les faciès observés au microscope optique, on distingue bien la longueur de la fissure qui correspond à la zone oxydée. Celle-ci résulte de la formation de l'oxyde qui se dépose sur le faciès de rupture au contact de titane avec l'air ambiant à haute température. Ces faciès nous renseignent également sur la forme du front de fissuration au sein du matériau composite.

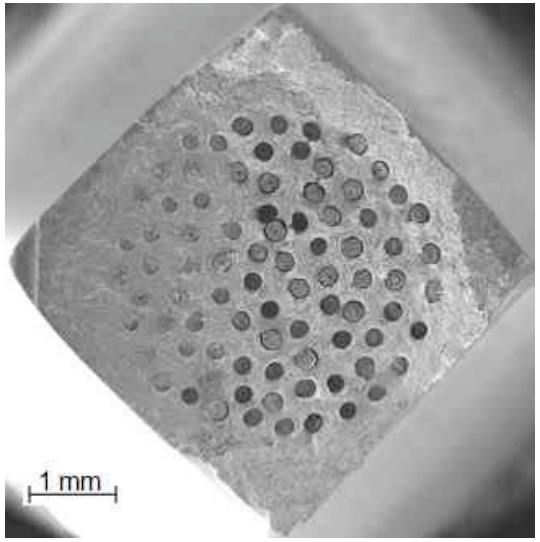
Dans la zone fissurée par fatigue, on remarque que la majorité des fibres ont été rompues au niveau du plan de fissuration pour les essais conduits en conditions anisothermes (figures IV.25e, IV.26c, IV.27c).

En conditions isothermes, les surfaces de rupture des éprouvettes HTID237 et HTID244 montrent une densité importante de fibres rompues en dehors du plan de la fissure (figure IV.28e et IV.29c).

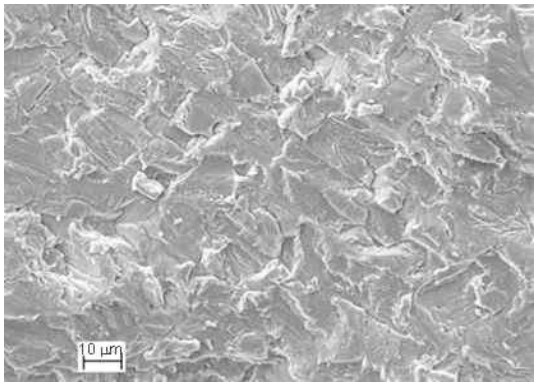
On retrouve également les deux aspects de rupture de la matrice de titane (transgranulaire et plat) rencontrés dans les essais de durée de vie réalisés sur les éprouvettes cylindriques en fatigue mécano-thermique.



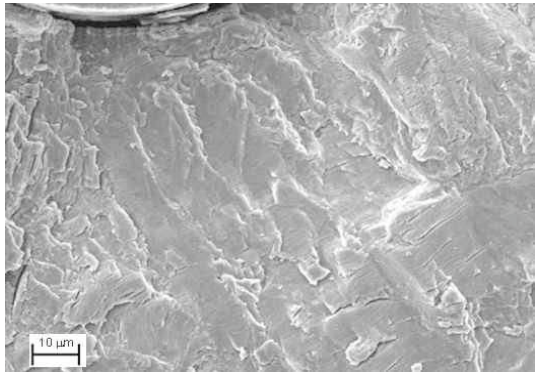
(a) Vue globale, MO.



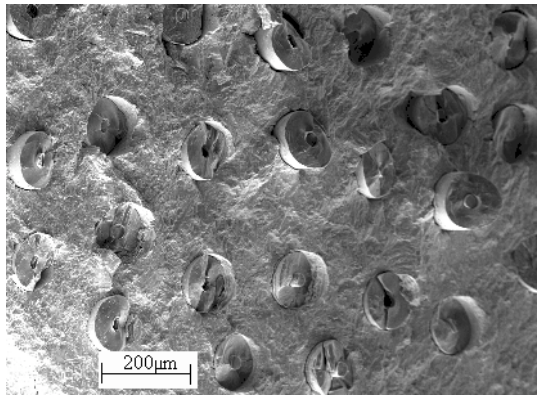
(b) Vue globale, MEB.



(c) Matrice de la sur-épaisseur (rupture transgranulaire).

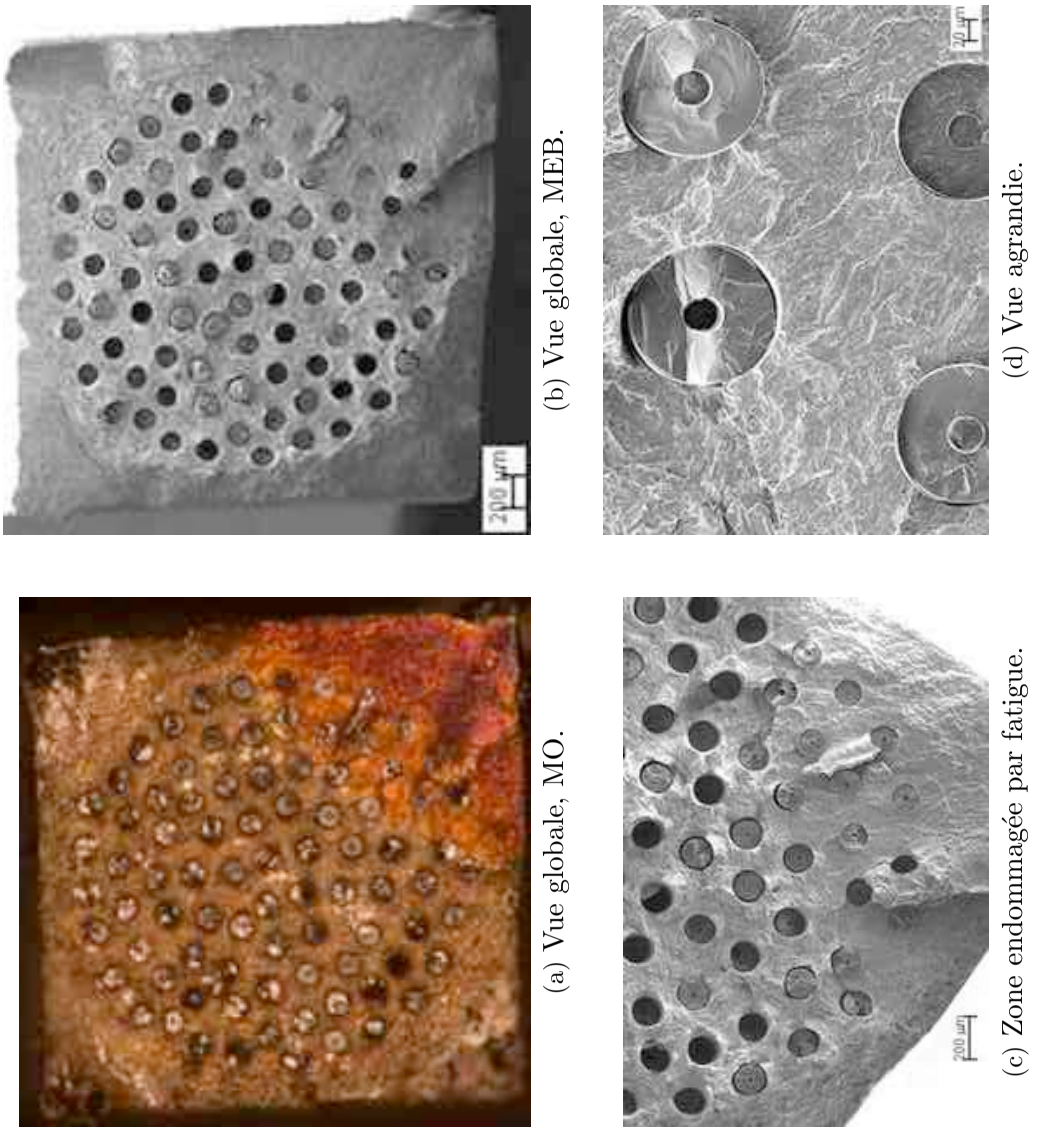


(d) Matrice du composite (zone lisse).



(e) Zone fissurée par fatigue.

Figure IV.25 – Faciès de rupture de l'éprouvette référencée HTID239, cycle FMT-90 s-[100 °C - 450 °C], $\sigma_{max} = 500$ MPa.



(a) Vue globale, MO. (b) Vue globale, MEB.

(c) Zone endommagée par fatigue. (d) Vue agrandie.

Figure IV.26 – Faciès de rupture de l'éprouvette référencée HTID238, cycle FMT-90 s-[100 °C - 450 °C], $\sigma_{max} = 535$ MPa.

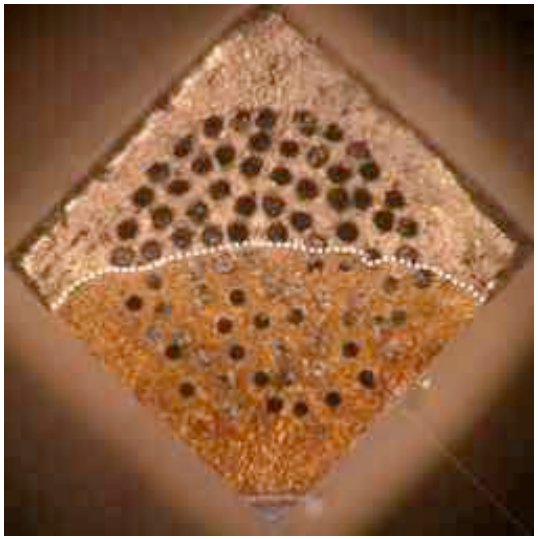
(a) Vue globale, MO.

(b) Vue globale, MEB.

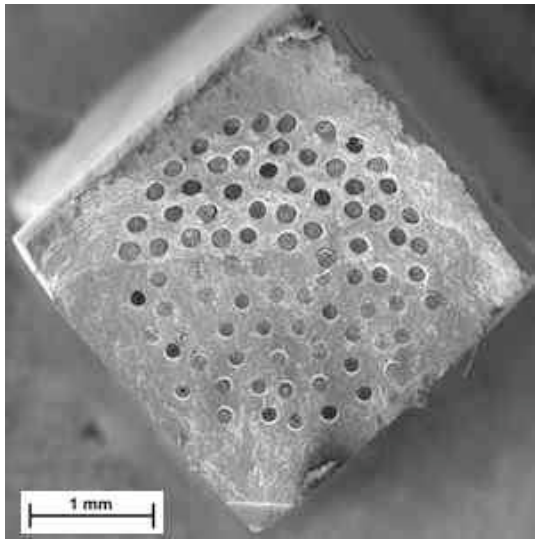
(c) Zone endommagée par fatigue.

(d) Vue agrandie.

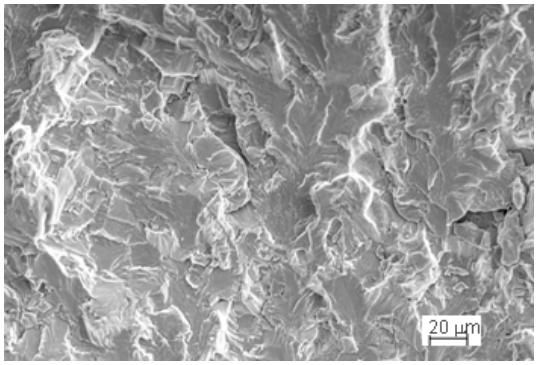
Figure IV.27 – Faciès de rupture de l'éprouvette référencée HTID240, cycle FMT-90 s-[100 °C - 450 °C], $\sigma_{\max} = 500$ MPa, 450 MPa, 400 MPa.



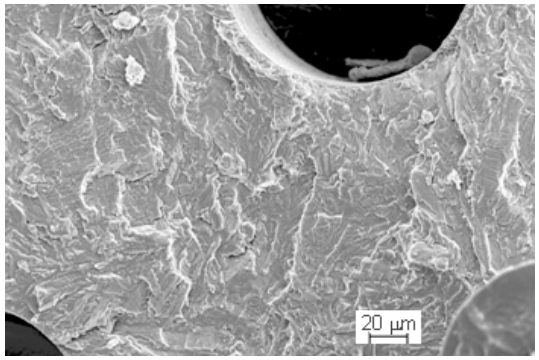
(a) Vue globale, MO.



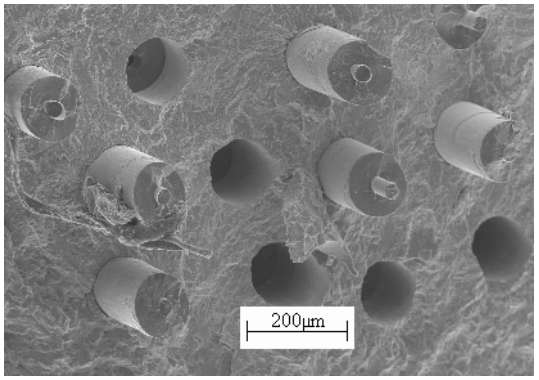
(b) Vue globale, MEB.



(c) Matrice de la sur-épaisseur (rupture transgranulaire).

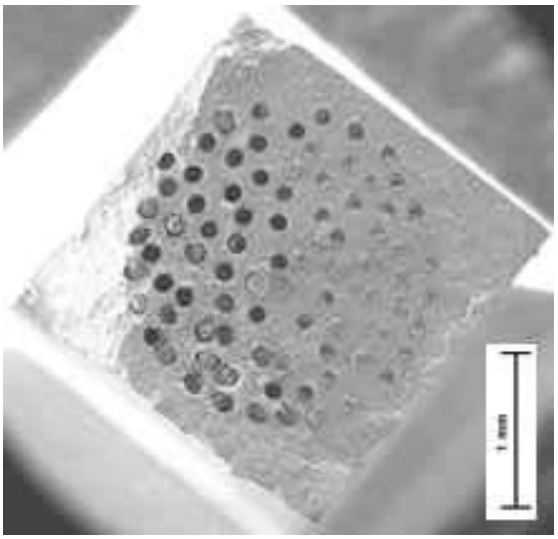


(d) Matrice du composite (zone lisse).

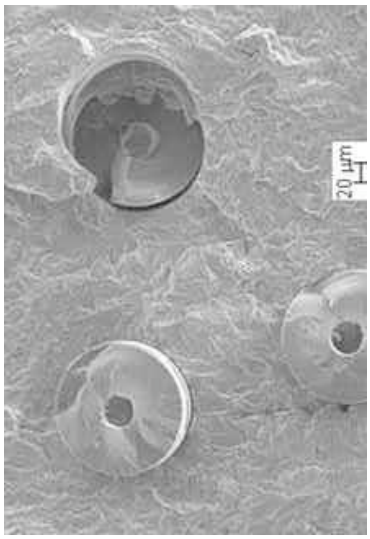


(e) Zone fissurée par fatigue.

Figure IV.28 – Faciès de rupture de l'éprouvette référencée HTID237, cycle isotherme, $f = 0,5$ Hz, $T_{max} = 450$ °C, $\sigma_{\max} = 500$ MPa.

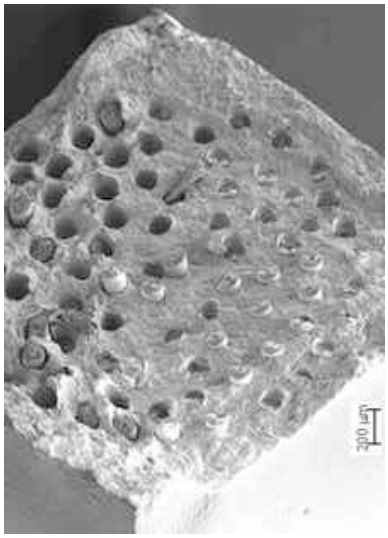


(b) Vue globale, MEB.



(d) Vue agrandie.

(a) Vue globale, MO.



(c) Zone fissurée par fatigue.

Figure IV.29 – Faciès de rupture de l'éprouvette référencée HTID244, cycle isotherme, $f = 0,5$ Hz, $T_{max} = 450$ °C, $\sigma_{\max} = 500$ MPa, 450 MPa, 400 MPa.

Résumé

*Des essais de propagation de fissure par fatigue ont été conduits sur des éprouvettes de section carrée entaillées en SCS-6(EGV)/Ti6242. Deux types de chargement sont étudiés : le cycle FMT-*90 s-*[*100 °*C* - 450 °*C*] et le cycle isotherme de fréquence* 0, 5 Hz *pour une température de* 450 °*C.*

Les éprouvettes de section carrée renforcées longitudinalement ont la particularité géométrique de posséder un cœur en composite entouré d'une gaine en titane. La fissure s'amorce et se propage initialement dans cette gaine de titane avant de pénétrer dans le CMTi. Ceci a un impact visible sur les courbes décrivant la longueur de fissure en fonction du nombre de cycles de fatigue mécano-thermique. On distingue ainsi trois zones bien distinctes correspondant à la propagation dans la sur-épaisseur de titane, l'amorçage dans le composite et la propagation finale dans ce même composite.

L'effet bénéfique du matériau composite est très limité voire inexistant en fatigue mécano-thermique et l'observation des surfaces de rupture révèle que la majorité des fibres ont été rompues dans le plan de la fissure.

En fissuration isotherme, l'effet de l'amorçage dans le renfort sur l'avancée de la fissure est moins marqué. Les vitesses de propagation sont plus lentes et les surfaces de rupture ont montré une densité importante de fibres non rompues en pointe de fissure.

Chapitre -V-

Modélisation

Dans ce chapitre est présentée une revue bibliographique des modèles de durée de vie établis en fatigue oligocyclique pour les composites unidirectionnels. Ce chapitre est consacré aussi à une étude de la redistribution des contraintes au sein du matériau composite soumis à une sollicitation de fatigue mécano-thermique. Cette étude servira d'outil d'analyse des mécanismes d'endommagement et des observations faites dans les chapitres précédents.

Sommaire

V.1 Revue bibliographique : Modèles de durée de vie des composites SiC/Ti en fatigue longitudinale 105

V.2 Modélisation du comportement du composite SCS-6/Ti6242 en fatigue mécano-thermique 111

V.2.1 Lois de comportement des différents constituants 112

V.2.1.1 Comportement du composite (loi TFA) 112

V.2.1.2 Comportement de la fibre SCS-6 113

V.2.1.3 Comportement de l'alliage Ti6242 113

V.2.2 Détermination du module de Young du composite SCS-6/Ti6242 115

V.2.2.1 Homogénéisation périodique 115

V.2.2.2 Résultats des calculs 116

V.2.3 Calcul des contraintes résiduelles d'élaboration (CRE) . . . 119

V.2.4 Modélisation du comportement du CMTi en fatigue mécano-thermique 123

V.2.5 Chargement imposé aux différents constituants 123

V.3 Détermination de risque des premières ruptures de fibres 136

V.3.1 Fibres SCS-6 vierges 136

V.3.2 Fibres SCS-6 enduites puis dénudées 138

V.3.2.1 Évaluation des propriétés à rupture des fibres SCS-6 après enduction à grande vitesse 138

a) Procédure expérimentale 138

b) Résultats expérimentaux 140

V.3.2.2 Détermination de risque de rupture des fibres SCS-6 après enduction à grande vitesse 140
V.4 Modélisation de la propagation de fissure dans les composites SiC/Ti 144
V.4.1 Introduction 144
V.4.2 Propagation de fissure dans les CMTi unidirectionnels en fatigue isotherme 144
V.4.2.1 Paramètres de modélisation 144
a) Modèle éléments finis et chargement appliqué 144
b) Lois de comportement 146
V.4.2.2 Résultats et Discussions 147
a) Propagation de fissure dans un matériau homogène 147
b) Propagation de fissure dans un bi-matériau 151
Calcul du facteur d'intensité de contraintes 151
Comparaison entre la propagation de fissure dans un matériau homogène et un bi-matériau 156
Évaluation des vitesses de fissuration 158

V.1 Revue bibliographique : Modèles de durée de vie des composites SiC/Ti en fatigue longitudinale

Plusieurs modèles ont été développés pour prédire la durée de vie des composites unidirectionnels à base titane en fatigue oligocyclique. La majorité de ces modèles reposent sur des approches phénoménologiques et elles sont prédictives en rupture seulement.

On peut citer le modèle basé sur le report de charge, depuis la matrice vers les fibres, mis en place par Hertz-Clemens (Hertz-Clemens [2002]). Ce modèle qui suppose que la durée de vie de l'éprouvette est entièrement pilotée par la contrainte maximale supportée par les renforts, s'appui sur des simulations des essais de fatigue isotherme et anisotherme à grand nombre de cycles. L'ensemble des simulations réalisées a permis de relier l'évolution de la contrainte maximale dans les fibres avec le nombre de cycles à l'aide de l'équation V.1 :

$$N = \frac{1}{S_1}\left[\exp\left(\frac{\sigma_{fib}^{max}}{S_0}\right) - \exp\left(\frac{\sigma_{fib,1}^{max}}{S_0}\right)\right] + 1 \tag{V.1}$$

avec $S_0 = \left(\frac{\sigma_{fib,1}^{max}}{\alpha_0}\right)$, α_0, S_1 sont deux constantes.
$\sigma_{fib,1}^{max}$ est la valeur de la contrainte maximale supportée par les fibres au 1^{er} cycle.
σ_{fib}^{max} est la valeur de la contrainte maximale supportée par les fibres au cycle N.

En supposant que la durée de vie du composite est entièrement pilotée par la capacité du matériau à supporter le transfert de charge depuis la matrice vers les fibres. Il est alors possible, à l'aide de l'équation V.1, de remonter à la contrainte critique dans les fibres ayant conduit à la rupture du composite :

$$\sigma_{fib}^{crit} = S_0 \ln\left[S_1\left(N_r - 1\right) + \exp\left(\frac{\sigma_{fib,1}^{max}}{S_0}\right)\right] \tag{V.2}$$

où N_r est le nombre de cycles à rupture de chaque éprouvette.
La durée de vie du composite peut être alors donnée par l'équation V.3 :

$$N_r = \frac{1}{S_1}\left[\exp\left(\frac{\sigma_{fib}^{crit}\left(N_r\right)}{S_0}\right) - \exp\left(\frac{\sigma_{fib,1}^{max}}{S_0}\right)\right] + 1 \tag{V.3}$$

où $\sigma_{fib}^{crit}\left(N_r\right)$ décrit l'évolution de la contrainte critique dans les fibres et est donnée par l'équation V.4 :

$$\sigma_{fib}^{crit}\left(N_r\right) = w_0 + w_1 \ln(N_r) \tag{V.4}$$

w_0 et w_1 sont deux constantes.

La figure V.1 présente un exemple de résultats obtenus par Hertz-Clemens (Hertz-Clemens [2002]) sur le composite SM1140+/Ti6242 en fatigue mécano-thermique. Cette figure présente une comparaison entre la durée de vie expérimentale et la durée de vie calculée à l'aide de ce modèle. On remarque que les résultats obtenus sont satisfaisants pour des durées de vie supérieures à 100 cycles.

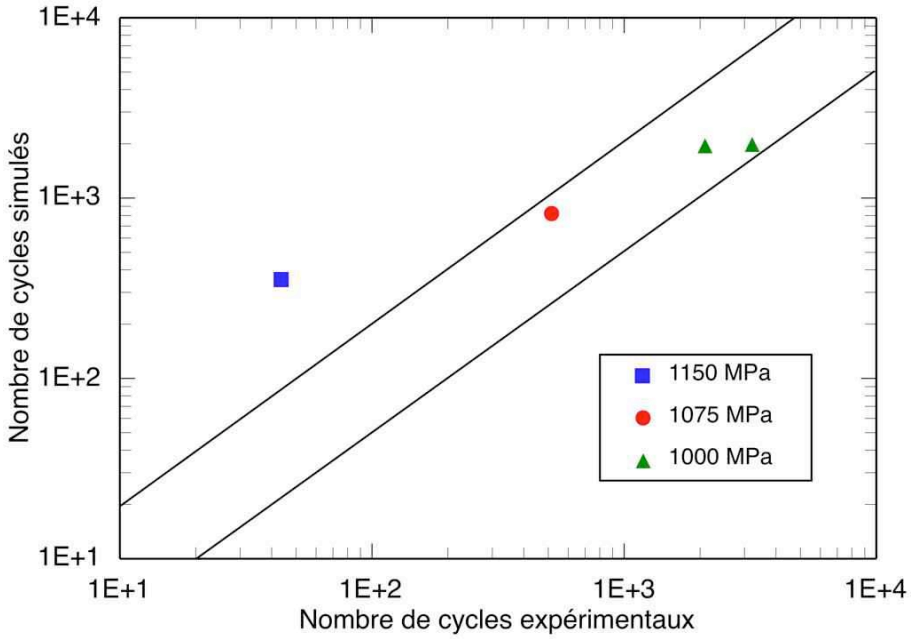


Figure V.1 – Modèle basé sur le report de charge, comparaison de la durée de vie calculée-expérimentale du composite SM1140+/Ti6242, essais FMT-90 s-[100 °C - 500 °C] (Hertz-Clemens [2002]).

On peut citer aussi les modèles basés sur un cumul linéaire de l'endommagement. Russ et al. (Russ et al. [1991]) ont mis en place le modèle LLFM (Linear Life Fraction Model) pour prévoir la durée de vie du composite SCS-6/Ti-24Al-11Nb en fatigue mécano-thermique. Ce modèle considère que la durée de vie du composite dépend simultanément de deux mécanismes d'endommagement indépendants tels que la rupture des fibres et la fissuration matricielle (équation V.5).

$$\frac{N_r}{N_f} + \frac{N_r}{N_m} = 1 \tag{V.5}$$

où N_f et N_m représentent respectivement le nombre de cycles à rupture du composite quand la rupture de ce dernier est pilotée par la rupture des fibres ou bien par la fissuration de la matrice. La rupture du composite se produit quand ce rapport est égal à 1.

Le mode d'endommagement du composite piloté par la tenue des fibres est gouverné par la contrainte maximale supportée par les renforts, σ_{fib}^{max}, et est exprimé par l'équation V.6 :

$$N_f = 10^{N_0\left(1-\frac{\sigma_{fib}^{max}}{\sigma^*}\right)} \tag{V.6}$$

où N_0 est une constante et σ^* est la résistance en traction des fibres.

Le mode d'endommagement piloté par la résistance de la matrice est gouverné par la variation de contrainte dans la matrice, $\Delta\sigma_m$, et est exprimé par l'équation V.7 :

$$N_m = C\left(\Delta\sigma_m\right)^{-n} \tag{V.7}$$

où C et n sont des constantes empiriques.

Ce modèle a été appliqué par Hertz-Clemens (Hertz-Clemens [2002]) pour prévoir la durée de vie du composite SM1140+/Ti6242 pour différents types de sollicitations (isotherme et anisotherme). La figure V.2 présente une comparaison entre les durées de vie expérimentales et calculées à l'aide de ce modèle. Les résultats obtenus montrent que ce modèle permet de prévoir la durée de vie du composite en fatigue de façon satisfaisante pour des durées de vie supérieures à une centaine de cycles.

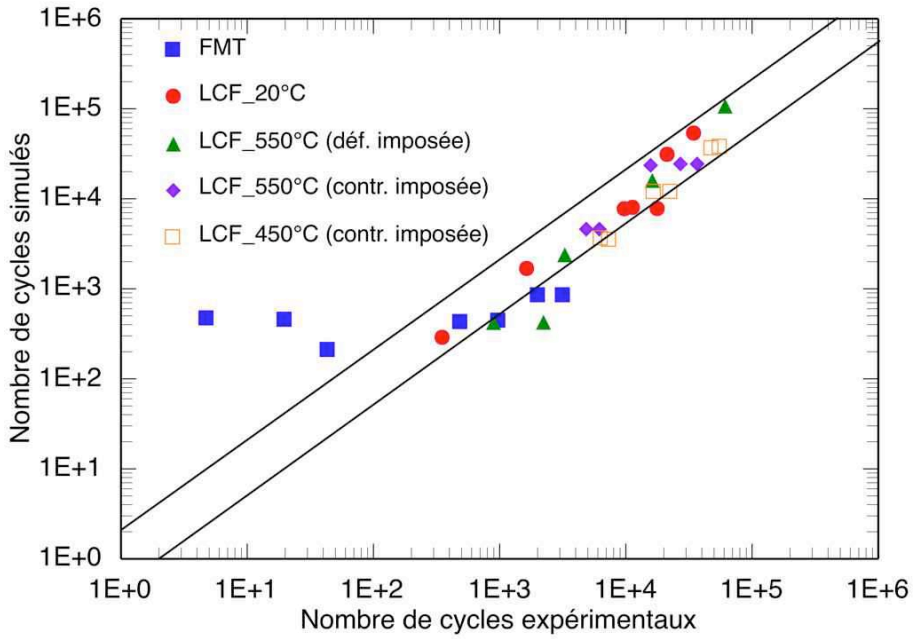


Figure V.2 – Modèle de Russ, comparaison entre les durées de vie expérimentales et calculées, composite SM1140+/Ti6242 (Hertz-Clemens [2002]).

Neu (Neu [1993]) suppose que la rupture du composite SCS-6/Ti-24Al-11Nb est provoquée par trois mécanismes à savoir l'endommagement de la matrice en fatigue, l'oxydation en surface de la matrice et l'endommagement associé aux fibres. Un modèle de prévision de durée de vie tenant en compte ces trois mécanismes, a été développé et est donné par l'équation V.8 :

$$\frac{1}{N_f} = \frac{1}{N_f^{fat}} + \frac{1}{N_f^{env}} + \frac{1}{N_f^{fib}} \tag{V.8}$$

où N_f est le nombre de cycles à rupture du composite,
N_f^{fat}, N_f^{env} et N_f^{fib} représentent les cycles à rupture associés respectivement aux mécanismes d'endommagement de fatigue, environnement et fibres. La rupture du composite se produit quand ce rapport est égal à 1.

D'autres modèles basés sur un cumul non linéaire de l'endommagement ont été développés. Nicholas (Nicholas [1995]) propose un modèle de prévision de durée de vie exprimé par l'équation V.9. Ce modèle est constitué d'une sommation non linéaire de l'endommagement purement cyclique et de l'endommagement associé aux phénomènes dépendant du temps.

$$\frac{N}{N_c} + \left(\frac{N}{N_t}\right)^{0,5} = 1 \tag{V.9}$$

où N_c et N_t représentent respectivement les cycles à rupture du composite quand celui-ci est piloté par l'endommagement cyclique et l'endommagement provoqué par les phénomènes dépendant du temps.

Les modèles cités utilisent tous les grandeurs mécaniques calculées dans chaque constituant à l'aide d'une simulation numérique. Ces modèles ont la particularité d'être simples et peuvent être étendus sur plusieurs types de sollicitation (isotherme et anisotherme). En revanche, ils ne tiennent compte que de la rupture des fibres ou de la fissuration matricielle. L'endommagement de l'interface qui joue un rôle majeur sur la ruine du matériau est négligé (Legrand [1997], Hertz-Clemens [2002]).

Le rôle de l'interface a été introduit par Legrand (Legrand [1997], Legrand et al. [2002]). Cet auteur s'est appuyé sur le modèle statistique à base physique SIRCUD (SImulation de la Résistance d'un Composite UniDirectionnel) développé par Molliex (Molliex [1995]) pour prévoir la rupture des composites en traction monotone. Legrand (Legrand [1997]) a étendu ce modèle au cas de la fatigue.

Ce modèle introduit trois mécanismes d'endommagement à savoir la dégradation locale des interfaces au droit des ruptures de fibres (mécanisme n° 1), la surcharge globale et progressive des fibres (mécanisme n° 2) liée à la plasticité cyclique de la matrice et la dégradation des propriétés à rupture des fibres au cours de la sollicitation de fatigue (mécanisme n° 3), sous l'effet de l'environnement. Ce dernier se manifeste de manière hétérogène par une oxydation préférentielle des interfaces en carbone des fibres des bords d'éprouvettes. Les deux premiers mécanismes permettent d'expliquer la rupture différée des fibres au cours de la durée de vie.

Le composite simulé en 3D se compose de $x * y$ fibres constituée chacune de z maillons de longueur 100 µm. À chaque maillon repéré par les trois indices (i, j, k) selon les trois directions (x, y, z), est attribué de manière aléatoire une probabilité de rupture $\mathrm{P_r(i,j,k)}$. La contrainte à rupture de chaque maillon est calculée à l'aide de la loi de Weibull déterminée à partir des essais de traction sur monofilaments en faisant une extrapolation à la longueur de jauge de 100 µm (équation V.10).

$$\sigma_r(i,j,k) = \sigma_L \left[\ln\left(\frac{1}{1 - P_r(i,j,k)} \right) \right]^{1/m_w} \tag{V.10}$$

$$\sigma_L = \frac{\sigma_{rf}(25\text{ mm})}{\Gamma\left(1 + \frac{1}{m_w}\right)} \left[\frac{L}{L_0} \right]^{1/m_w} \tag{V.11}$$

où L est la longueur du maillon, $L_0 = 25$ mm est la longueur de jauge utilisée dans les essais de traction, Γ est la fonction gamma.

Les ruptures locales des fibres observées au début de la durée de vie sont dues aux ruptures des plus faibles maillons. Ces ruptures impliquent une surcharge des fibres de l'environnement immédiat de la fibre rompue sur une certaine longueur L_{sd}. Le report de charge sur l'environnement immédiat de la fibre rompue est modélisé par un critère géométrique et dépend du nombre de fibres les plus proches voisines non rompues. Les premières ruptures des fibres sont suivies d'une dégradation progressive de leur interface ce qui va engendrer un déplacement de ces longueurs surchargées sur les fibres les plus proches voisines non rompues activant ainsi d'autres défauts de manière différée.

Pour un maillon (i, j, k) rompu au cycle $N_R(i,j,k)$, la longueur surchargée croît

avec le nombre de cycles durant l'essai de fatigue, selon l'équation V.12 :

$$L_{crit}(N) = L_{sd} + [N - N_R(i,j,k)] \frac{dL_{crit}}{dN} \tag{V.12}$$

avec

$$L_{sd} = \frac{\sigma_f(N).D}{2\tau_i} \tag{V.13}$$

où $\sigma_f(N)$ est la contrainte appliquée aux fibres loin de toute perturbation, D est le diamètre de la fibre, τ_i est le cisaillement interfacial moyen et $\left(\frac{dL_{crit}}{dN}\right)$ est la vitesse de dégradation locale de l'interface.

La surcharge globale et progressive des fibres est modélisée par la contrainte macroscopique appliquée aux fibres loin de toute perturbation en fonction du nombre de cycles N et du niveau de chargement. À charge maximale, cette contrainte est exprimée par l'équation V.14 :

$$\sigma_{fmax}(N) = \epsilon_{cmax}(N).E_f - \sigma_{f_{zzth}} \tag{V.14}$$

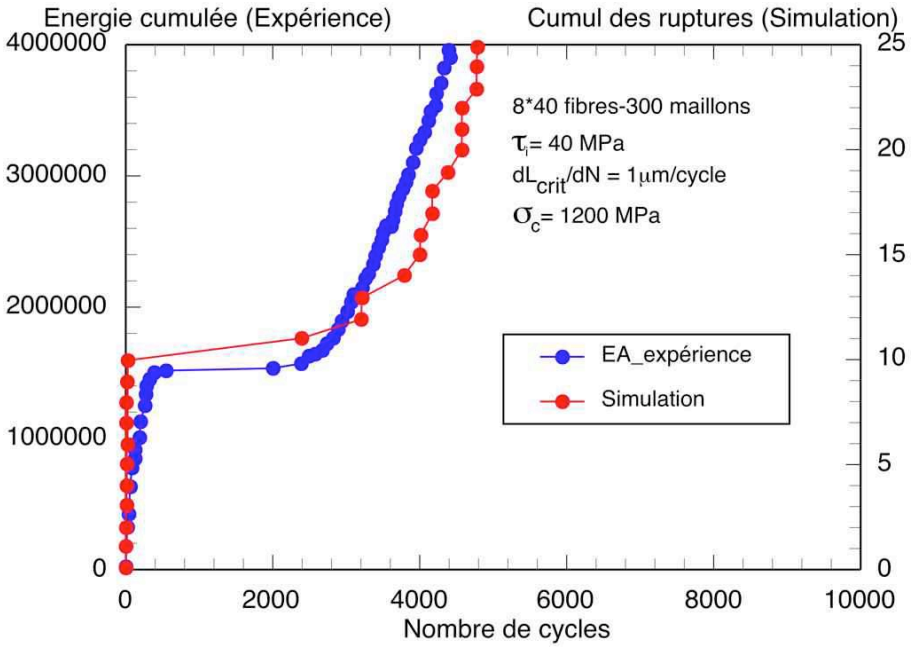
$\epsilon_{cmax}(N)$ est la déformation maximale du composite mesurée au cours de l'essai de fatigue.

E_f est le module de Young de la fibre.

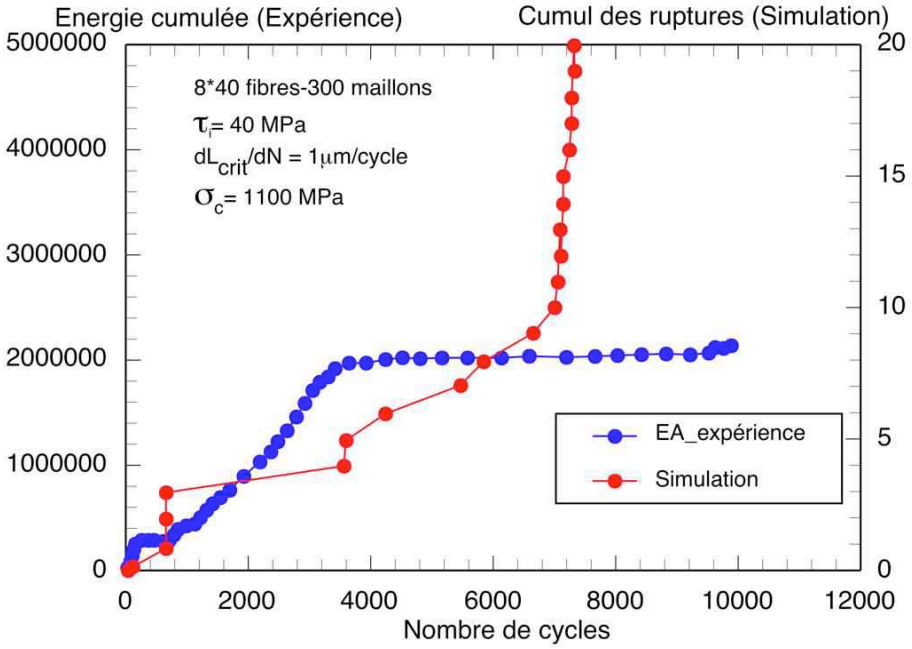
$\sigma_{f_{zzth}}$ est la contrainte résiduelle axiale dans la fibre issue de l'étape d'élaboration.

Le troisième mécanisme est introduit dans le modèle en tenant compte de l'évolution des propriétés à rupture déterminées sur les fibres fatiguées extraites.

Les figures V.3a et V.3b présentent une comparaison des cinétiques d'endommagement calculées à l'aide de ce modèle en introduisant les trois mécanismes décrits ci dessus, et mesurées expérimentalement par émission acoustique, respectivement pour les niveaux de contraintes maximales 1200 MPa et 1100 MPa. On remarque que la cinétique d'endommagement expérimentale est mieux restituée par la simulation pour le chargement 1200 MPa comparé au chargement 1100 MPa. Ceci peut être dû à la fissuration matricielle non prise en compte par le modèle qui peut être négligeable pour le niveau 1200 MPa mais devient prépondérante dans la rupture finale du composite au niveau 1100 MPa.



(a) 1200 MPa.



(b) 1100 MPa.

Figure V.3 – Cinétiques d'endommagement simulée et mesurée expérimentalement en fatigue isotherme, composite SCS-6/TA6V, $T = 450$ °C (Legrand [1997], Legrand et al. [2002])

V.2 Modélisation du comportement du composite SCS-6/Ti6242 en fatigue mécano-thermique

L'essai de fatigue mécano-thermique est délicat à modéliser. Le chargement imposé au cours de la simulation est identique au chargement expérimental et est présenté par la figure V.4. Celui-ci comporte un chauffage à vitesse constante depuis la température ambiante jusqu'à la température minimale du cycle de fatigue puis 10 cycles de stabilisation thermique à charge macroscopique nulle pour acquérir la déformation thermique et enfin 1000 cycles de fatigue mécano-thermique.

Les contraintes résiduelles d'élaboration ont été prises en compte dans cette simulation car elles influencent beaucoup le comportement du composite. Pour cela, un refroidissement depuis la $T_{initiale}$ jusqu'à 20 °C est imposé avant le début de la séquence de chargement de fatigue mécano-thermique.

Les éprouvettes cylindriques testées constituent à elles seules une mini structure ; La partie composite est gainée par du titane. Un calcul de structure est donc nécessaire au préalable pour connaître le chargement macroscopique appliqué à la partie composite. Le calcul a été réalisé en déformation plane généralisée (2, 5 D). Le code de calcul EF utilisé est ZeBuLoN. Ce code a été développé au Centre des Matériaux de l'École des Mines de Paris et à l'ONERA.

La figure V.5 présente le modèle éléments finis utilisé dans nos simulations. Ce dernier est constitué d'un secteur de l'éprouvette d'angle α et de rayon R. Les conditions aux limites du problème sont les suivantes :

Condition de surface libre : $\sigma(\mathrm{r} = \mathrm{R}, \theta) = 0$

Conditions de symétrie : $\begin{cases} U_\theta(r, \theta = 0) = 0 \\ U_\theta(r, \theta = \alpha) = 0 \end{cases}$

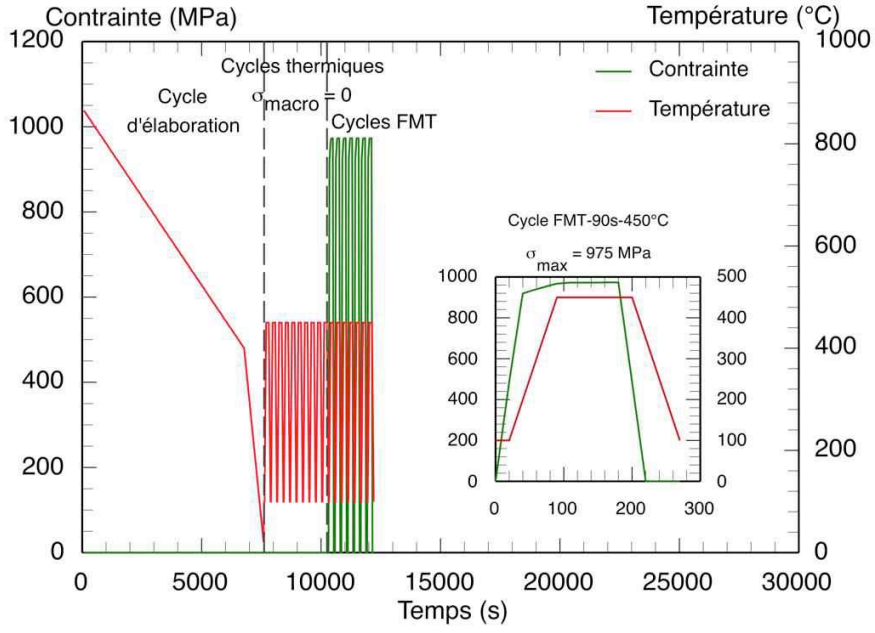


Figure V.4 – Chargement imposé au cours de la simulation de l'essai de fatigue mécano-thermique.

Figure V.5 – Modèle EF utilisé pour la simulation de l'essai de fatigue mécano-thermique.

V.2.1 Lois de comportement des différents constituants

V.2.1.1 Comportement du composite (loi TFA)

Pour simuler la réponse globale de la partie composite, on utilise un milieu homogène équivalent dont la loi de comportement est issue d'une approche multi-échelle construite à partir du formalisme TFA (Transformation Field Analysis) proposé par Dvorak en 1992 (Dvorak [1992]). Cette loi élasto-viscoplastique anisotrope inclue les comportements des différents constituants (fibre et matrice).

Généralement, les modèles micro-mécaniques sont basés sur des relations de localisation entre les échelles macroscopique et microscopique. En élasticité, ces relations sont bijectives et les champs de contrainte et de déformation micro et macro sont reliés par un tenseur d'ordre 4, appelé tenseur de localisation comme cela est indiqué dans les équations V.15 et V.16 :

$$\sigma = B : \Sigma \tag{V.15}$$

$$\epsilon = A : E \tag{V.16}$$

Quand le comportement local n'est plus élastique, d'autres hypothèses doivent être introduites dans la formulation de ces relations pour pouvoir lier les deux échelles micro et macro. Pour cela, Dvorak (Dvorak [1992]) a proposé l'approche TFA qui introduit l'influence des champs auxiliaires de déformation et de contrainte (champs de déformation et de contrainte libres) sur ces relations de localisation. Ces champs auxiliaires sont représentatifs des modifications locales des propriétés de chacune des sous-phases dues à la température et/ou la plasticité. Pour construire cette loi, un volume élémentaire représentatif du matériau composite est divisé en N sous-volumes au sein desquels les champs de déformation et de contrainte sont uniformes. Ce modèle relie les champs locaux (σ_r, ϵ_r) dans un sous-volume r et les champs macroscopiques (Σ, E) par les équations V.17 et V.18 :

$$\sigma_r = B_r : \Sigma - \sum_{s=1}^{N} F_{rs} : L_s : (\epsilon_s^p + \epsilon_s^{th}) \tag{V.17}$$

$$\epsilon_r = A_r : E + \sum_{s=1}^{N} D_{rs} : (\epsilon_s^p + \epsilon_s^{th}) \tag{V.18}$$

où B_r et A_r sont respectivement les tenseurs de localisation de contrainte et de déformation,

L_s est le tenseur des raideurs du sous-volume s,

F_{rs} et D_{rs} sont des tenseurs qui introduisent l'influence de la déformation inélastique, ϵ_s^i, somme de la déformation thermique et plastique, développée dans le sous-volume s sur le sous-volume r.

Les tenseurs de localisation et d'influence sont déterminés numériquement par la résolution d'un système de problèmes linéaires (6 pour le tenseur de localisation et $6 * N$ pour les tenseurs d'influence). En élasticité ou en viscoplasticité, ces tenseurs sont déterminés juste une seule fois au début de calcul (Carrere et al. [2003], Kruch et al. [2006]). En thermo-élasticité ou dans le cas des comportements endommageables, ces tenseurs doivent être recalculés à chaque fois que les propriétés élastiques des constituants varient. Pour résoudre ce problème, Chaboche et al. (Chaboche et al. [2001]) ont proposé d'introduire la déformation libre généralisée qui tient compte de tous les effets (thermiques et endommagement) et qui est exprimée par l'équation V.19 :

$$\epsilon_r^g = (\bar{L}_r^{-1}(T, D, ...) - L_r^{-1}) : \sigma_r + \epsilon_r^i \tag{V.19}$$

où $\bar{L}_r$ et L_r sont respectivement les tenseurs des raideurs actuelle et initiale du sous-volume r. Le champ de contrainte locale sera alors relié au champ macro par l'équation V.20 :

$$\sigma_r = B_r : \Sigma - \sum_{s=1}^{N} F_{rs} : L_s : \epsilon_s^g \tag{V.20}$$

L'étape d'homogénéisation est réalisée en calculant la moyenne volumique des champs locaux, pour les contraintes et les déformations, cela conduit aux équations V.21 et V.22 :

$$\Sigma = \sum_{r=1}^{N} \nu_r \sigma_r \tag{V.21}$$

$$E = \sum_{r=1}^{N} \nu_r \epsilon_r \tag{V.22}$$

Où ν_r désigne la fraction volumique du sous-volume r.

V.2.1.2 Comportement de la fibre SCS-6

La fibre SCS-6 possède un comportement thermo-élastique. La loi de comportement utilisée, dont les paramètres ont été identifiés par l'ONERA, est orthotrope.

V.2.1.3 Comportement de l'alliage Ti6242

Le comportement de l'alliage Ti6242 est de type viscoplastique. Pour modéliser ce comportement, nous avons utilisé une loi de comportement thermo-élasto-viscoplastique isotrope. Cette loi a été établie à travers plusieurs études (Baroumes [1998], Kruch et al. [2006]) et l'identification des paramètres a été réalisée par l'ONERA. Cette loi comporte un écrouissage isotrope et deux écrouissages cinématiques non linéaires qui sont associés aux lois thermo-élastiques. La formulation de cette loi est la suivante :

Partition des déformations

$$\begin{cases} \epsilon = \epsilon_e + \epsilon_{vp} & \text{(V.23)} \\ \epsilon_e = S : \sigma + \alpha(T - T_0) & \text{(V.24)} \end{cases}$$

Fonction seuil

$$\begin{cases} f = J_2(\sigma - X) - R & \text{(V.25)} \\ J_2(\sigma - X) = \sqrt{\frac{3}{2}(s - X) : (s - X)} & \text{(V.26)} \\ s = \sigma - \frac{1}{3} tr(\sigma) I & \text{(V.27)} \end{cases}$$

Écoulement viscoplastique

$$\dot{\epsilon}_{vp} = \frac{3}{2} \left\langle \frac{f}{K(T)} \right\rangle^{n(T)} \frac{s - X}{J_2(\sigma - X)} \quad \text{(V.28)}$$

Déformation plastique cumulée

$$\dot{p} = \sqrt{\frac{3}{2} \dot{\epsilon}_{vp} : \dot{\epsilon}_{vp}} \quad \text{(V.29)}$$

Écrouissage isotrope

$$R = R_0(T) + Q(T)(1 - \exp(-bp)) \quad \text{(V.30)}$$

Écrouissage cinématique

$$\begin{cases} X = X_1 + X_2 & \text{(V.31)} \\ \dot{X}_i = D_i(T)(\frac{2}{3} \frac{C_i(T)}{D_i(T)} \dot{\epsilon}_{vp} - X_i \dot{p}) & \text{(V.32)} \end{cases}$$

V.2.2 Détermination du module de Young du composite SCS-6/Ti6242

Les matériaux de structure possèdent une échelle physique au-delà de laquelle ils ne peuvent plus être considérés comme homogènes. C'est le cas des matériaux composites, quand on se place à l'échelle du renfort. Pour le dimensionnement d'une structure, la prise en compte de l'ensemble des hétérogénéités constitue toutefois une tâche inenvisageable à ce jour. Il s'avère donc indispensable « d'idéaliser »le matériau en le considérant comme continu et donc en moyennant ses propriétés à une certaine échelle dépendant de sa microstructure. Les propriétés effectives du milieu homogène équivalent cherché peuvent être obtenues en résolvant un problème aux limites sur le volume élémentaire représentatif, à condition que celui-ci soit suffisamment petit pour prendre en compte la structure microscopique du matériau et suffisamment grand pour pouvoir décrire son comportement global.

V.2.2.1 Homogénéisation périodique

Les coupes transversales réalisées sur les éprouvettes testées au cours de cette étude ont montré que le CMTi possède une structure périodique avec un arrangement hexagonal du renfort. Dans le cas d'une distribution périodique des constituants, le volume élémentaire représentatif nécessaire se réduit à une cellule élémentaire permettant de reconstituer l'ensemble de la microstructure par simple translation. La cellule élémentaire qui a été choisie et qui permet de reconstruire par périodicité l'ensemble du composite, est représentée figure V.6. Les dimensions de cette dernière dépendent de la fraction volumique des fibres, V_f, et sont données par les équations V.33 et V.34 :

$$a = r_f \sqrt{\frac{\pi}{V_f} \frac{2}{3\sqrt{3}}} \tag{V.33}$$

$$h = \frac{\sqrt{3}}{2} a \tag{V.34}$$

où r_f est le rayon de la fibre.

Pour déterminer les propriétés effectives de la cellule, on applique des conditions aux limites de périodicité qui permettent d'imposer une déformation moyenne macroscopique E et de chercher le champ de déplacement correspondant, exprimé par l'équation V.35 :

$$u(x) = Ex + \nu(x) \tag{V.35}$$

ν représente le déplacement périodique qui prend des valeurs identiques en deux points homologues du contour extérieur de la cellule.

Le vecteur contrainte $\sigma.n$ prend des valeurs opposées sur les faces opposées.

En moyennant les contraintes et les déformations (équations V.36 et V.37) sur l'ensemble du VER, on peut déterminer les propriétés élastiques du matériau homogénéisé.

$$\Sigma = \langle \sigma \rangle_{cellule} \tag{V.36}$$

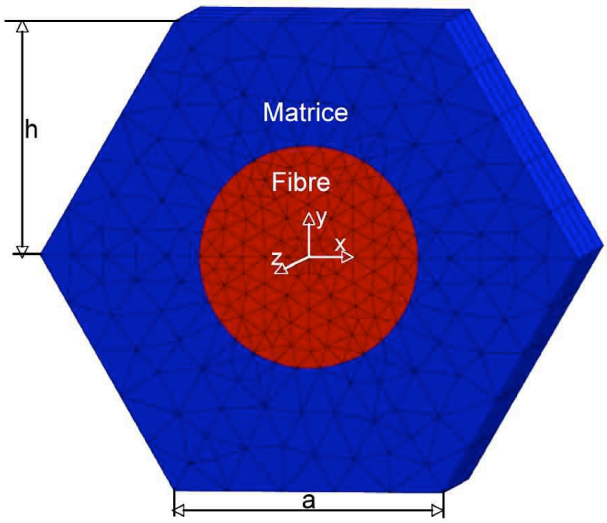


Figure V.6 – Cellule hexagonale périodique, $V_f = 20$ %.

$$E = \langle \epsilon \rangle_{cellule} \tag{V.37}$$

V.2.2.2 Résultats des calculs

Le matériau composite est assimilable à un matériau orthotrope[1] . Neuf problèmes aux limites en imposant une composante non nulle du tenseur E à chaque fois, sont considérés afin de déterminer les constantes élastiques, qui sont :

Les modules d'élasticité E_1, E_2, E_3

Les modules de cisaillement G_{23}, G_{13}, G_{12}

Les coefficients de Poisson $\nu_{23}, \nu_{13}, \nu_{12}$.

Le calcul des propriétés élastiques du CMTi a été effectué pour trois fractions volumiques de fibres (20 %, 25 % et 30 %) et à différentes températures (20 °C, 200 °C, 300 °C, 400 °C et 500 °C). La fibre est considérée comme un matériau orthotrope et la matrice de titane a un comportement élastique isotrope. Un exemple de calcul de la matrice de souplesse du composite pour une fraction volumique de fibres de 20% déterminée à la température ambiante, est présenté ci-dessous. La figure V.7 présente le champ de contraintes σ_{12} obtenu lorsqu'on impose une déformation macroscopique $E_{12} = 0,1$ %.

Matrice de souplesse

*0,001

$$\begin{bmatrix} 0{,}0080 & -0{,}0024 & -0{,}0018 & 0 & 0 & 0 \\ -0{,}0024 & 0{,}0080 & -0{,}0018 & 0 & 0 & 0 \\ -0{,}0018 & -0{,}0018 & 0{,}0060 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0{,}0092 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0{,}0092 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0{,}0094 \end{bmatrix}$$

1. Un matériau orthotrope est un matériau à 3 plans de symétrie orthogonaux deux à deux. 9 constantes d'élasticité sont nécessaires pour déterminer sa matrice de rigidité.

Les coefficients du tenseur de souplesse s'expriment à l'aide de constantes mécaniques calculées ci-après :

$E_1 = E_2 = 125000$ MPa, $E_3 = 166666,66$ MPa

$G_{23} = G_{13} = 54347,82$ MPa, $G_{12} = 53191,48$ MPa

$\nu_{23} = \nu_{13} = 0,299$, $\nu_{12} = 0,3$

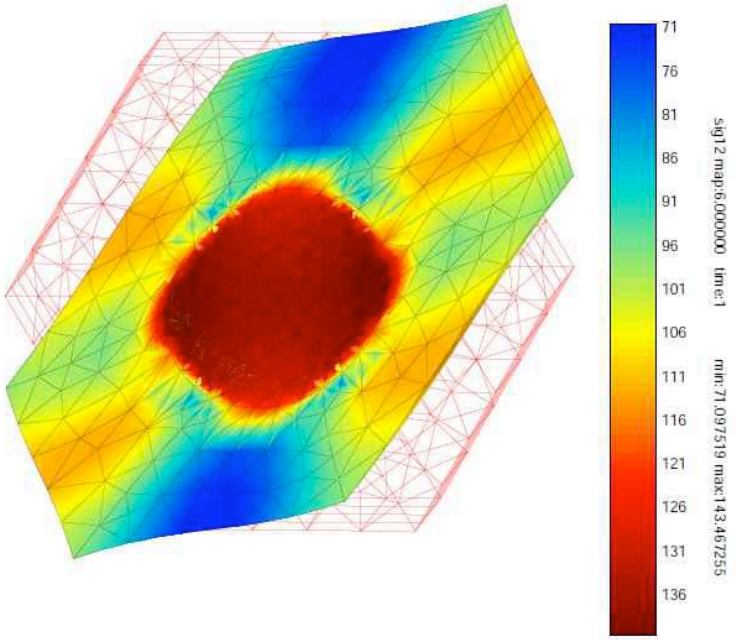


Figure V.7 – Contraintes de cisaillement σ_{12}, état déformé de la cellule, $V_f = 20$ %, $T = 20$ °C.

La figure V.8 présente l'évolution du module de Young longitudinal simulé E_3, en fonction de la fraction volumique des fibres. On remarque que le module évolue linéairement avec la fraction volumique pour les différentes températures simulées. Lors de la simulation de l'essai de fatigue mécano-thermique, la fraction volumique des fibres locale est égale à 25 % ce qui donne une fraction volumique globale de 22,5 %. La figure V.9 présente l'évolution du module simulée E_3 pour cette fraction volumique, en fonction de la température. On remarque que le module calculé donne une allure assez représentative de l'évolution expérimentale de module de Young. L'évolution du module de Young longitudinal simulé en fonction de la température est estimée par une fonction polynomiale de degré 3, dont les coefficients sont identifiés à l'aide d'une régression (comme on procède expérimentalement). Le module de Young peut alors être calculé pour toutes les températures intermédiaires du cycle, à l'aide de l'équation V.38 :

$$E(T_i) = aT_i^3 + bT_i^2 + cT_i + d \tag{V.38}$$

où

$a = -7,04 \cdot 10^{-4}$ MPa°C^{-3}, $b = 5,12 \cdot 10^{-1}$ MPa°C^{-2}, $c = -1,83 \cdot 10^{+2}$ MPa°C^{-1}, $d = 175717$ MPa.

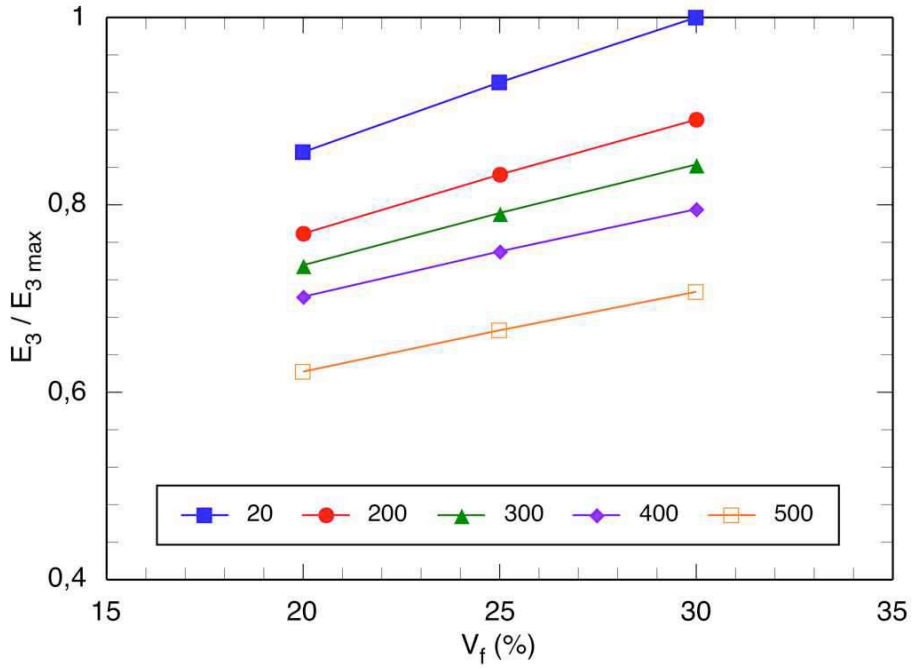


Figure V.8 – Évolution du module de Young simulé E_3 en fonction de V_f.

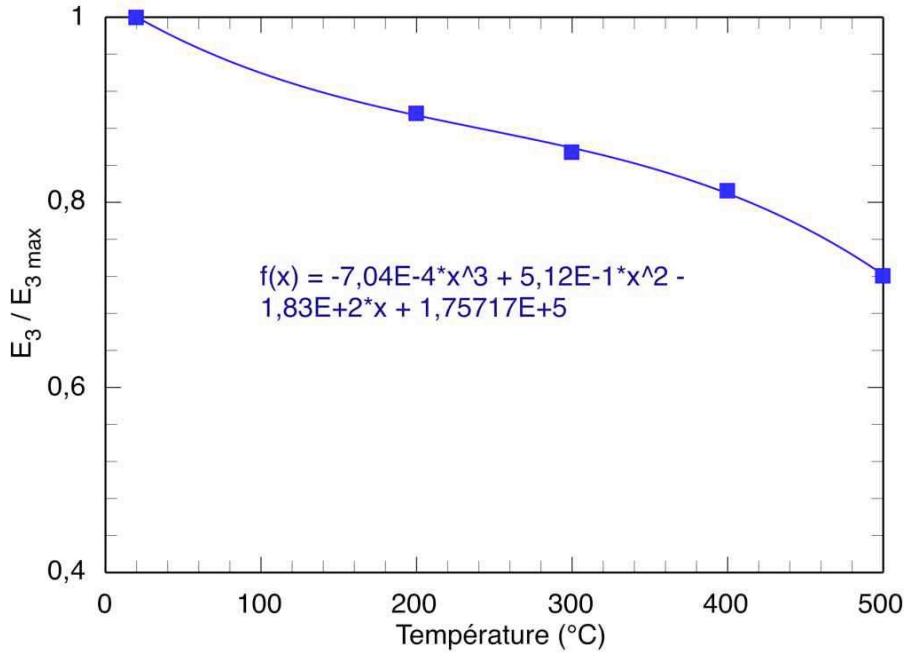


Figure V.9 – Évolution du module de Young simulé E_3 en fonction de la température, $V_f = 22,5$ %.

V.2.3 Calcul des contraintes résiduelles d'élaboration (CRE)

À l'issue de l'étape d'élaboration, le composite est soumis à un champ de contraintes résiduelles généré lors du refroidissement et qui est dû à la différence des coefficients de dilatation thermique entre la fibre et la matrice. Le cycle d'élaboration des composites SiC/Ti est décrit par la figure V.10. Pour reproduire ce champ résiduel par simulation, on va comparer la valeur simulée de la déformation axiale résiduelle dans la fibre avec la valeur mesurée expérimentalement au cours de cette étude. La valeur de la déformation résiduelle axiale dans les filaments, mesurée expérimentalement par dissolution complète de la matrice, est de l'ordre de $-0,0021 \pm 2 \cdot 10^{-4}$.

L'assemblage des constituants du composite est effectué à une température entre 900 °C et 1000 °C. La matrice est dans un état super-plastique, comme le montre la figure V.11 qui présente l'évolution de la limite d'élasticité de la matrice en fonction de la température, tandis que les fibres conservent un comportement élastique. Dans ce cas, la matrice relaxe la totalité des contraintes et s'écoule comme un fluide visqueux. La descente en température implique une apparition de contraintes dans l'assemblage. Elle s'accompagne d'une relaxation de ces dernières, grâce à des mécanismes matriciels (fluage, plasticité). L'écoulement plastique responsable de cette relaxation, est favorisé par les hautes températures et par le cycle de pression exercé sur l'assemblage (Baheiel din and Dvorak [1995], Baroumes [1998], Rousset [2008]). Alors que dans d'autres études, la composante de pression n'a pas été prise en compte lors des simulations des CRE, ces auteurs ont montré que celle-ci n'avait pas d'influence sur les valeurs finales des contraintes résiduelles obtenues (Hertz-Clemens [2002]). Pour retrouver la valeur de la déformation résiduelle dans les filaments, on utilise le concept de la « Free Stress Temperature (FST) ». La FST désigne la température au-dessus de laquelle toute contrainte est automatiquement relaxée. On l'associe à la température maximale T_{max} du cycle de compaction.

Dans nos calculs, on a simulé juste la descente en température. Aucune pression n'est imposée durant la phase de refroidissement. Pour reproduire la déformation résiduelle mesurée expérimentalement, la température T_{max} est fixée à 870 °C dans les simulations. La valeur de la déformation résiduelle axiale simulée dans la fibre est égale à $-0,0025$. Les figures V.12 et V.13 présentent l'évolution du champ résiduel d'élaboration calculé dans les différentes phases respectivement à l'échelle de l'éprouvette et à l'échelle des constituants. On constate sur la figure V.12, que la partie composite est en légère compression et la gaine de titane est en tension à la fin de l'étape d'élaboration à la température ambiante. Les mêmes évolutions ont été observées à l'échelle des constituants (figure V.13) où la fibre est en état de compression axiale et la matrice est en état de tension axiale.

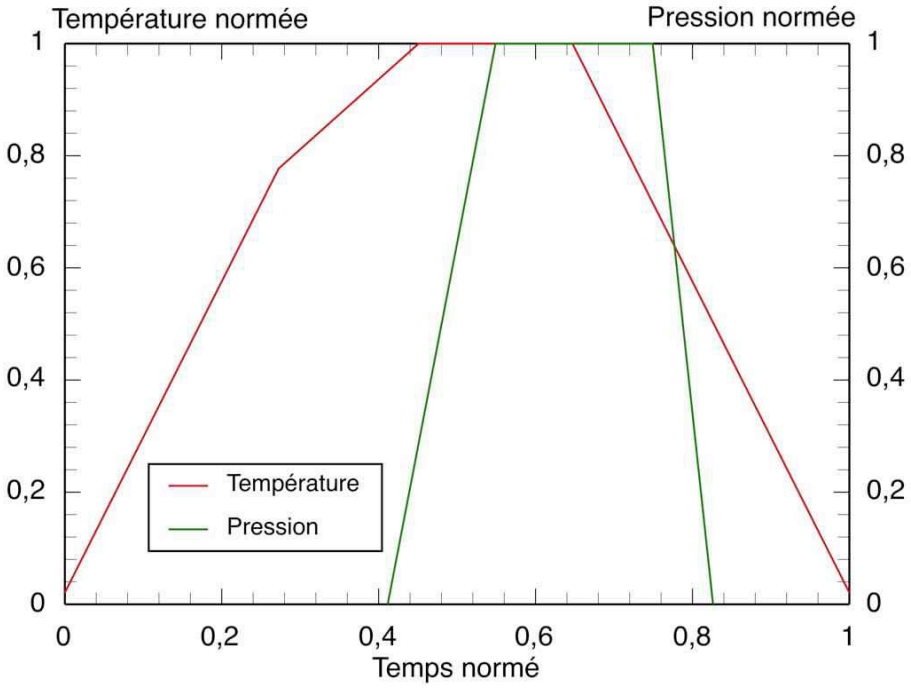


Figure V.10 – Cycle d'élaboration des composites SiC/Ti.

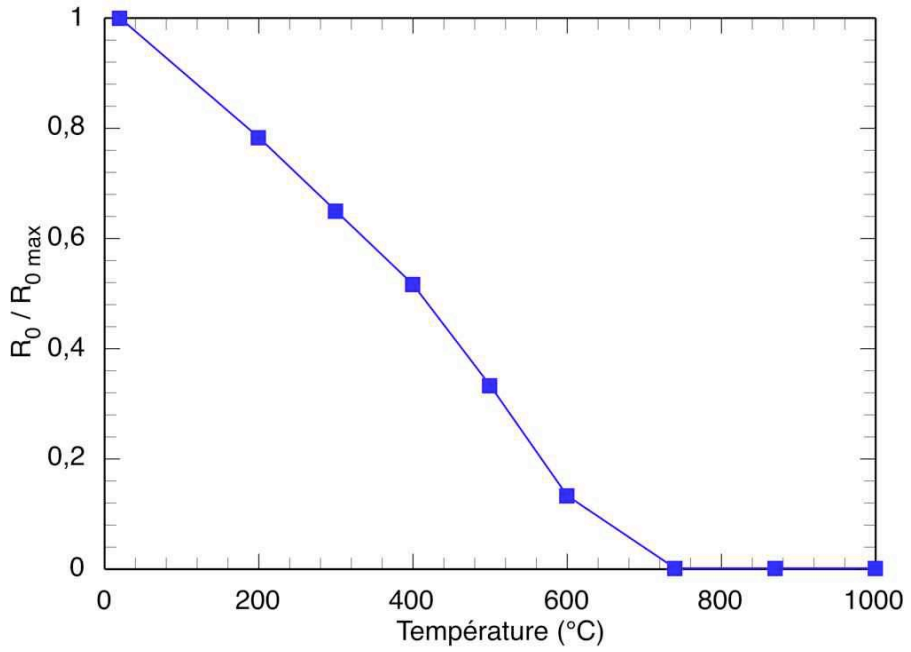
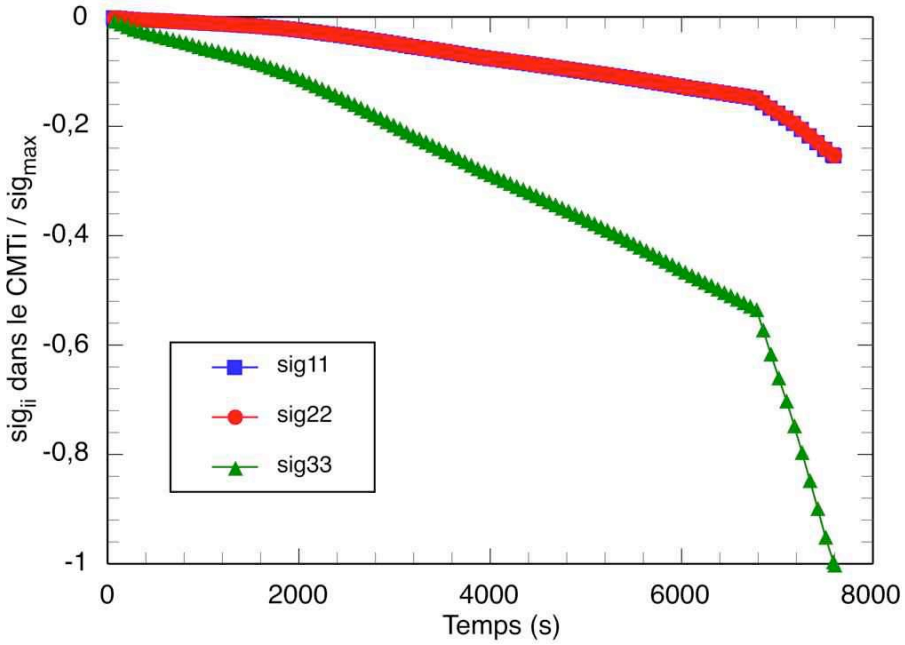
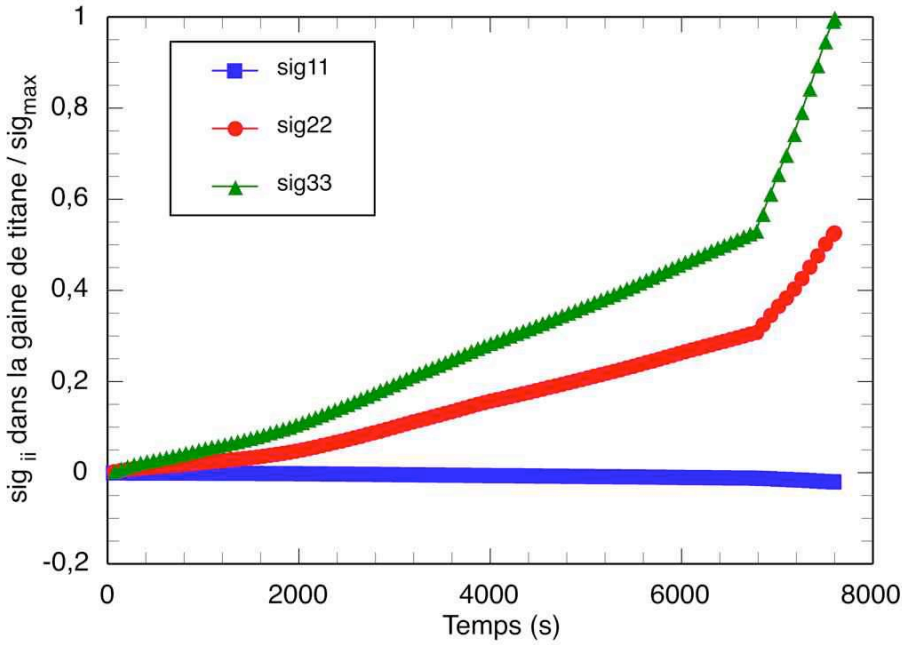


Figure V.11 – Évolution de la limite d'élasticité de la matrice en fonction de la température.

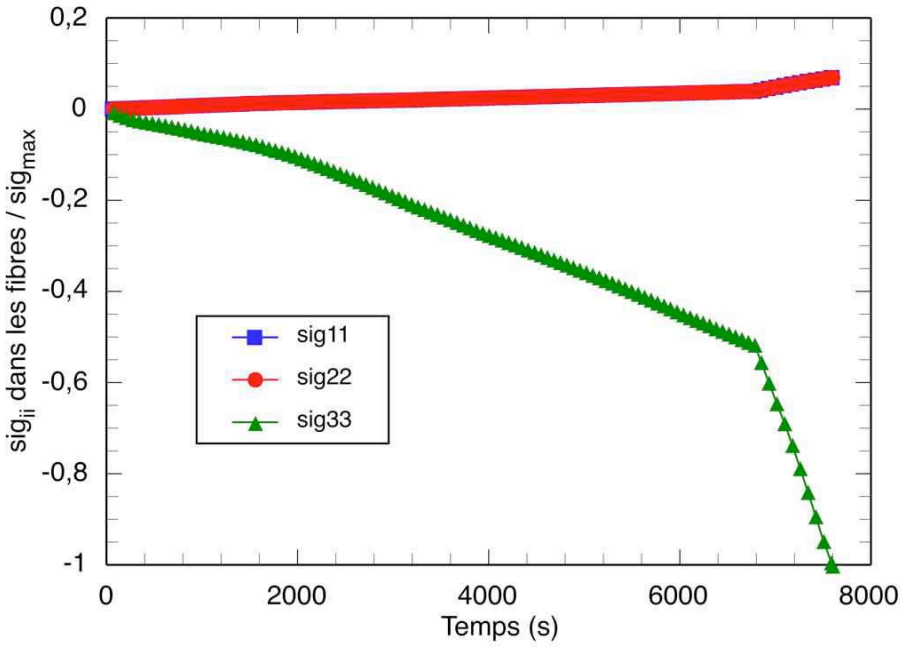


(a) CMTi.

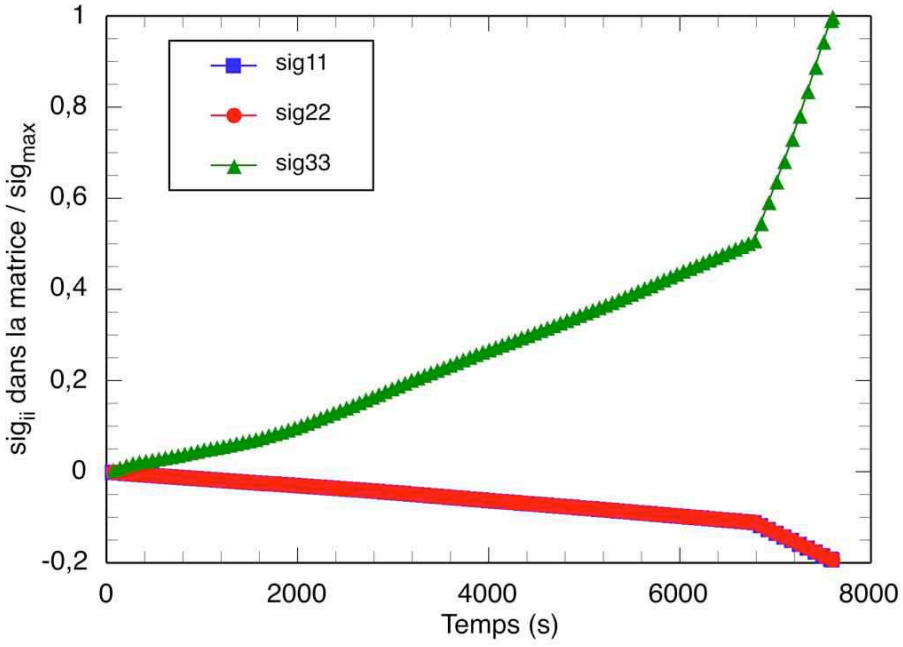


(b) Gaine de titane.

Figure V.12 – Évolution du champ résiduel d'élaboration, échelle de l'éprouvette.



(a) Fibres.



(b) Matrice du composite.

Figure V.13 – Évolution du champ résiduel d'élaboration, échelle des constituants.

V.2.4 Modélisation du comportement du CMTi en fatigue mécano-thermique

Les simulations ont été effectuées pour un nombre de cycles important ($N = 1000$ cycles) pour chaque niveau de chargement. Pour alléger ces calculs, on a eu recours à la procédure de sauts de cycles ; Lorsque l'évolution de l'ensemble des variables reste stable d'un cycle à un autre, on peut extrapoler explicitement cette évolution pour quelques cycles. Cette méthode est bien détaillée dans la thèse de Rousset (Rousset [2008]).

Les figures V.14, V.15 et V.16 présentent les boucles contrainte-déformation obtenues expérimentalement et par le calcul respectivement pour les niveaux de chargement 900 MPa, 925 MPa et 975 MPa. Sur ces figures, sont reportées les évolutions des déformations mécaniques et plastiques pour les deux premiers cycles de fatigue. On remarque que le modèle simule bien la partie élastique pour les différents niveaux de contraintes et pour les deux cycles simulés. Par contre, il prévoit une déformation plastique résiduelle plus importante que l'expérience aussi bien pour le premier cycle que le deuxième. Ceci peut être expliqué par la faible variation de contrainte d'écoulement. En effet, une légère variation de la valeur de la contrainte entraîne une variation importante dans la valeur de la déformation résiduelle.

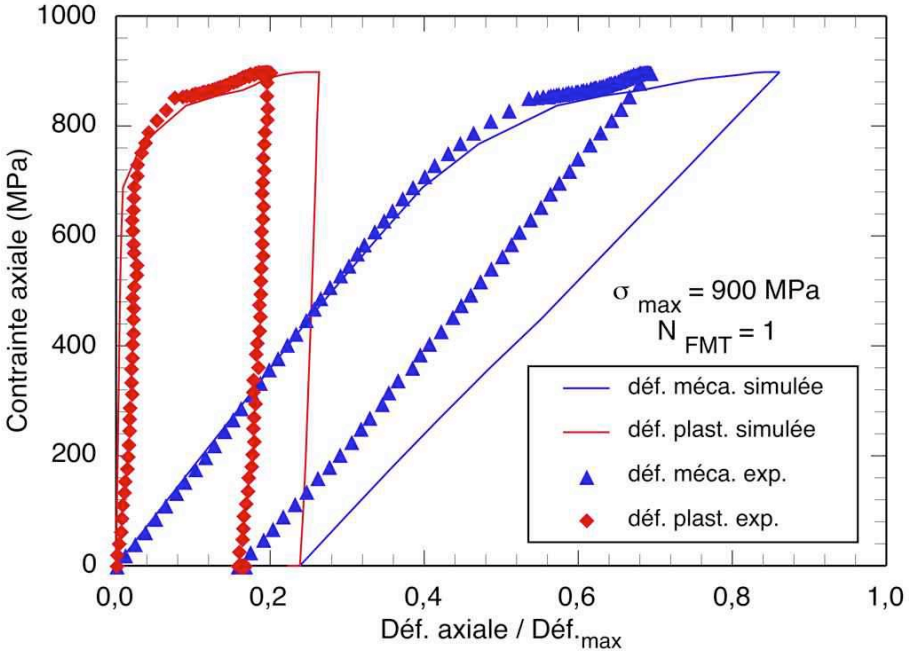
V.2.5 Chargement imposé aux différents constituants

Les figures V.17 et V.18 montrent les évolutions des contraintes axiales supportées respectivement par le composite et la gaine de titane au cours du chargement imposé lors de la simulation, pour les niveaux de contraintes 900 MPa, 925 MPa, 950 MPa, 975 MPa et 1000 MPa. On constate une augmentation du niveau moyen de contraintes dans le composite (figure V.17) et une relaxation de la contrainte moyenne dans la sur-épaisseur de titane liée à la viscoplasticité de l'alliage de titane à haute température (figure V.18). L'augmentation de la contrainte moyenne caractérise un report de charge progressif depuis le titane du conteneur vers le composite. Les évolutions des contraintes axiales dans les fibres et dans la matrice du composite, au cours du chargement imposé pour les mêmes niveaux de contraintes, sont représentées respectivement par les figures V.19 et V.20. La même observation notée à l'échelle du composite est présente à l'échelle des constituants (fibres et matrice). On constate une augmentation du niveau moyen des contraintes dans les fibres et une diminution de celui-ci dans la matrice. Ce phénomène traduit un report de charge progressif de la matrice vers les fibres. On remarque aussi que l'état initial des contraintes résiduelles de compression dans les fibres, issu de l'étape d'élaboration, se relaxe dès le premier cycle de chargement. Cet état de contraintes passe en tension et augmente avec le nombre de cycles de fatigue mécano-thermique. Cet effet est illustré par la figure V.21, qui représente l'évolution des contraintes résiduelles dans la fibre et dans la matrice au cours de chargement (après l'étape d'élaboration, le passage de 20 °C à 100 °C, fin du cyclage thermique et au cours de chargement de fatigue mécano-thermique à la fin des cycles n° 1, n° 2, n° 99, n° 468 et n° 1000 pour le niveau de contrainte 925 MPa et à la fin des cycles n° 1, n° 2, n° 104, n° 478 et n° 845 pour le niveau de contrainte 975 MPa). Après un saut au premier cycle de fatigue mécano-thermique où les fibres passent en traction et la matrice en compression, le niveau de contraintes résiduelles dans les fibres continue à augmenter progressivement

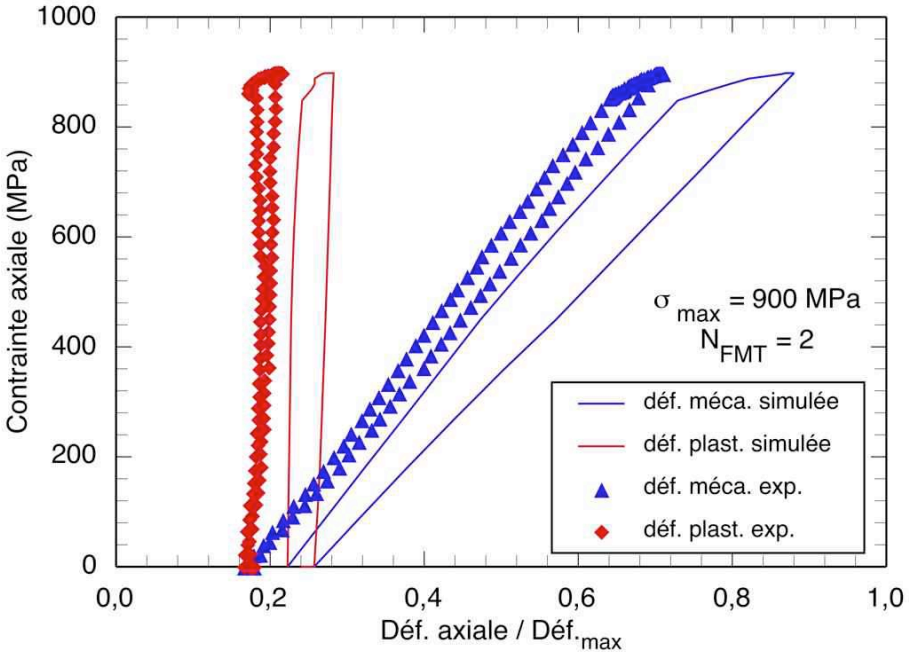
et tend à se stabiliser au bout de 500 cycles de fatigue. On note aussi que le cyclage thermique n'influence pas les valeurs des contraintes résiduelles.

Les figures V.22 et V.23 présentent l'évolution de la contrainte axiale supportée respectivement par les fibres et la matrice au cours des cycles n° 1, n° 2, n° 99, n° 468 et n° 1000 pour le niveau de chargement 925 MPa. Pendant le premier cycle de fatigue, on remarque que la variation de la contrainte imposée aux fibres est similaire à celle de la contrainte macroscopique appliquée. La fibre est sollicitée donc à contrainte imposée, tandis que la matrice subit un chargement mixte. Cette tendance s'inverse à partir du deuxième cycle de fatigue mécano-thermique. Ceci est relié au fait que les contraintes internes à chargement nul s'inversent dès le premier cycle de fatigue (les fibres passent en traction et la matrice en compression). Les niveaux de contraintes dans la fibre augmentent avec le nombre de cycles. Cette augmentation n'est pas linéaire : elle est très importante au premier cycle et beaucoup plus faible aux cycles suivants.

La figure V.24 présente l'évolution de la déformation axiale macroscopique en fonction du temps, pour les niveaux de chargement 900 MPa, 925 MPa, 950 MPa, 975 MPa et 1000 MPa. On remarque sur cette figure, qu'il y a du rochet mécanique ayant une forme comparable à l'expérience. Ce rochet est très important dans les premiers cycles de fatigue et tend à se stabiliser au bout de 500 cycles de fatigue mécano-thermique. Dans le cas d'un chargement axial, et en l'absence de glissement relatif entre les fibres et la matrice, il y a donc iso-déplacement entre fibres et matrice. Un rochet mécanique macroscopique s'accompagne alors d'une surcharge progressive des fibres. Cet effet est décrit dans la littérature par Legrand (Legrand [1997]). Pour un chargement cyclique du composite constant, la contrainte moyenne supportée par la matrice diminue : l'équilibre implique que les fibres soient surchargées. Ce phénomène semble donc montrer que la matrice est majoritairement sollicitée lors des premiers cycles, puisque la contrainte moyenne qu'elle supporte diminue progressivement (figure V.25). L'accumulation de déformations plastiques axiales dans la matrice provoque une surcharge progressive des fibres à tel point que les contraintes internes s'inversent entre les constituants. Ce rapport des contraintes internes continue d'évoluer car la matrice accumule des déformations anélastiques à chaque cycle. A chargement macroscopique nul, les fibres passent en traction et provoquent de la compression plastique dans la matrice. Cette plasticité en compression contrebalance les déformations plastiques positives, ce qui stabilise alors le rochet mécanique macroscopique.

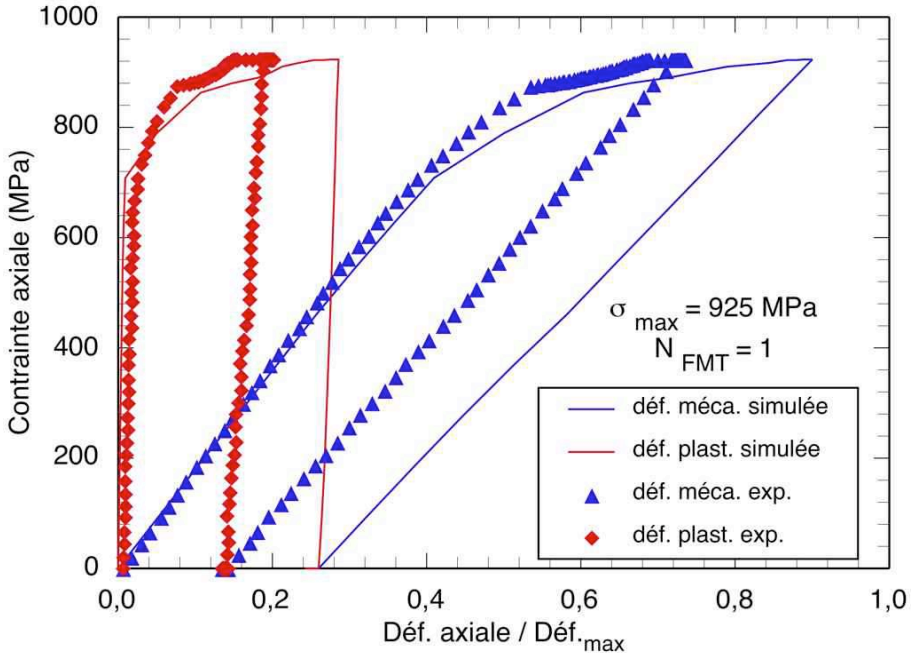


(a)

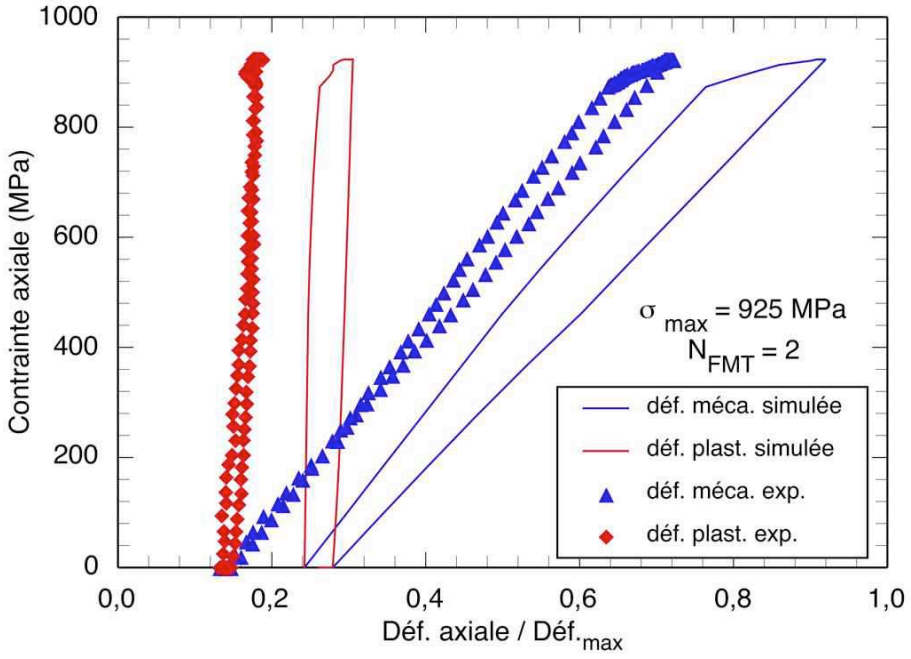


(b)

Figure V.14 – Comparaison des boucles FMT contrainte-déformation simulées et expérimentales, $\sigma_{max} = 900$ MPa.

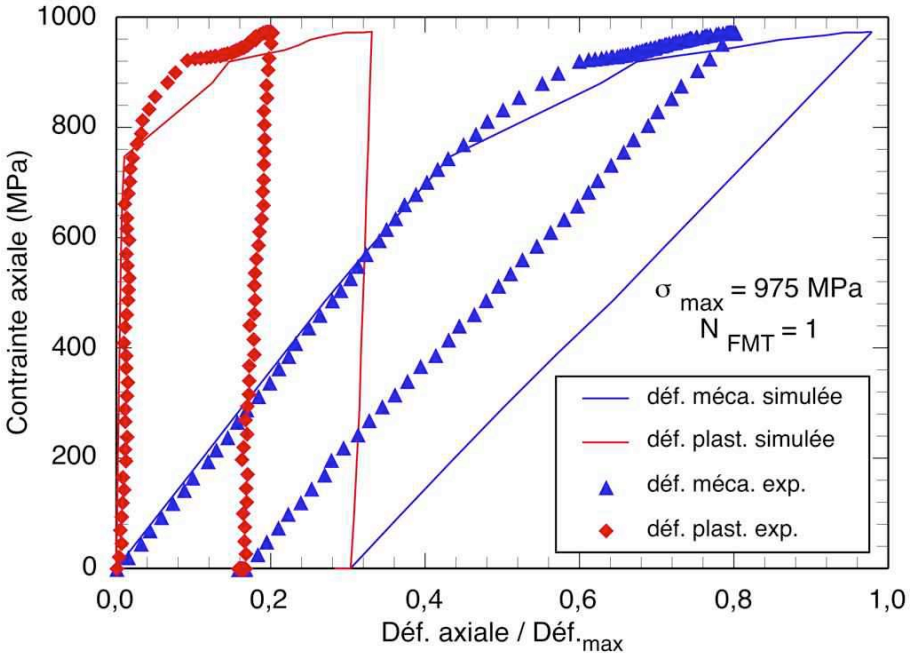


(a)

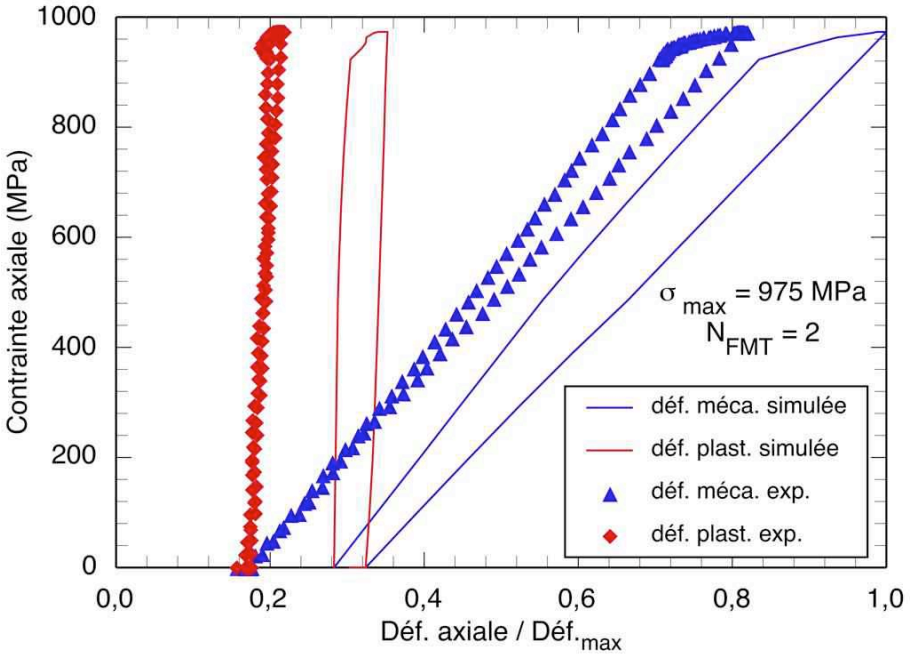


(b)

Figure V.15 – Comparaison des boucles FMT contrainte-déformation simulées et expérimentales, $\sigma_{max} = 925$ MPa.



(a)



(b)

Figure V.16 – Comparaison des boucles FMT contrainte-déformation simulées et expérimentales, $\sigma_{max} = 975$ MPa.

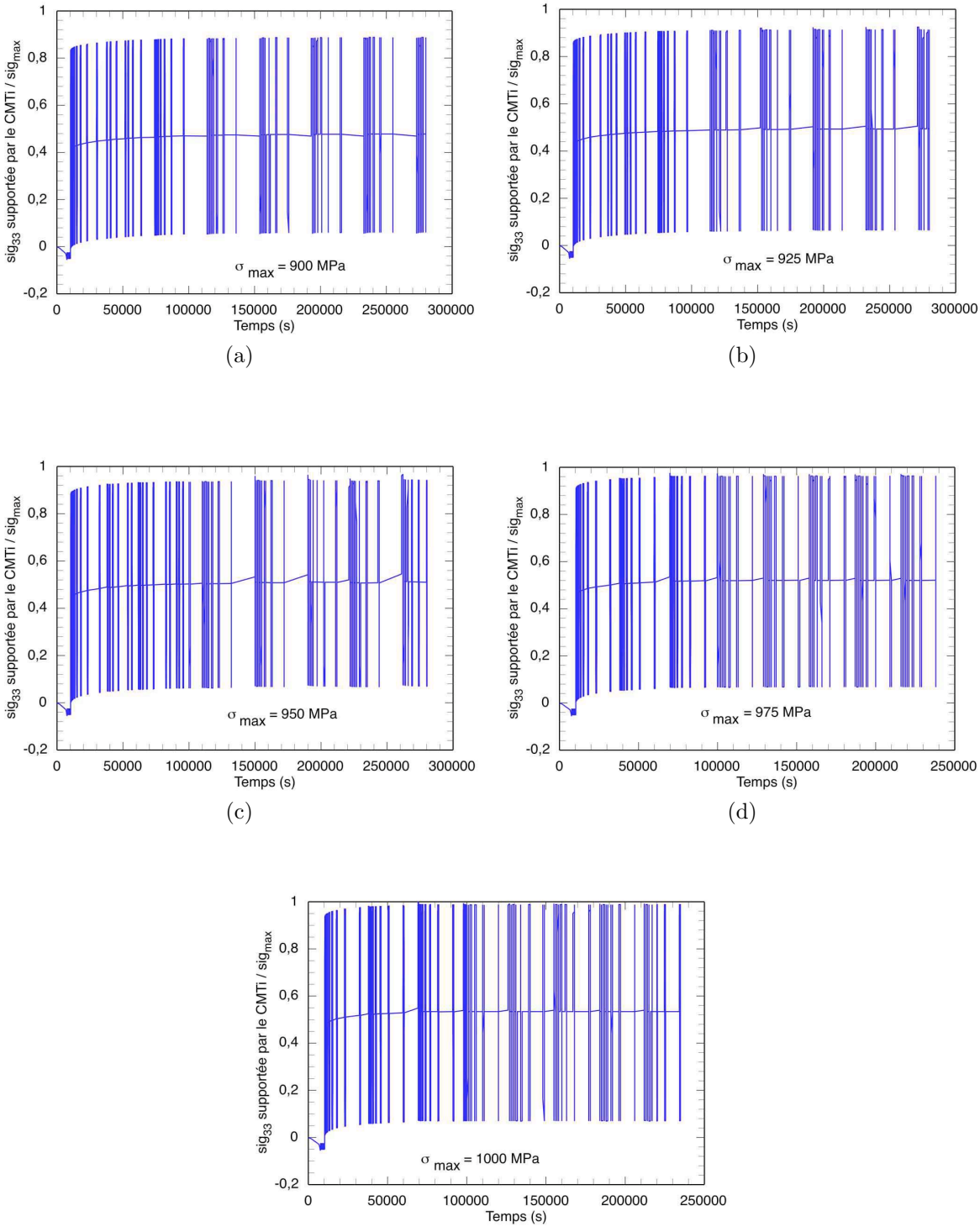


Figure V.17 – Évolution de la contrainte axiale supportée par la partie composite, cycle FMT-90 s-[100 °C - 450 °C].

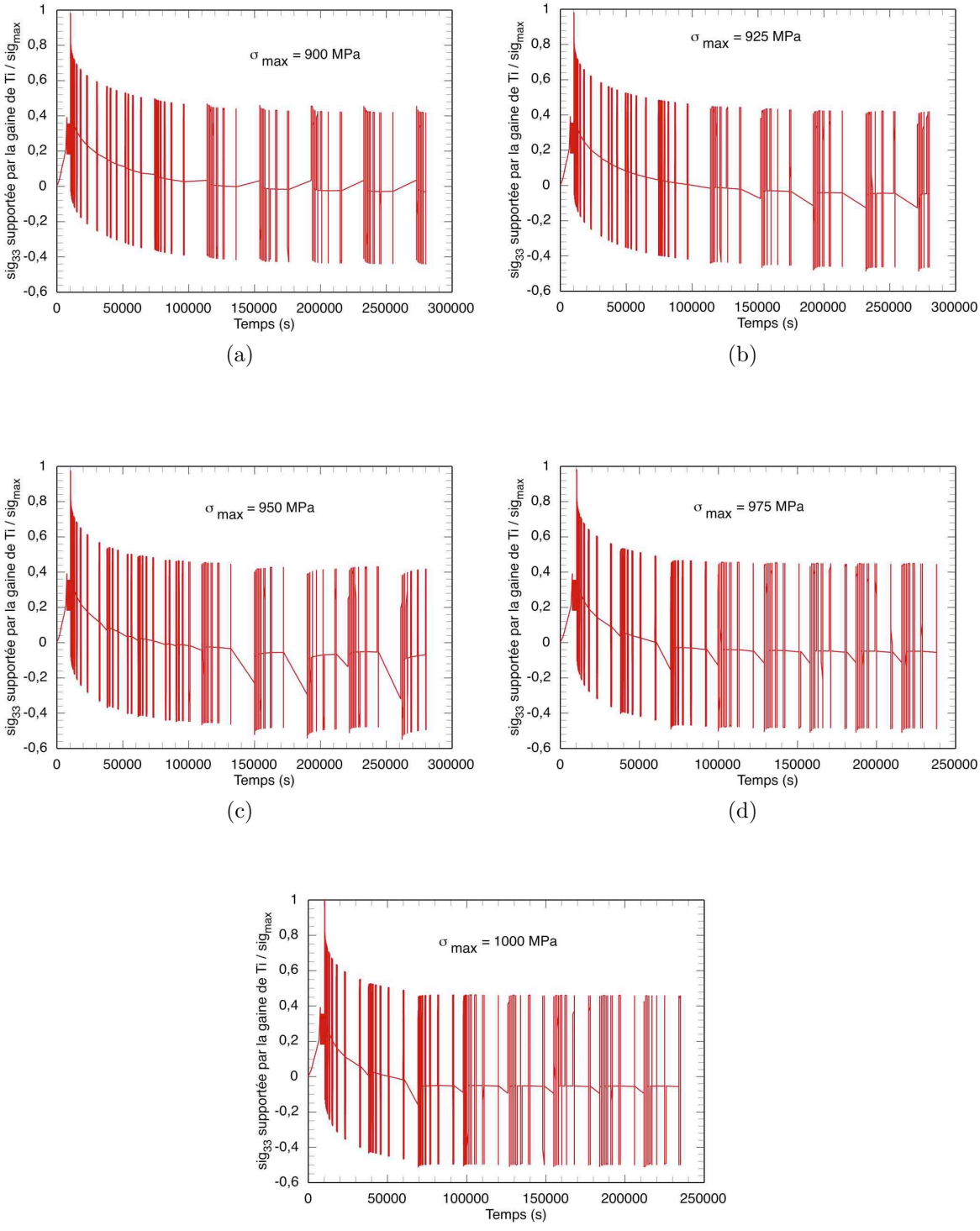


Figure V.18 – Évolution de la contrainte axiale supportée par la gaine de titane, cycle FMT-90 s-[100 °C - 450 °C].

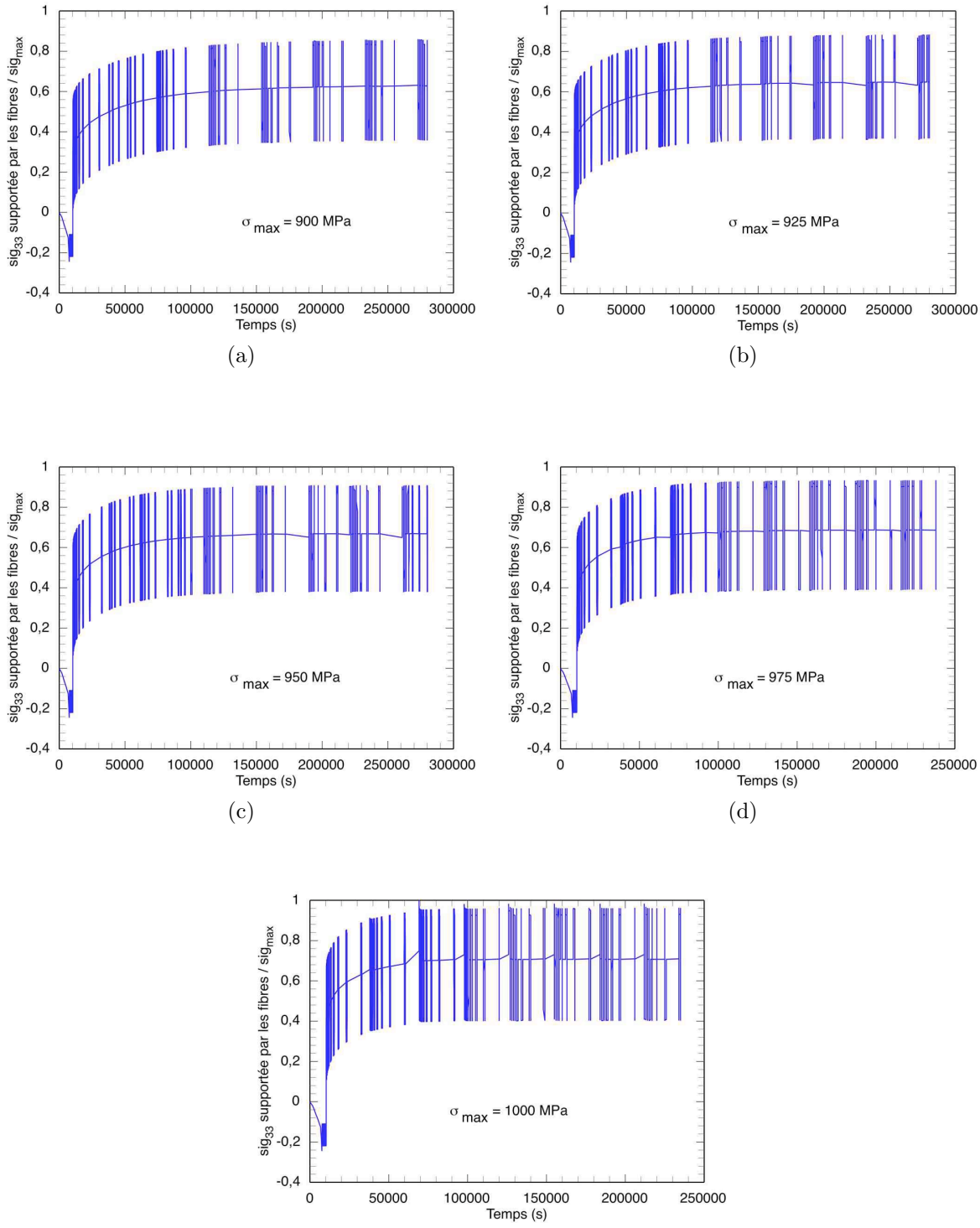


Figure V.19 – Évolution de la contrainte axiale supportée par les fibres, cycle FMT-90 s-[100 °C - 450 °C].

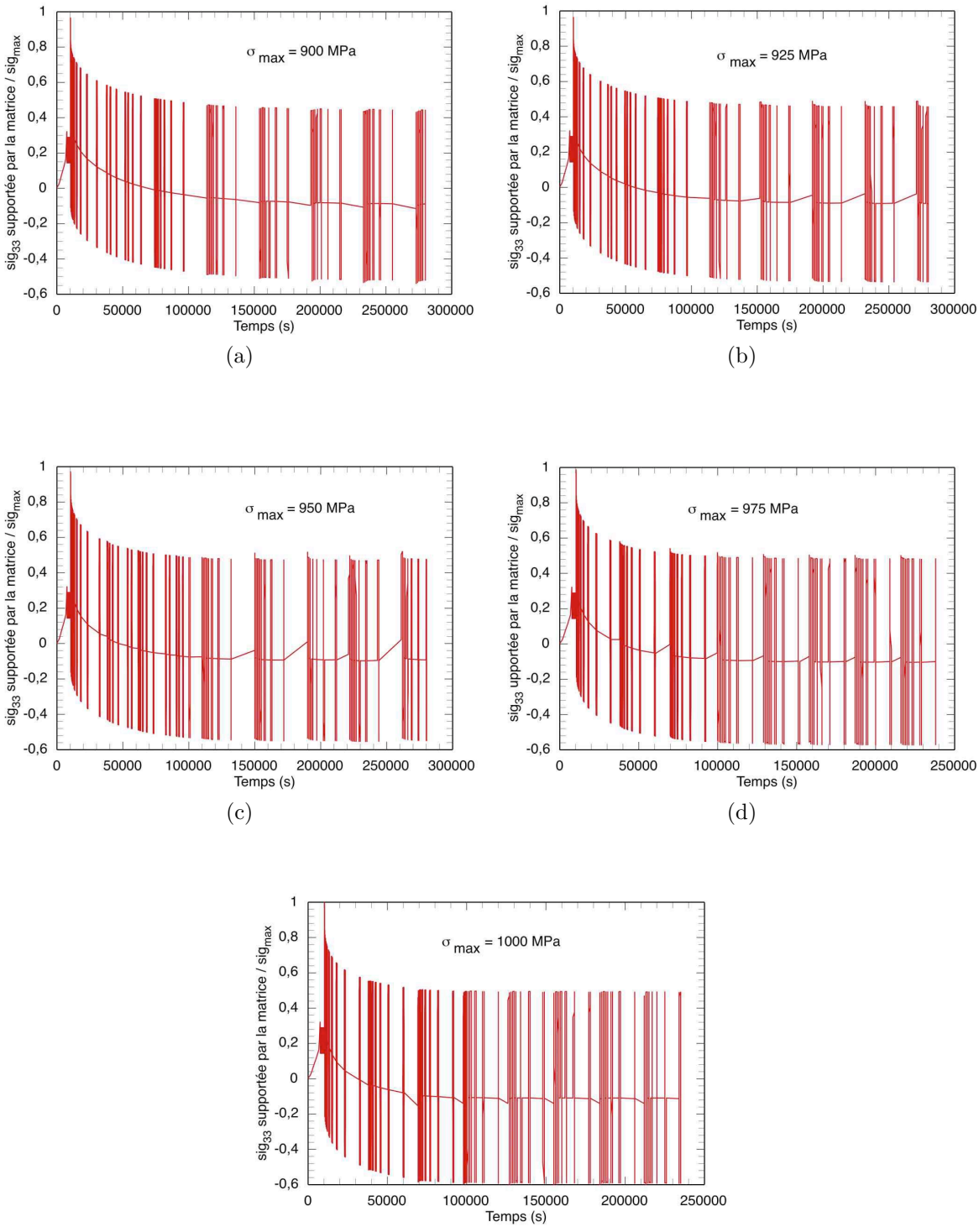
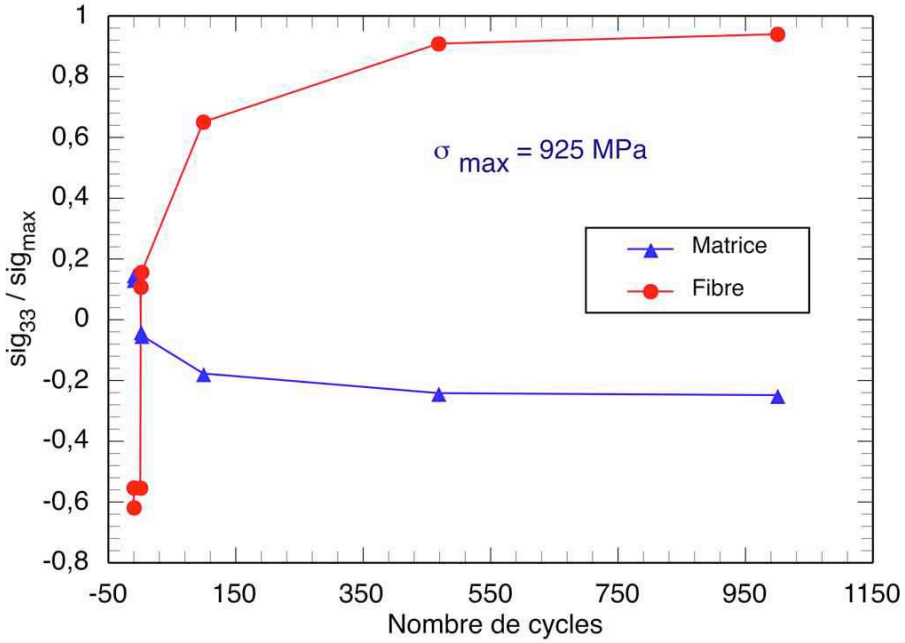
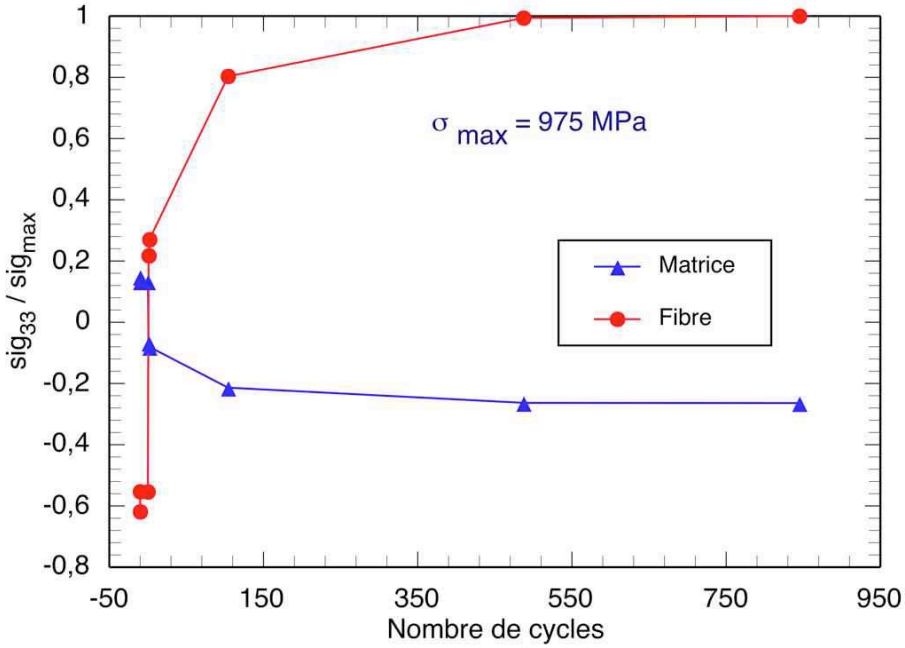


Figure V.20 – Évolution de la contrainte axiale supportée par la matrice du composite, cycle FMT-90 s-[100 °C - 450 °C].



(a) $\sigma_{max} = 925$ MPa.



(b) $\sigma_{max} = 975$ MPa.

Figure V.21 – Évolution des contraintes résiduelles dans la fibre et dans la matrice au cours de chargement, cycle FMT-90 s-[100 °C - 450 °C].

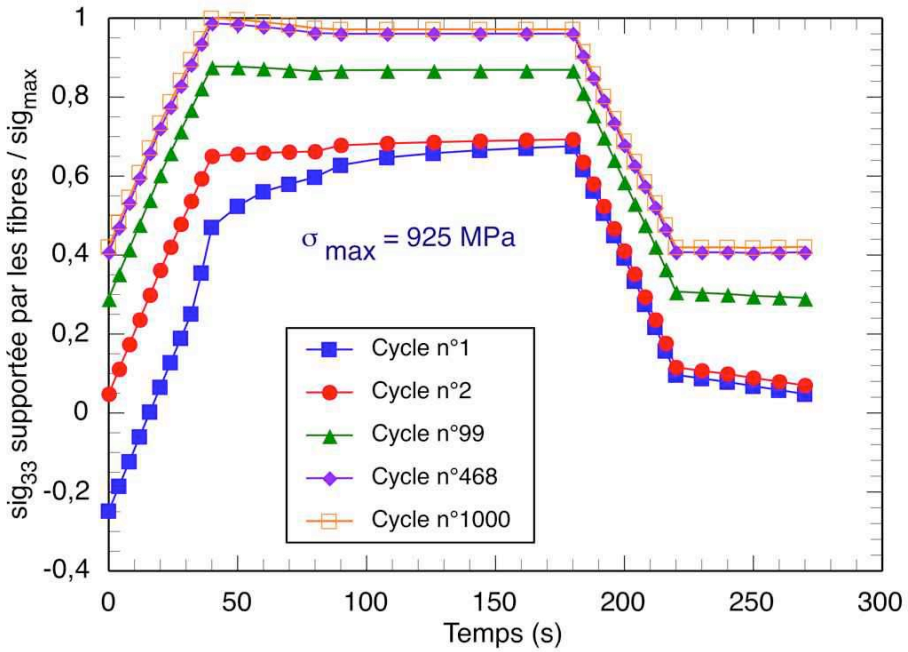


Figure V.22 – Évolution de la contrainte axiale supportée par les fibres en fonction du temps, cycle FMT-90 s-[100 °C - 450 °C], $\sigma_{max} = 925$ MPa.

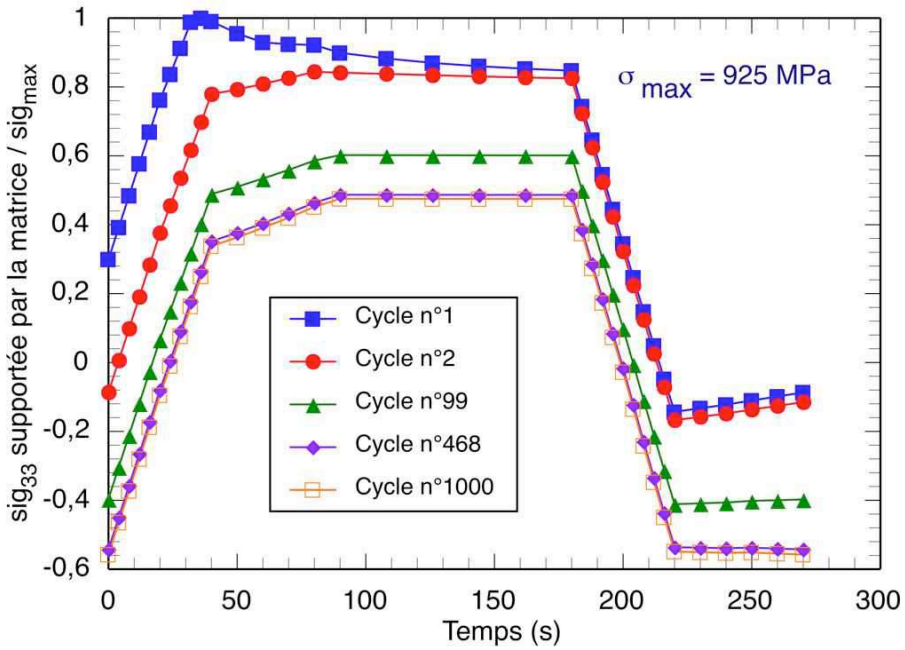


Figure V.23 – Évolution de la contrainte axiale supportée par la matrice en fonction du temps, cycle FMT-90 s-[100 °C - 450 °C], $\sigma_{max} = 925$ MPa.

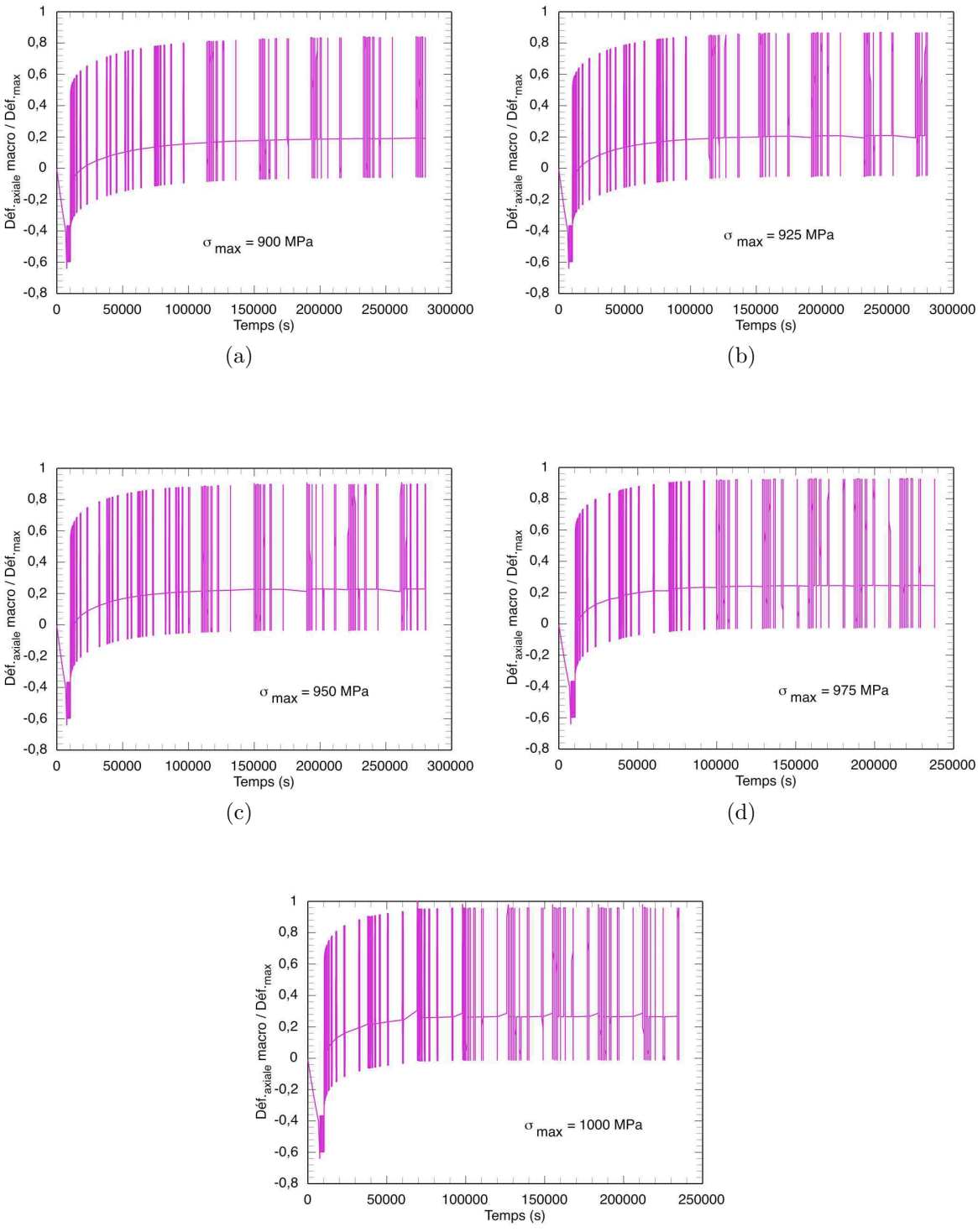


Figure V.24 – Évolution de la déformation axiale macroscopique, cycle FMT-90 s-[100 °C - 450 °C].

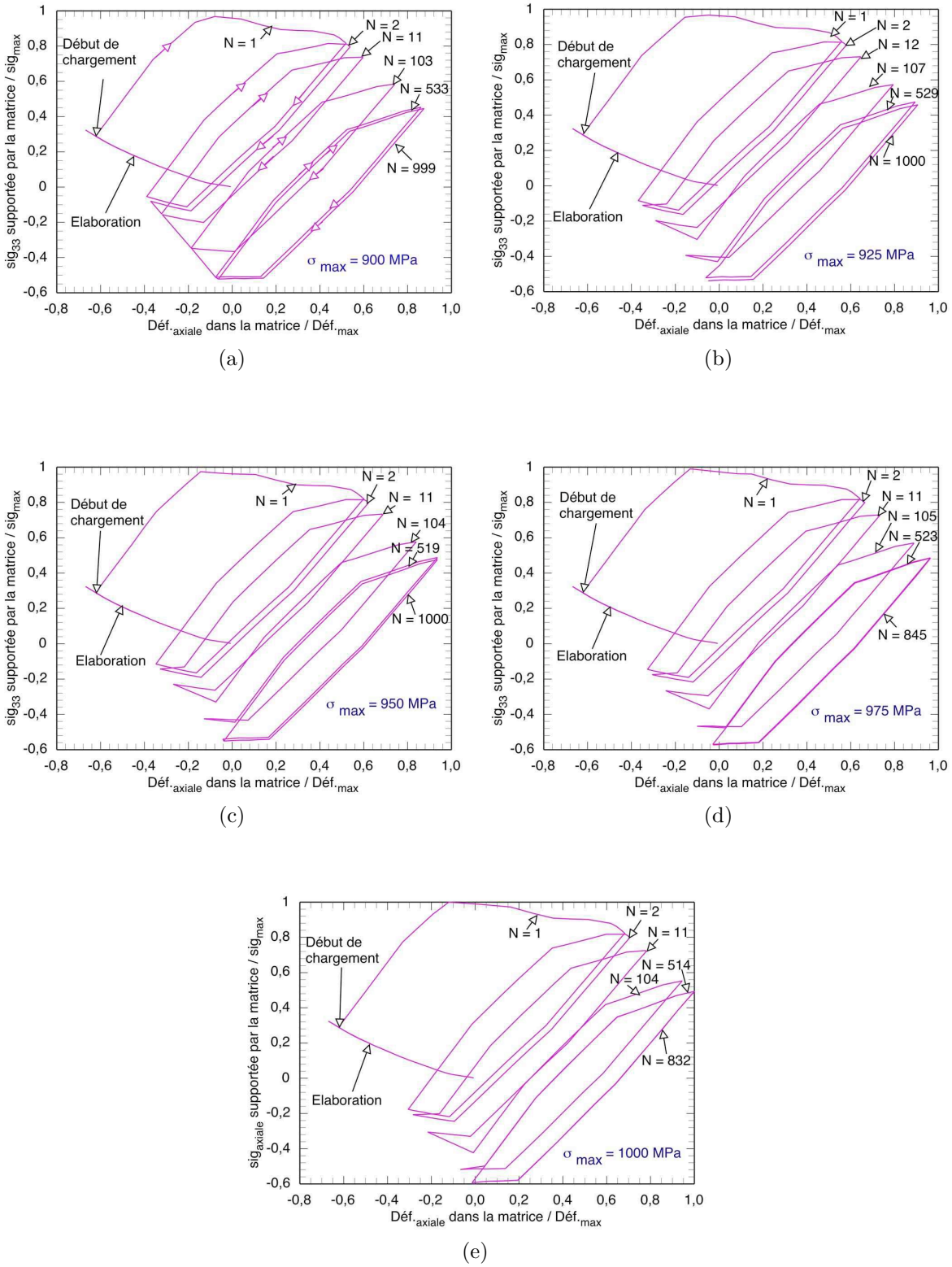


Figure V.25 – Réponse axiale de la matrice du composite, cycle FMT-90 s-[100 °C - 450 °C].

V.3 Détermination de risque des premières ruptures de fibres

V.3.1 Fibres SCS-6 vierges

La figure V.26 présente l'évolution de la contrainte maximale supportée par les fibres au cours d'un essai de fatigue mécano-thermique et pour les différents niveaux de chargement (900 MPa, 925 MPa, 950 MPa, 975 MPa et 1000 MPa). Cette contrainte a été déduite des calculs réalisés dans la section précédente (cf. paragraphe V.2.5). A partir de cette courbe, sont déduites les courbes des figures V.27a et V.27b qui représentent respectivement l'évolution de la probabilité de rupture d'une fibre de longueur L_0 calculée à partir de la loi de Weibull identifiée sur la fibre SCS-6 vierge (cf. paragraphe II.4.3 page 23) et le nombre de fibres cassées au cours d'un essai de fatigue mécano-thermique.

La probabilité de rupture d'une fibre de longueur L_0 soumise à une contrainte σ_{max}^{fib}, est donnée par l'équation V.39 :

$$P_r(\sigma_{max}^{fib}(N), L_0) = 1 - \exp\left[-\frac{L_0}{L_j}\exp\left(m_w \ln \sigma_{max}^{fib}(N) + C\right)\right] \tag{V.39}$$

L_0 : longueur utile de l'éprouvette de fatigue,

L_j : longueur de jauge utilisée dans les essais de traction,

$\sigma_{max}^{fib}(N)$: la contrainte maximale supportée par les fibres au cours d'un essai de fatigue mécano-thermique.

On remarque sur la figure V.27, que le risque de rupture des fibres vierges est très faible (Nombre de fibres cassées < 1) et ceci pour tous les niveaux de contraintes appliquées. Toutefois, il est nécessaire de disposer des propriétés des fibres qui peuvent être dégradé par le procédé d'enduction à grande vitesse, dont la détermination fait l'objet du paragraphe V.3.2.

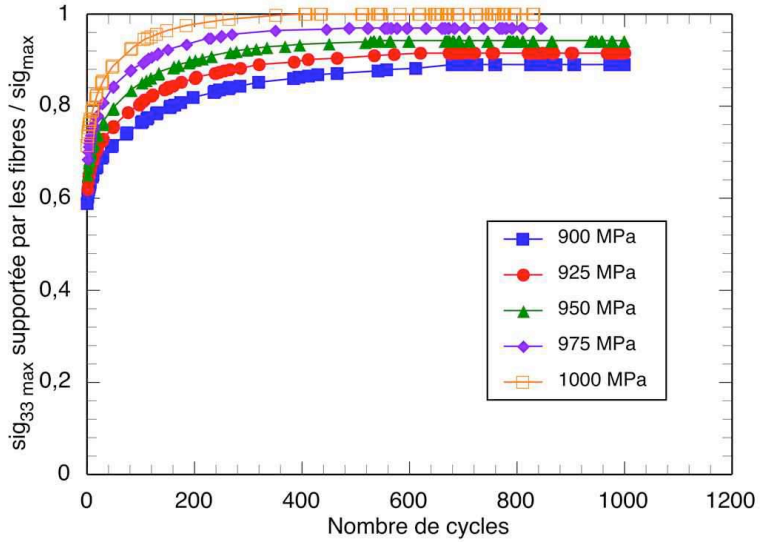
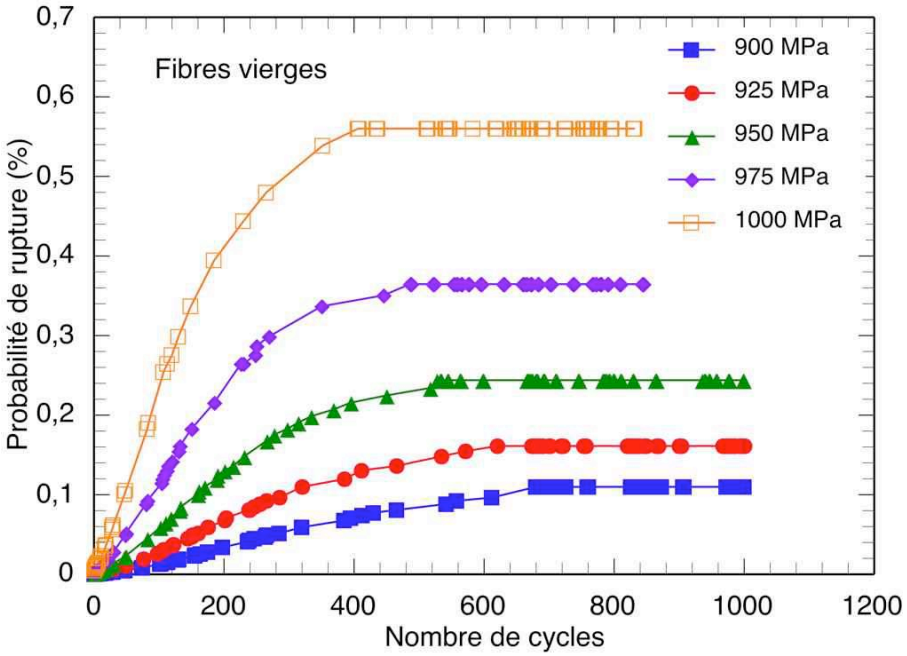
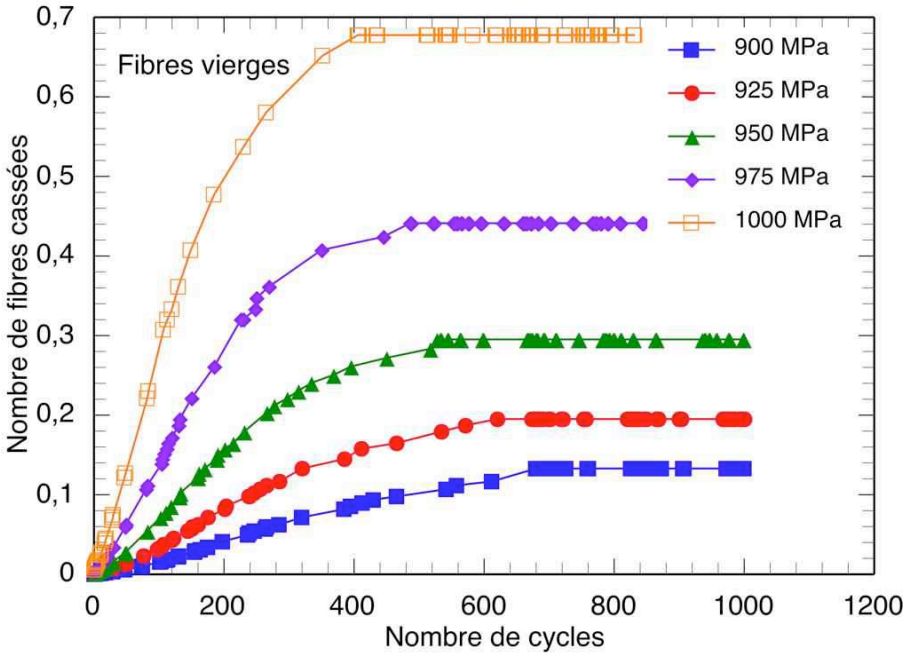


Figure V.26 – Évolution de la contrainte axiale maximale supportée par les fibres en fonction du nombre de cycles, cycle FMT-90 s-[100 °C - 450 °C].



(a) Probabilité de rupture de fibres vierges.



(b) Nombre de fibres cassées au cours d'un essai de fatigue mécano-thermique.

Figure V.27 – Risque de rupture des fibres SCS-6 brutes d'élaboration, cycle FMT-90 s-[100 °C - 450 °C].

V.3.2 Fibres SCS-6 enduites puis dénudées

V.3.2.1 Évaluation des propriétés à rupture des fibres SCS-6 après enduction à grande vitesse

a) Procédure expérimentale

Pour évaluer les propriétés à rupture de la fibre SCS-6 après enduction à grande vitesse, des essais de traction sont réalisés sur des filaments extraits du composite avant l'essai de fatigue, suite à la dissolution totale de la matrice dans un bain d'acide fluorhydrique (60 ml HF, 140 ml HNO_3, 200 ml H_2O). Ces essais de traction sont conduits à la température ambiante, sur une machine de marque INSTRON de type 5844 équipée d'un capteur d'effort de 2 kN (figure V.28). La vitesse de déplacement de la traverse pour ces essais est de 5 mm/min.

Pour mesurer la déformation, nous avons utilisé un micromètre à balayage laser (LSM). Il s'agit d'un système de mesure optique sans contact d'une extrême précision et qui est utilisé dans les cas où les instruments de mesure conventionnels ne peuvent pas être employés. La figure V.29 illustre le principe de fonctionnement d'un LSM. Le faisceau laser émis par l'oscillateur laser est dirigé sur les facettes d'un miroir polygonal qui tourne à une vitesse très élevée et qui est synchronisé par une horloge émettant des impulsions. Le faisceau laser réfléchi balaie de haut en bas une lentille de collimation. Lorsqu'il ne rencontre pas d'obstacle, il atteint le composant photoélectrique qui produit en réponse une tension de sortie. Celle-ci est proportionnelle à la quantité de lumière reçue par le récepteur. Le nombre d'impulsions d'horloge comptées pendant l'obstruction du faisceau laser représente la dimension recherchée de la pièce à mesurer. Les données obtenues sont envoyées à l'unité centrale qui les traite. Les dimensions sont ensuite affichées sous forme numérique. En précisant les segments à mesurer, on peut ainsi déterminer les dimensions de la pièce (zones sombres) ou de ses évidements (zones claires), comme il est illustré sur la figure V.30. Pour paramétrer les segments, on a placé sur la fibre deux drapeaux et on a suivi le déplacement du segment n° 3 au cours de l'essai de traction. Les filaments ont été collés avec de l'araldite 2011, sur des talons en aluminium sur lesquels une rainure semi-circulaire de diamètre $0,2$ mm a été usinée pour faciliter le centrage lors du collage de la fibre (figure V.31). La longueur de jauge moyenne testée est de 50 mm.

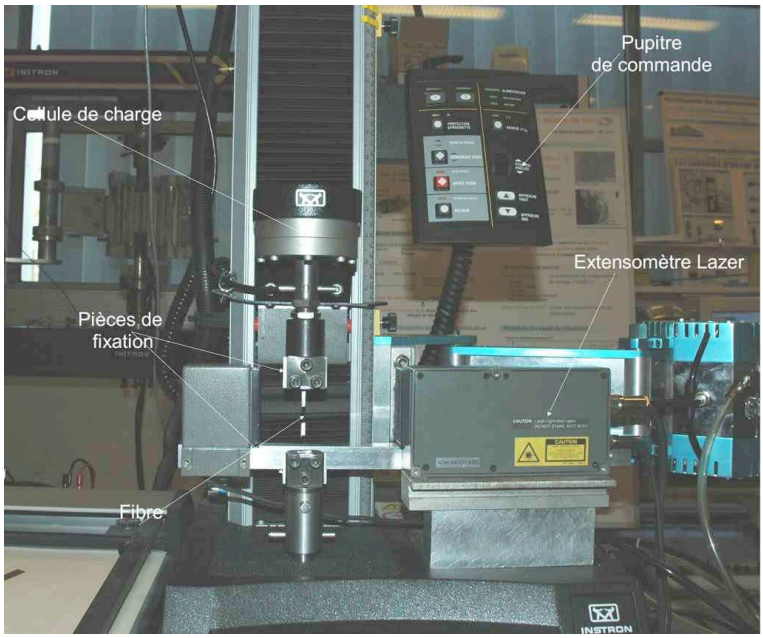


Figure V.28 – Dispositif expérimental utilisé pour les essais de traction sur fibres.

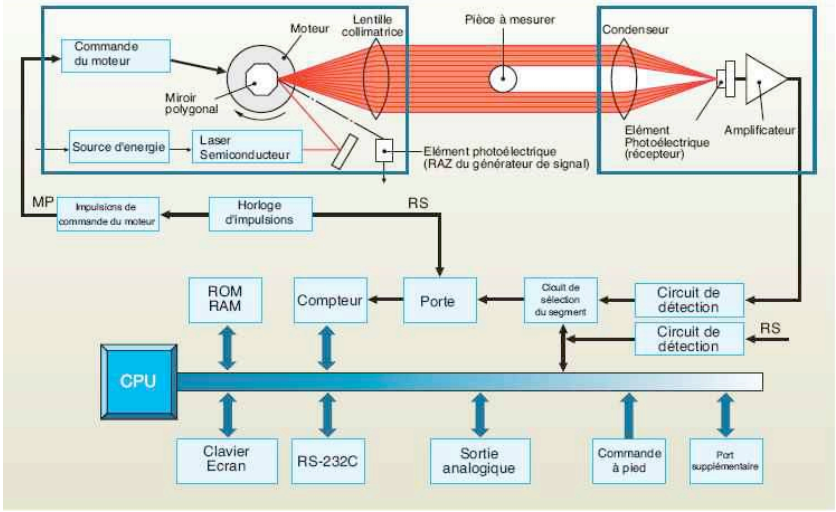


Figure V.29 – Principe de fonctionnement d'un micromètre à balayage laser.

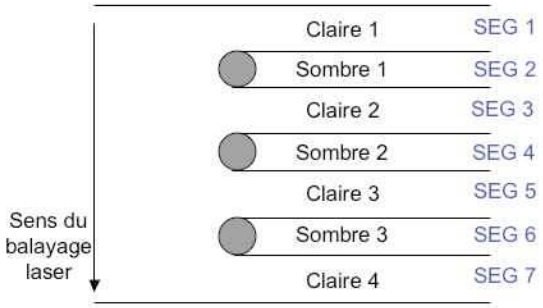


Figure V.30 – Spécification des segments.

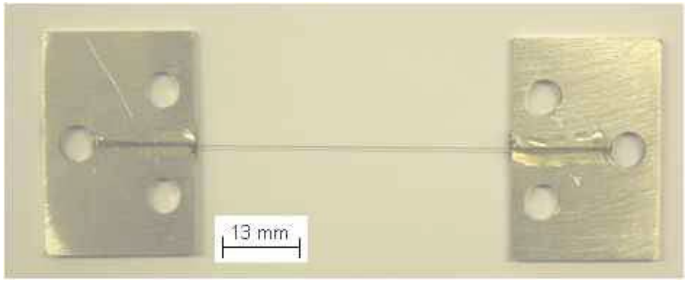


Figure V.31 – Fixation de la fibre sur les talons.

b) Résultats expérimentaux

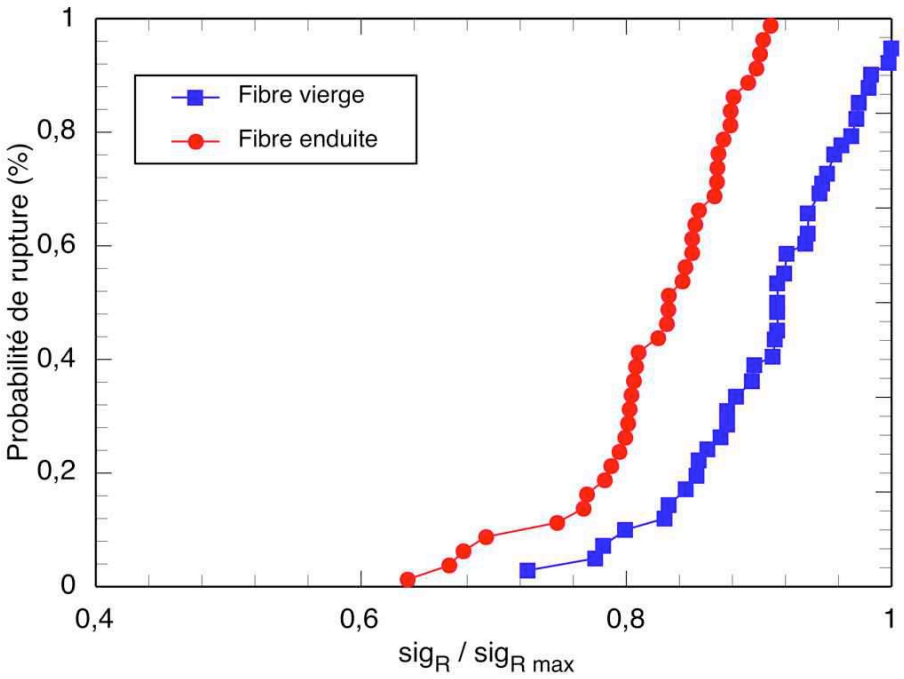
La figure V.32 présente les résultats des essais de traction sur la fibre SCS-6 revêtue puis dénudée. Sur cette figure, sont reportés aussi les résultats des essais de traction de la fibre SCS-6 brute d'élaboration, réalisés par la SNECMA, pour la même longueur de jauge. Les fibres SCS-6 vérifient une statistique de Weibull unimodale (figure V.32b), la distribution des contraintes à rupture est linéaire dans les deux cas dans un diagramme de Weibull.

Le filament SCS-6 revêtu puis dénudé, présente une résistance à rupture variant de 3260 MPa à 4700 MPa, avec une valeur égale à 4270 MPa pour une probabilité de rupture de $0,5$. Le module de Weibull est égal à $14,6$.

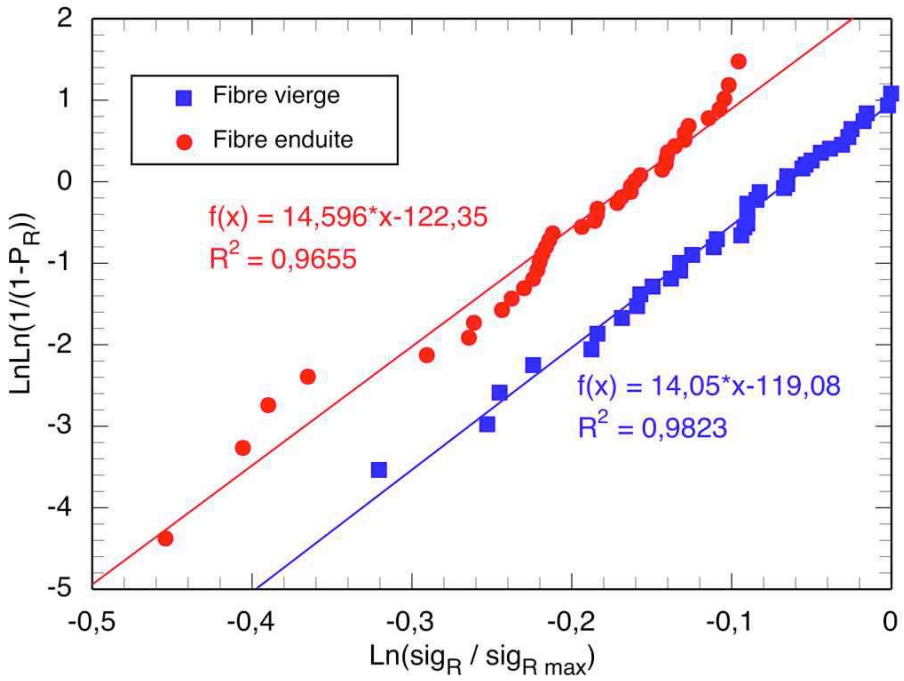
Le procédé d'enduction à grande vitesse (EGV) entraîne une dégradation des propriétés à rupture des fibres. Ce procédé a pour conséquence d'activer les défauts existants et de créer de nouveaux défauts. La figure V.33 présente les faciès de rupture obtenus sur le filament SCS-6 enduit observé au microscope électronique à balayage. Cette figure met en évidence la présence de défauts de surface dont la probabilité d'occurrence n'est pas négligeable pour la longueur de jauge testée.

V.3.2.2 Détermination de risque de rupture des fibres SCS-6 après enduction à grande vitesse

Les figures V.34 et V.35 présentent respectivement l'évolution de la probabilité de rupture des fibres SCS-6 enduites puis dénudées et le nombre de fibres cassées au cours d'un essai de fatigue mécano-thermique. On remarque sur ces figures que les risques de rompre les premières fibres dépendent du niveau de contrainte appliquée. Pour une contrainte supérieure à 950 MPa, on arrive à casser les premières fibres et ceci pour un nombre de cycles faible alors que pour les contraintes inférieures à 950 MPa, les ruptures de fibres sont très réduites.

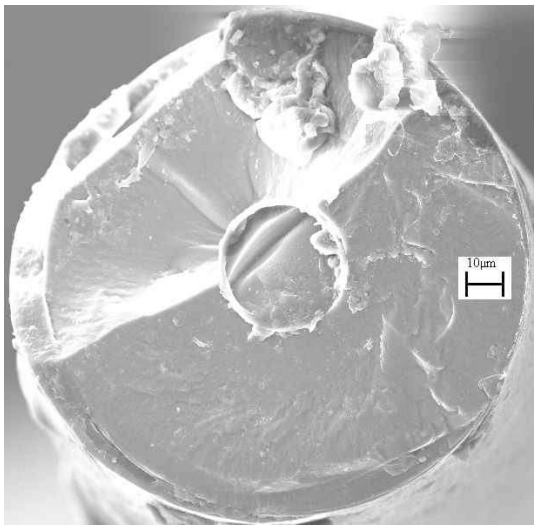


(a) Espace direct.

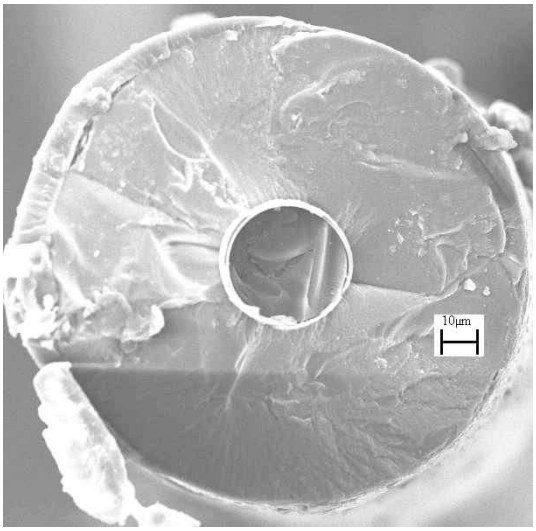


(b) Espace de Weibull.

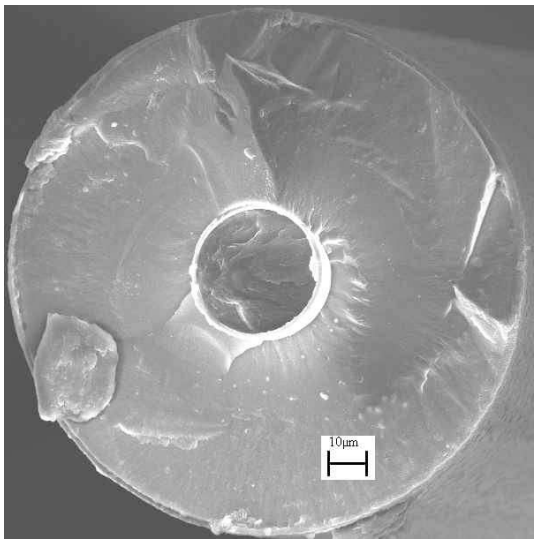
Figure V.32 – Diagramme de Weibull de la fibre SCS-6, $L_j = 50$ mm
Taille des populations : 40 fibres brutes d'élaboration et 40 fibres revêtues puis dénudées.



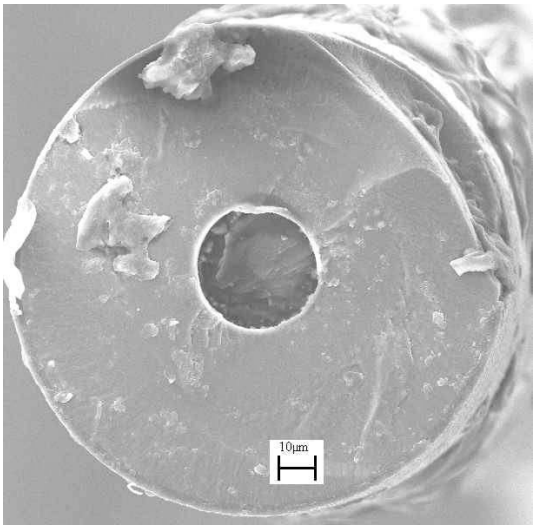
(a) Essai n° 2, $\sigma_r = 3943,7$ MPa.



(b) Essai n° 30, $\sigma_r = 4025,9$ MPa.



(c) Essai n° 34, $\sigma_r = 4513,1$ MPa.



(d) Essai n° 38, $\sigma_r = 4363,8$ MPa.

Figure V.33 – Faciès de rupture obtenus après un essai de traction, Fibre SCS-6 enduite puis dénudée.

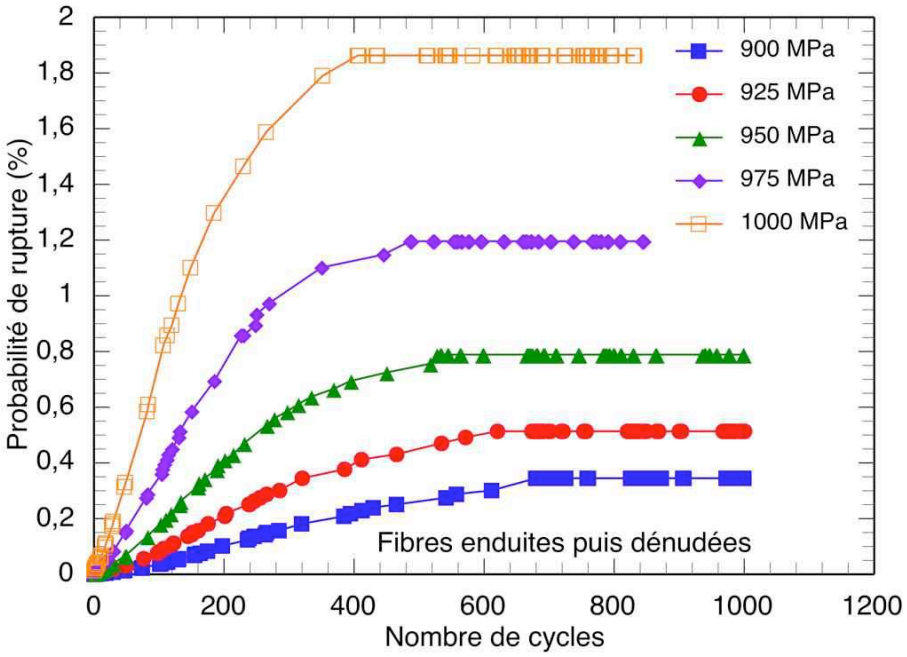


Figure V.34 – Probabilité de rupture des fibre après enduction à grande vitesse au cours d'un essai de fatigue mécano-thermique.

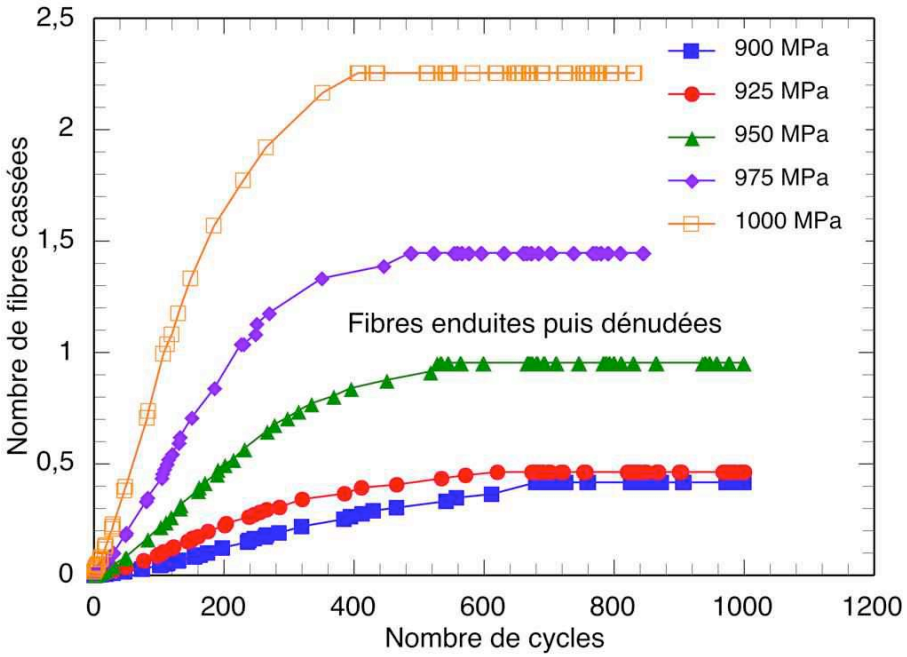


Figure V.35 – Nombre de fibres cassées au cours d'un essai de fatigue mécano-thermique, Fibre SCS-6 enduite puis dénudée.

V.4 Modélisation de la propagation de fissure dans les composites SiC/Ti

V.4.1 Introduction

L'analyse de la propagation de fissure dans les composites unidirectionnels à matrice métallique est un domaine de recherche assez récent (Ritchie [1996], Maire et al. [2000], Hertz-Clemens [2002]). Les essais de fatigue réalisés sur le composite SCS-6/Ti6242 ont montré des ruptures précoces de fibres conduisant à des initiations de fissures. Ces essais ont montré également la propagation de fissure matricielle perpendiculairement au réseau des fibres. Dans ce chapitre, une méthode d'analyse de propagation de fissure dans le composite a été mise en place, en se basant sur la mécanique linéaire élastique de la rupture et les résultats des essais de fissuration, pour prévoir l'évolution des vitesses de fissuration macroscopiques dans un tel milieu.

V.4.2 Propagation de fissure dans les CMTi unidirectionnels en fatigue isotherme

La caractéristique spécifique de la propagation de fissure dans les composites unidirectionnels, sous chargement de fatigue isotherme, est la possibilité d'un pontage de celle-ci par les fibres non rompues contenues dans son plan. Pour tenir compte de ce phénomène, un modèle 3D a été développé. Ce dernier permet, à partir des lois de comportement du composite et de la gaine de titane et les lois de propagation dans la matrice monolithique, de prévoir la progression de la fissure macroscopique dans le CMTi.

V.4.2.1 Paramètres de modélisation

a) Modèle éléments finis et chargement appliqué

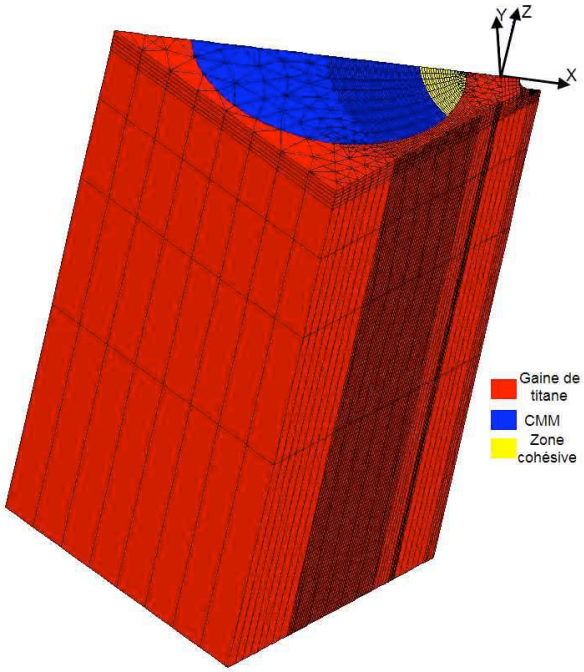
La figure V.36 présente le modèle éléments finis utilisé pour simuler la propagation de fissure dans le composite. Ce modèle est constitué par un quart d'éprouvette de fissuration. Les dimensions générales du maillage utilisé sont identiques à celles des éprouvettes testées lors de essais de fissuration. Les conditions aux limites du problème sont les suivantes :

Conditions de symétrie :

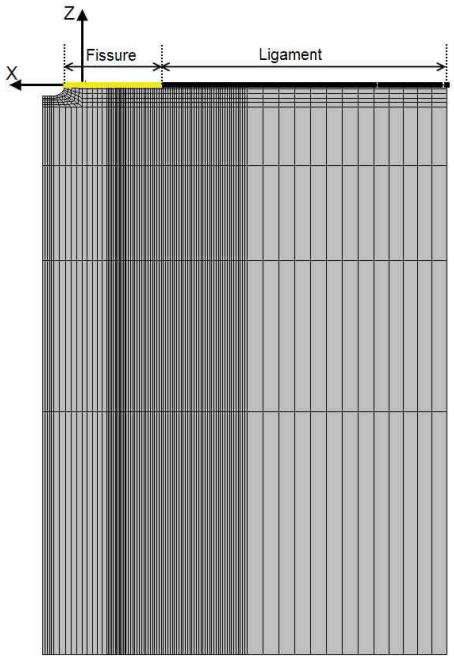
$$\begin{cases} U_3(z=0, x>a_i)=0 & a_i \text{ est la longueur de la fissure.} \\ U_2(y=0)=0 \end{cases}$$

Condition de bord droit : $U_3(z=-6,5 \text{ mm}) = \text{cste}$

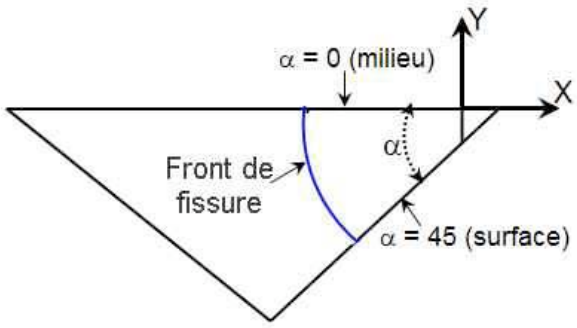
Le chargement appliqué au cours de la simulation est constitué par le cycle isotherme de fréquence $0,5$ Hz présenté par la figure IV.10b.



(a) Représentation 3D.



(b) Plan (x, z) à y = 0.



(c) Plan (x, y) à z = 0.

Figure V.36 – Modèle éléments finis utilisé dans la simulation des essais de fissuration.

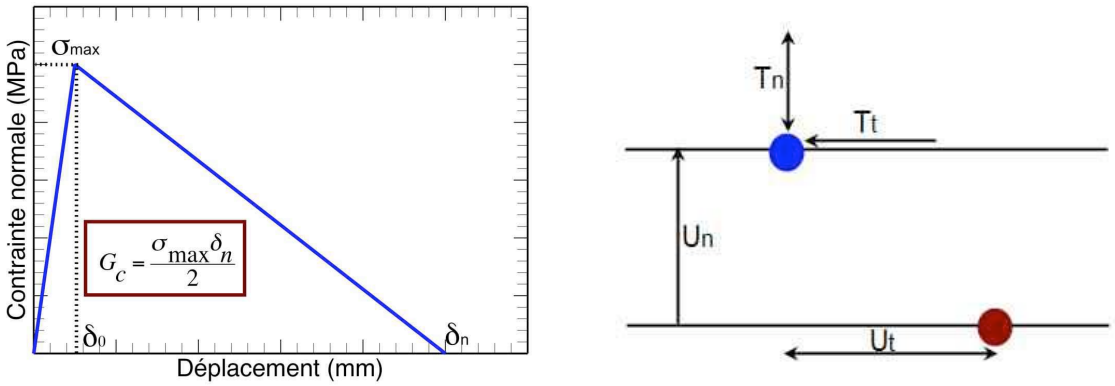
b) Lois de comportement

Le composite est traité comme un milieu homogène élastique dans lequel se propage une fissure plane en mode I. Différentes longueurs de fissures (a_i, i = 1 à 10) ont été considérées. On suppose dans nos simulations, que le front de la fissure est semi-circulaire (figure V.36c). La gaine de titane a un comportement élastique.

Pour modéliser l'effort exercé par les fibres intactes présentes derrière la pointe de la fissure, une zone cohésive a été insérée dans la partie fissurée du CMTi (figure V.36). Pour décrire le comportement de celle-ci, une loi cohésive bilinéaire de type Crisfield (Alfano and Crisfield [2001]) présentée sur la figure V.37 est employée. Cette loi est pilotée par deux paramètres indépendants : la contrainte maximale σ_{max} et la ténacité G_c qui correspond au taux de restitution d'énergie critique nécessaire pour rompre la zone cohésive. Le modèle de Crisfield possède l'avantage de pouvoir piloter un troisième paramètre : la rigidité initiale K de la zone cohésive via un paramètre δ_0 correspondant au déplacement relatif pour lequel la contrainte maximale σ_{max} est atteinte. La relation entre ces trois paramètres est donnée par l'équation V.40 :

$$G_c = \frac{\sigma_{max}\delta_n}{2} = \frac{K\delta_0\delta_n}{2} \tag{V.40}$$

δ_n correspond au déplacement relatif pour lequel la contrainte est nulle et la zone cohésive est rompue.



(a) (b)

Figure V.37 – Description de la loi bilinéaire de Crisfield.

Le comportement mécanique de la zone cohésive pour la loi de Crisfield est décrit par des relations entre les déplacements normaux et tangentiels (U_n, U_t) entre deux nœuds superposés et les efforts normaux et tangentiels associés (T_n, T_t). Ces relations sont données par le système d'équations V.41. Le couplage des différents comportements (normal et tangentiel) s'effectue via une variable d'endommagement λ exprimée par l'équation V.42.

$$\begin{cases} T_n = \sigma_{max}\frac{U_n}{\delta_0^n}(1-\lambda) & \text{si } U_n > 0 \\ T_n = \alpha_c\sigma_{max}\frac{U_n}{\delta_0^n} & \text{si } U_n < 0 \\ T_t = \alpha\sigma_{max}\frac{U_t}{\delta_0^t}(1-\lambda) & \end{cases} \tag{V.41}$$

$$\lambda = \frac{\delta_n}{\delta_n - \delta_0^n} \frac{\sqrt{\left(\frac{U_n}{\delta_0^n}\right)^2 + \left(\frac{U_t}{\delta_0^t}\right)^2} - 1}{\sqrt{\left(\frac{U_n}{\delta_0^n}\right)^2 + \left(\frac{U_t}{\delta_0^t}\right)^2}} \tag{V.42}$$

Pour identifier les paramètres de la loi de Crisfield dans notre cas d'étude, on suppose que la rigidité de la zone cohésive calculée à l'aide de l'équation V.43, est égale à celle des fibres non rompues se trouvant derrière la pointe de la fissure.

$$r_{ZC} = \frac{\sigma_{max}}{\delta_0} = x_{Vf} E_f V_f \tag{V.43}$$

Où r_{ZC} est la rigidité de la zone cohésive, x_{Vf} est la fraction volumique des fibres intactes présentes dans le plan de la fissure, E_f est le module de Young des fibres et V_f est la fraction volumique des fibres contenues dans les éprouvettes de fissuration.

Pour une fraction volumique de fibres intactes de 100 %, les paramètres utilisés pour décrire le comportement de la zone cohésive sont les suivants : $\sigma_{max} = 1000$ MPa, $\delta_0^n = \delta_0^t = 0,01$ mm, $\delta_n = \delta_t = 1$ mm.

V.4.2.2 Résultats et Discussions

a) Propagation de fissure dans un matériau homogène

Dans cette partie, on suppose que le modèle éléments finis présenté figure V.36 est constitué uniquement de l'alliage de titane. Plusieurs longueurs de fissures (a_i, i = 1 à 10) à front semi-circulaire ont été considérées. Le tableau V.1 présente les différentes longueurs de fissures simulées et leurs équivalents en a/W (W est l'épaisseur de l'éprouvette). La figure V.38 présente l'évolution de champs de contraintes calculés au voisinage de la pointe de la fissure à la surface de l'éprouvette de fissuration ($\alpha = 45$) et au milieu de celle-ci ($\alpha = 0$), pour la longueur de fissure a_1. On remarque que les champs de contraintes au voisinage de la pointe présentent une singularité en $r^{-\frac{1}{2}}$. Le concept de la mécanique élastique linéaire de la rupture peut donc être appliqué.

Table V.1 – Les valeurs des différentes longueurs de fissures simulées.

i	a_i(mm)	a_i/W
1	0, 95	0, 29
2	1, 07	0, 33
3	1, 2	0, 37
4	1, 32	0, 41
5	1, 45	0, 45
6	1, 57	0, 48
7	1, 7	0, 52
8	1, 82	0, 56
9	1, 95	0, 6
10	2, 07	0, 64

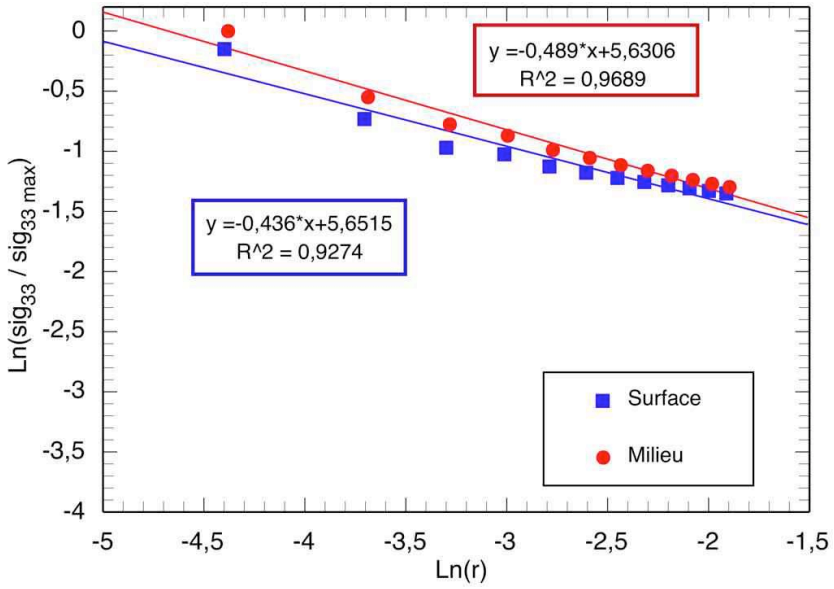


Figure V.38 – Champs de contraintes déterminés au voisinage de la pointe de fissure de longueur a_1, matériau homogène.

Dans notre étude, une méthode locale qui consiste à déterminer le facteur d'intensité de contraintes, paramètre de la mécanique linéaire de la rupture, à l'aide des champs de contraintes et de déformations locaux en pointe de fissure a été employée. Ce paramètre est calculé par la méthode d'extrapolation des contraintes lorsque r tend vers 0 (figure V.40). Les valeurs de ΔK calculées correspondent à un chargement isotherme à contrainte maximale de 500 MPa.

Pour $\theta = 0$,

$$\Delta K_I = K_{max} = \lim_{r \to 0}(\sigma_{33}\sqrt{2\pi r}) \tag{V.44}$$

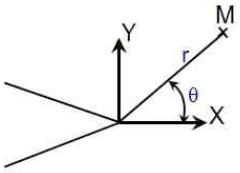
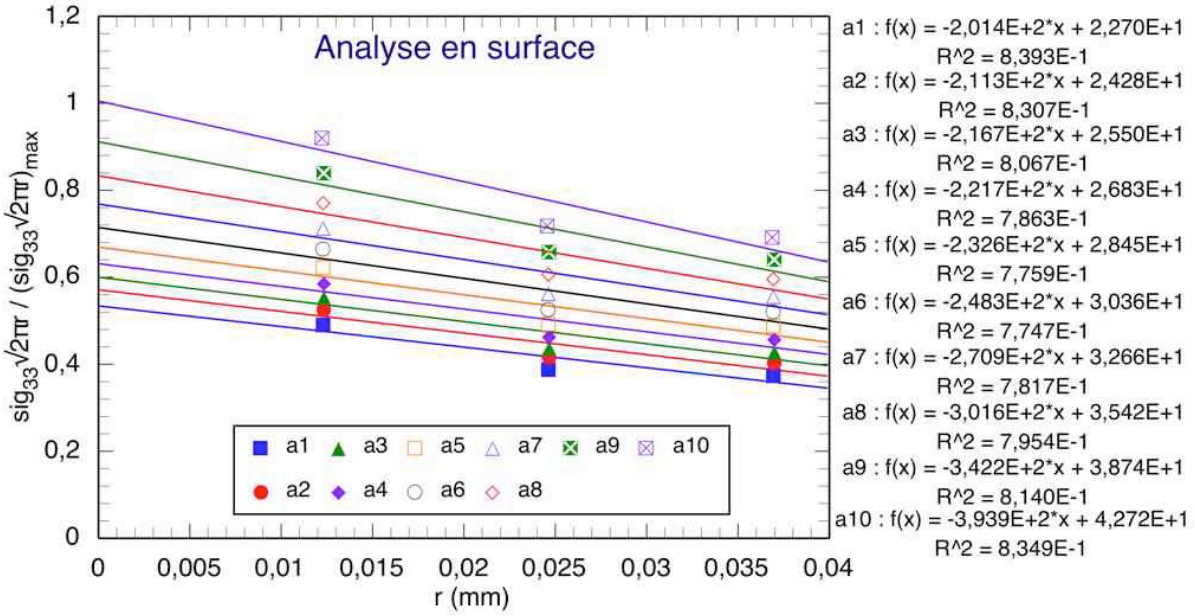
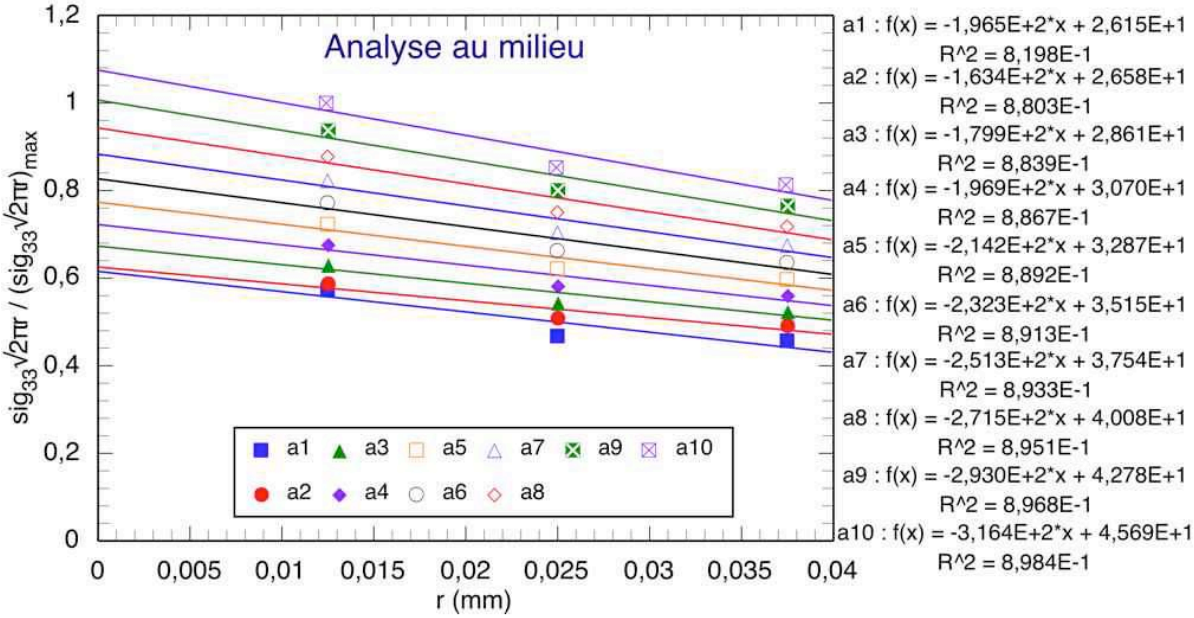


Figure V.39 – Représentation en coordonnées cylindriques d'un point situé au voisinage de la pointe de fissure.

Les figures V.41a et V.41b présentent l'évolution du facteur d'intensité de contraintes déterminé respectivement en surface et au milieu de l'éprouvette de fissuration pour les différentes longueurs de fissures simulées. Une comparaison avec les solutions analytiques déterminées par Shiratori et Miyoshi (Shiratori and Miyoshi [1992]), y est présentée. On remarque sur ces deux figures, que le modèle surestime les valeurs de ΔK et ceci pour toutes les longueurs de fissures. L'écart entre les valeurs simulées et les solutions analytiques devient important quand le rapport a/W est supérieur à $0,5$ en surface et supérieur à $0,35$ au milieu de l'éprouvette de fissuration.

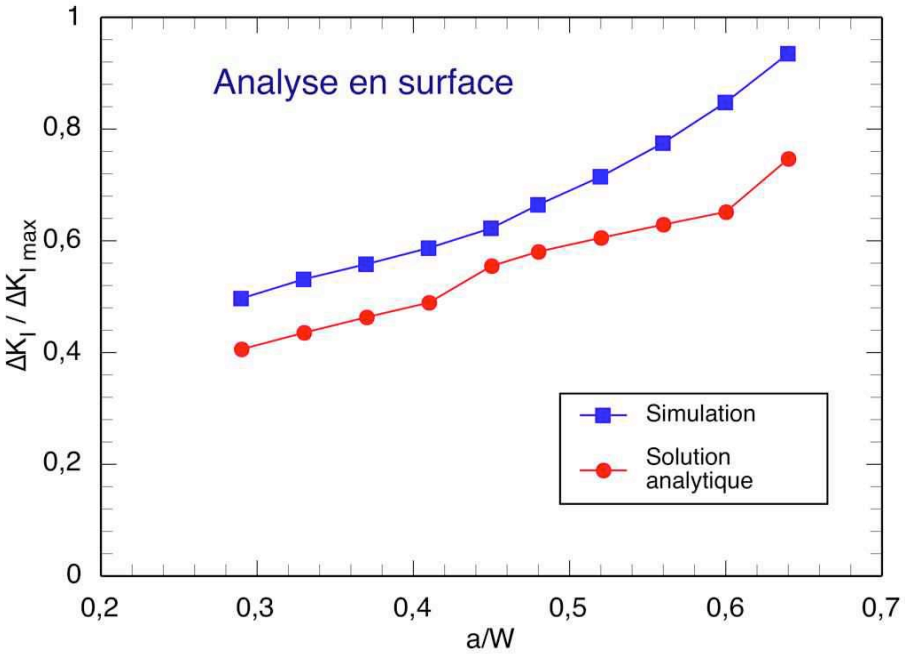


(a) Analyse en surface.

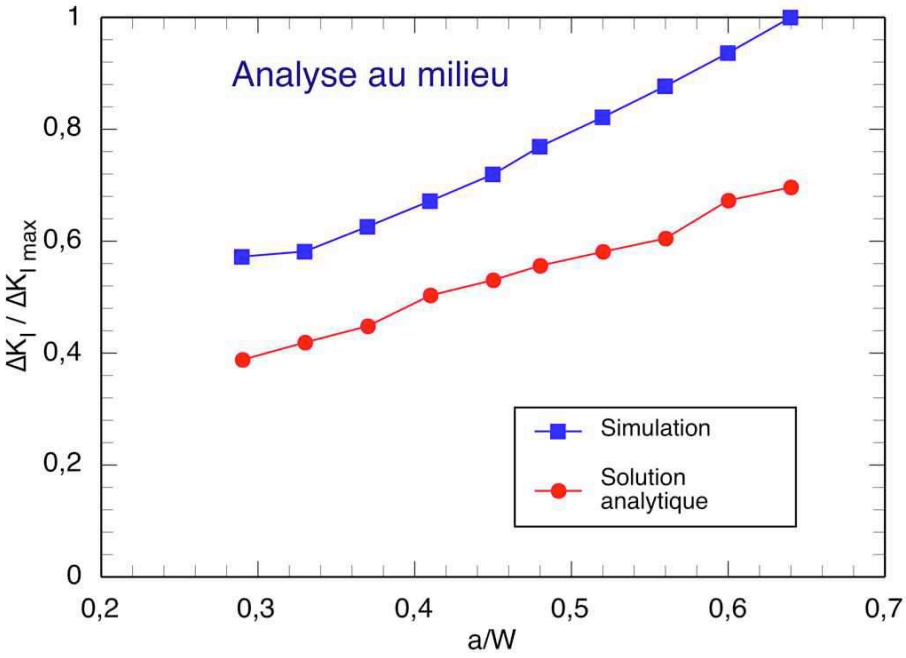


(b) Analyse au milieu.

Figure V.40 – Résultats de la méthode d'extrapolation des contraintes, matériau homogène.



(a) Analyse en surface.



(b) Analyse au milieu.

Figure V.41 – Évolution du facteur d'intensité de contraintes pour les différentes longueurs de fissures, comparaison simulation - solution analytique.

b) Propagation de fissure dans un bi-matériau

Calcul du facteur d'intensité de contraintes

Dans cette section, le modèle éléments finis utilisé est celui présenté par la figure V.36. La figure V.42 présente l'évolution de champs de contraintes calculés au voisinage de la pointe de fissure en surface et au milieu de l'éprouvette. Ces champs présentent une singularité en $r^{-\frac{1}{2}}$.

Le facteur d'intensité de contraintes, déterminé par la méthode d'extrapolation des contraintes (figure V.43), a été calculé pour différents angles α tout au long du front de fissure. La figure V.44 présente l'évolution du facteur d'intensité de contraintes en fonction de l'angle α, pour les différentes longueurs de fissures. Les valeurs de ΔK présentées sur cette figure correspondent à un chargement 0 MPa - $\sigma_{max} = 500$ MPa. Plusieurs fractions volumiques de fibres intactes qui freinent la fissure ont été considérées ($x_{Vf} = 0$ %, 20 %, 40 %, 50 %, 60 %, 80 % et 100 %). On remarque sur cette figure que le pontage de la fissure par les fibres intactes permet de réduire le facteur d'intensité de contraintes. La valeur du FIC à cœur de l'éprouvette ($\alpha = 0$) est réduite d'environ 40 % quand la fraction de fibres non rompues dans le plan de la fissure augmente de 0 à 100 %.

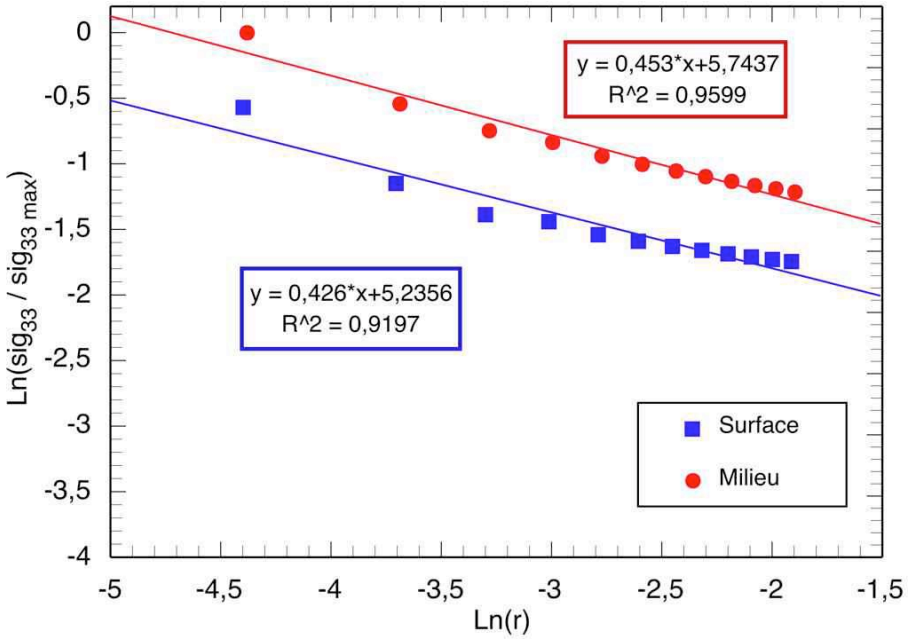
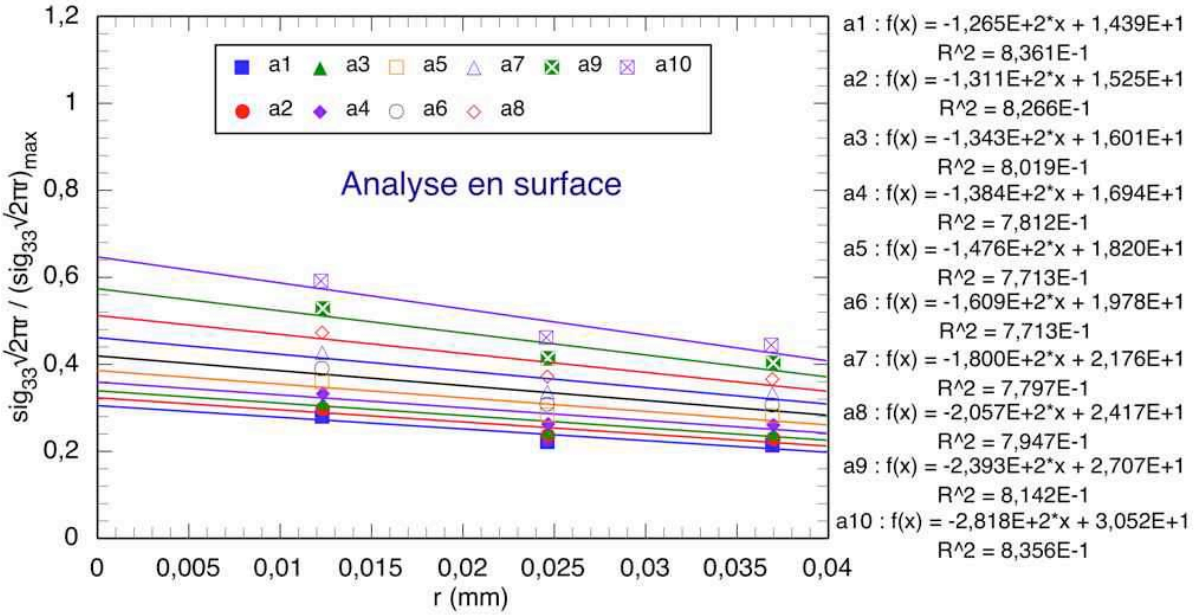
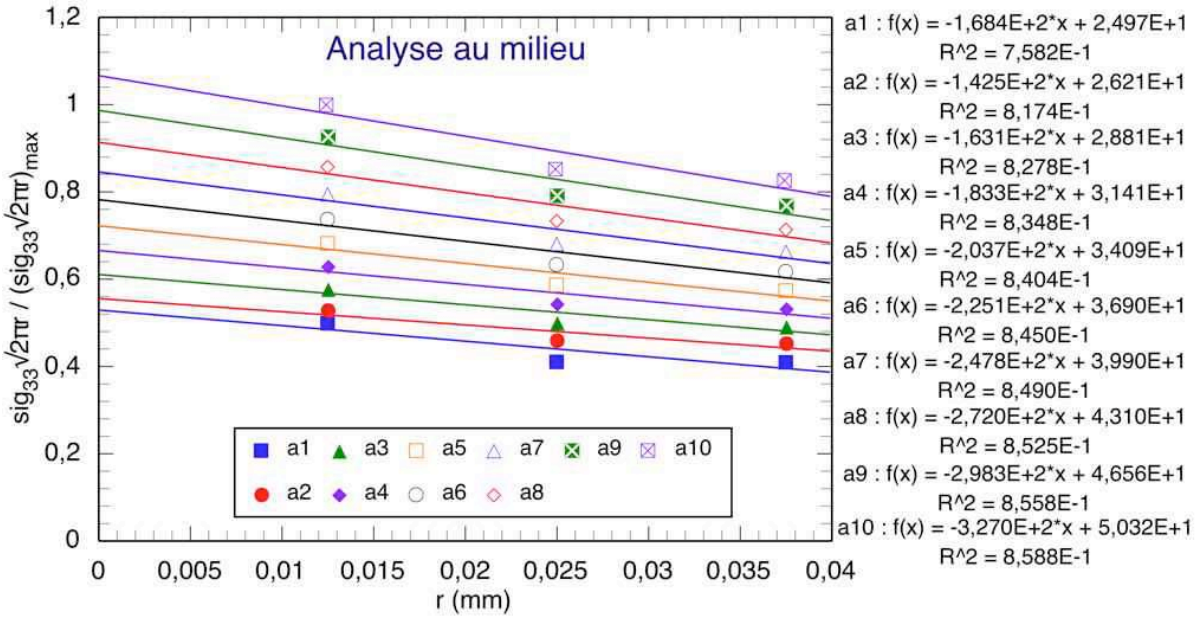


Figure V.42 – Champs de contraintes déterminés au voisinage de la pointe de fissure de longueur a_1, bi-matériau.

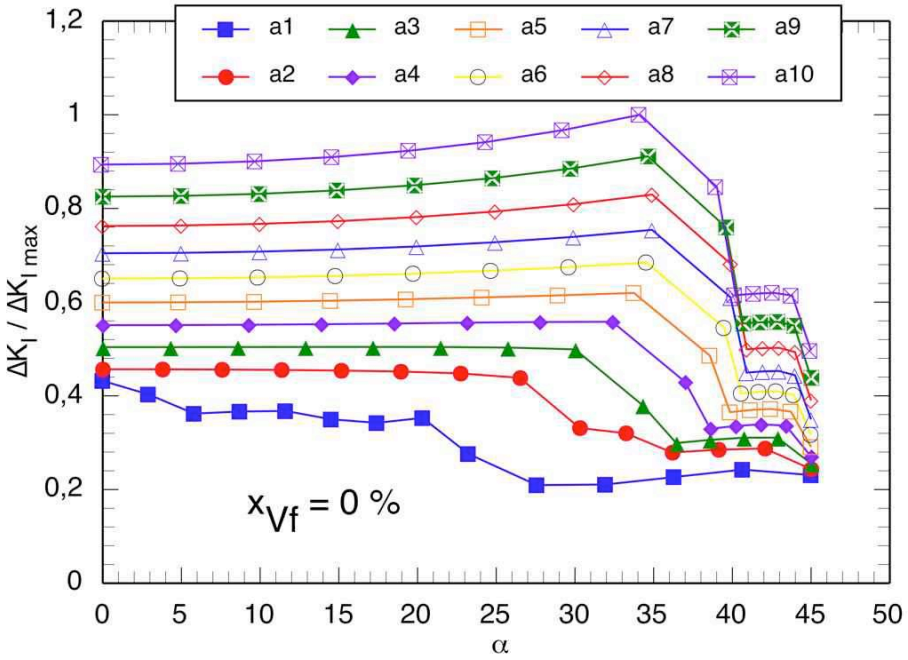


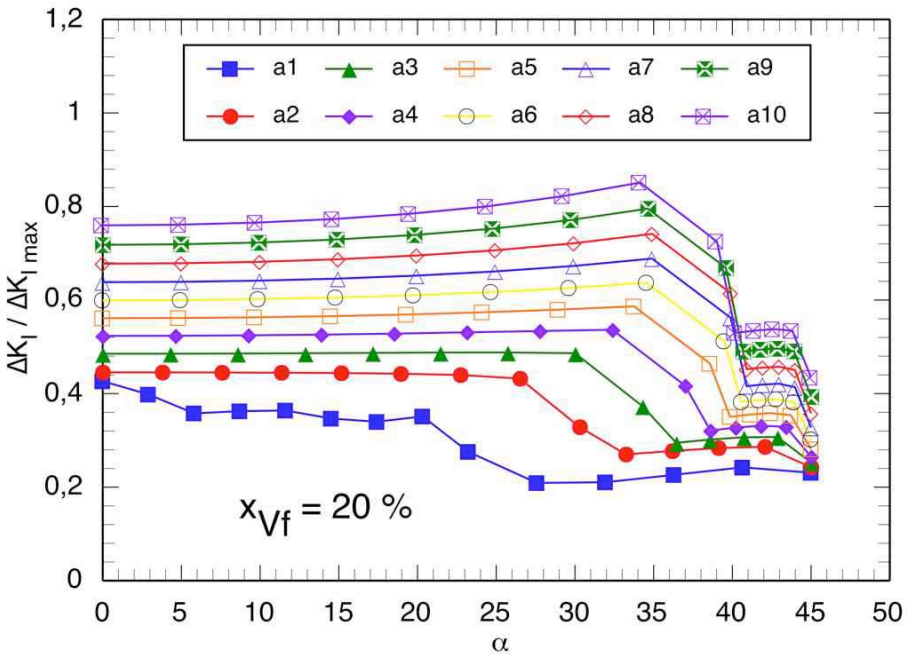
(a) Analyse en surface.

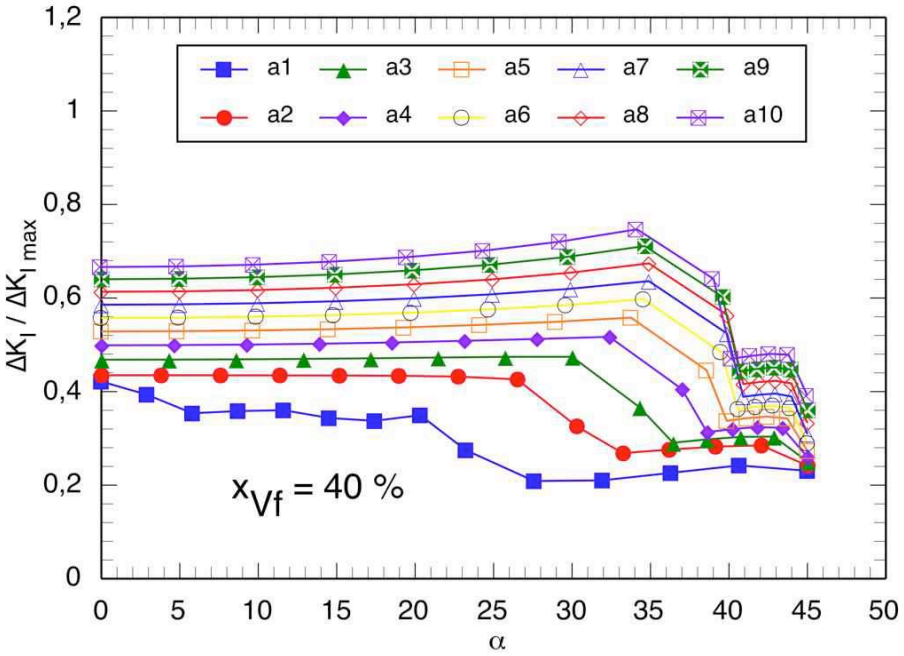


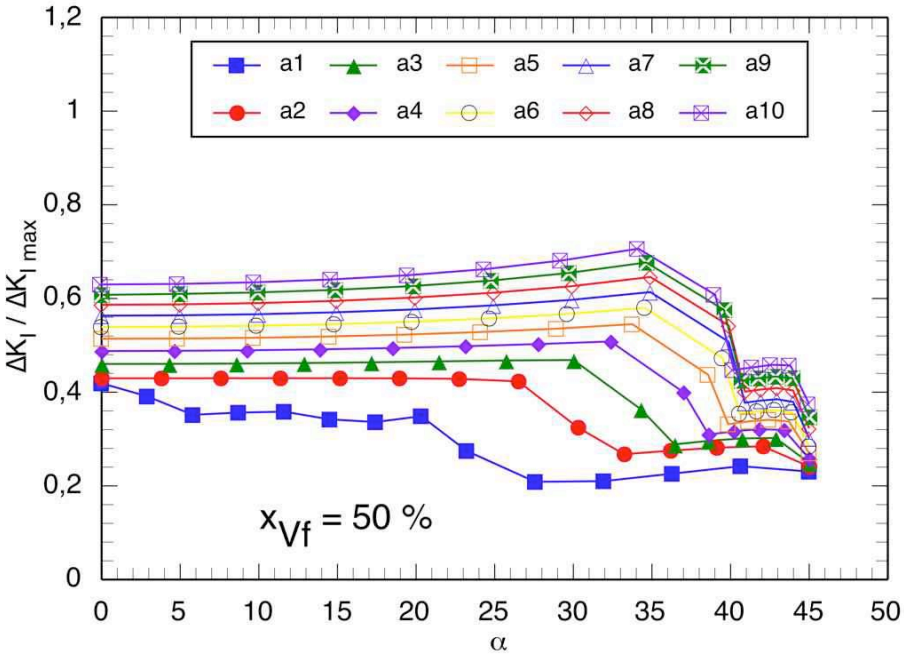
(b) Analyse au milieu.

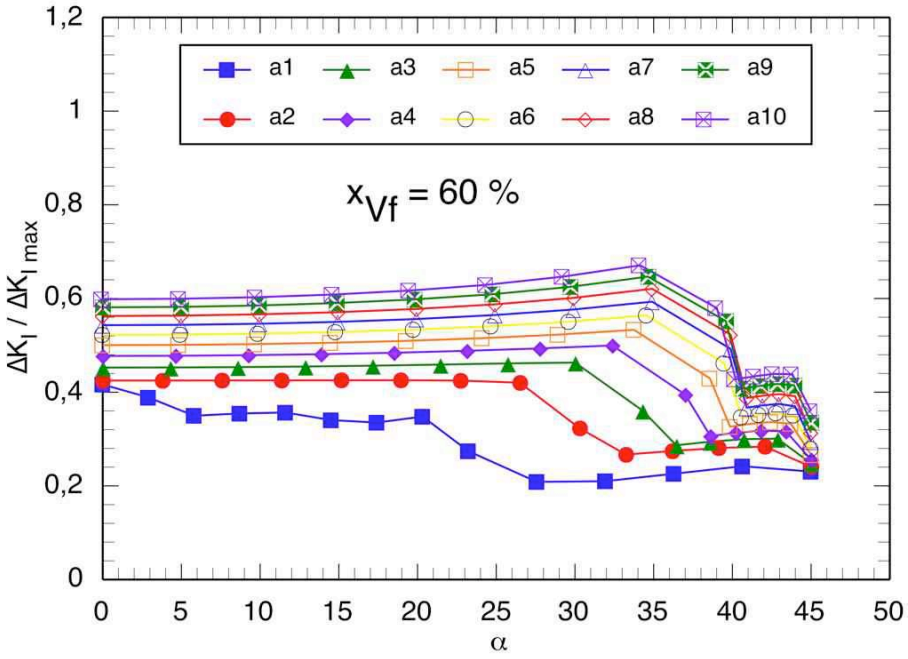
Figure V.43 – Résultats de la méthode d'extrapolation des contraintes, bi-matériau.

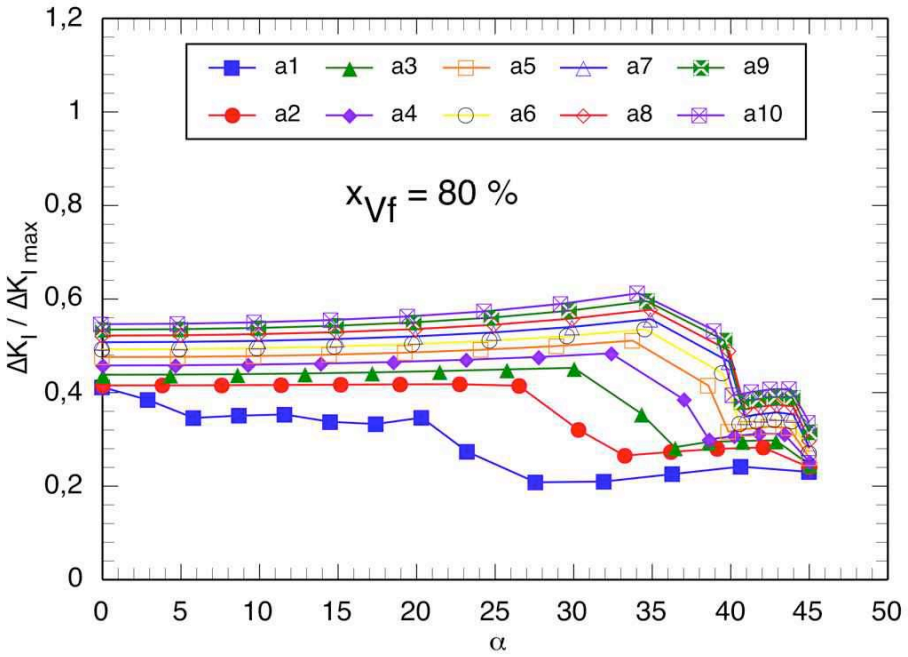

a1
a2
a3
a4
a5
a6
a7
a8
a9
a10
$\Delta K_I / \Delta K_{I\,max}$
x_{Vf} = 0 %
α


a1
a2
a3
a4
a5
a6
a7
a8
a9
a10
$\Delta K_I / \Delta K_{I\,max}$
x_{Vf} = 20 %
α


a1
a2
a3
a4
a5
a6
a7
a8
a9
a10
$\Delta K_I / \Delta K_{I\,max}$
x_{Vf} = 40 %
α


a1
a2
a3
a4
a5
a6
a7
a8
a9
a10
$\Delta K_I / \Delta K_{I\,max}$
x_{Vf} = 50 %
α


a1
a2
a3
a4
a5
a6
a7
a8
a9
a10
x_{Vf} = 60 %
$\Delta K_I / \Delta K_{I\,max}$
α


a1
a2
a3
a4
a5
a6
a7
a8
a9
a10
x_{Vf} = 80 %
$\Delta K_I / \Delta K_{I\,max}$
α

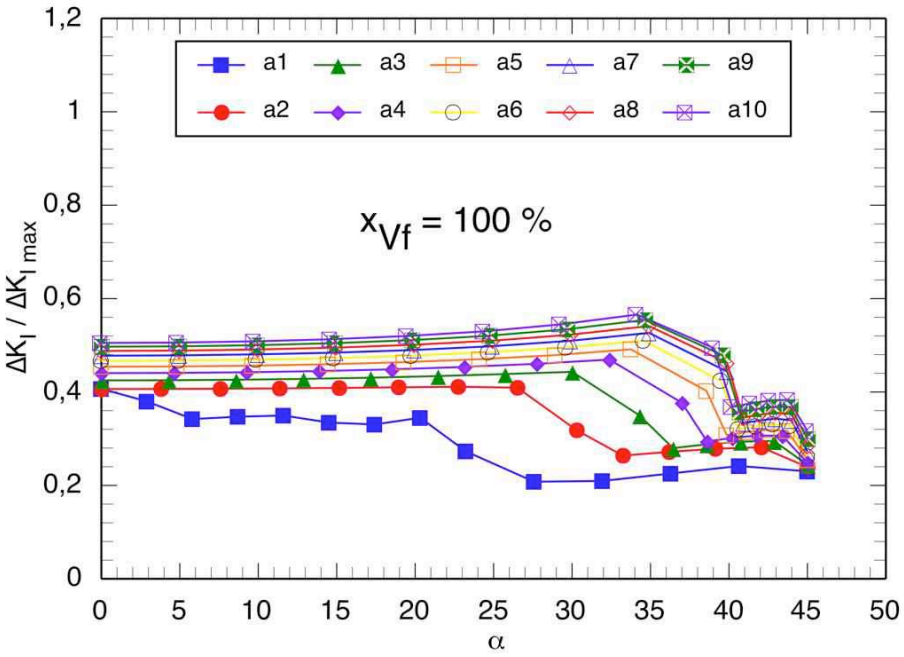
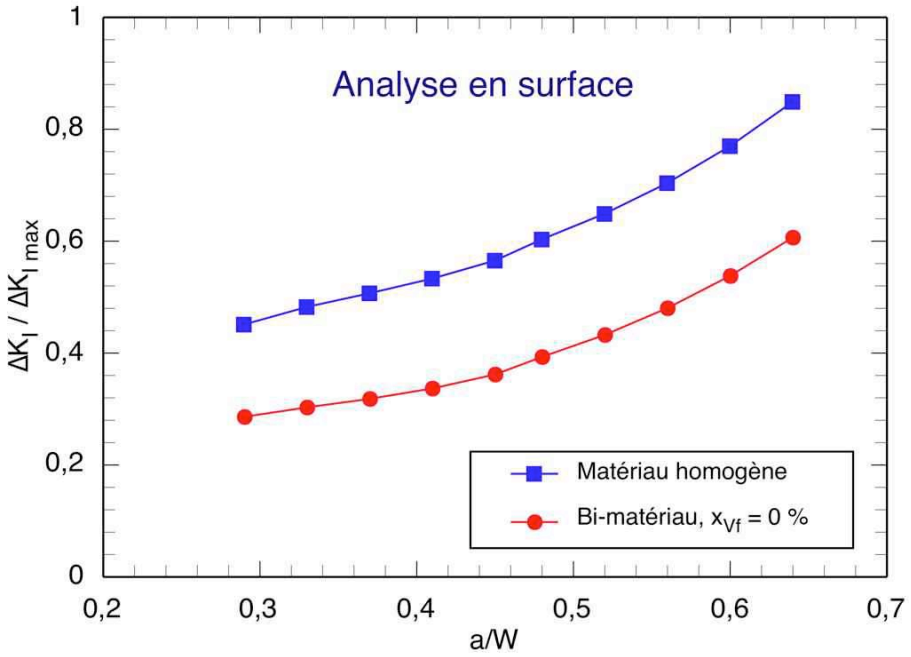


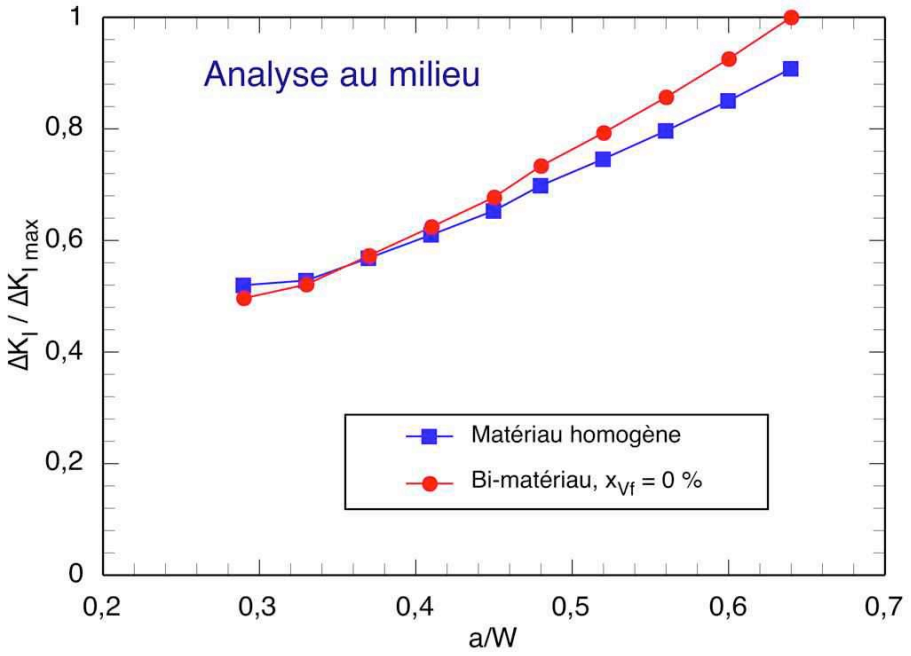
Figure V.44 – Évolution du facteur d'intensité de contraintes tout au long du front de fissure, bi-matériau.

Comparaison entre la propagation de fissure dans un matériau homogène et un bi-matériau

Les figures V.45a et V.45b présentent l'évolution de facteur d'intensité de contraintes dans un matériau homogène et un bi-matériau ayant une fraction volumique de fibres intactes dans le plan de fissure nulle ($x_{Vf} = 0$ %), déterminé respectivement en surface et au milieu de l'éprouvette de fissuration. Ces figures montrent l'effet bénéfique d'un bi-matériau qui contribue à la diminution du facteur d'intensité de contraintes. Cet effet bénéfique est présent en surface de l'éprouvette et quasi-inexistant au milieu de celle-ci.



(a) Analyse en surface.



(b) Analyse au milieu.

Figure V.45 – Évolution du facteur d'intensité de contraintes dans un matériau homogène et un bi-matériau ayant un $x_{Vf} = 0$ %.

Évaluation des vitesses de fissuration

Pour tracer l'évolution de la vitesse de propagation en fonction de la longueur de fissure, on suppose que la valeur de la vitesse moyenne peut être estimée, pour une fraction volumique de fibres non rompues donnée, par une moyenne arithmétique des vitesses de fissuration calculées tout au long du front de fissure (équation V.45).

$$\frac{da}{dN}\left(x_{Vf}, a\right) = \left\langle \frac{da}{dN}\left(\alpha, x_{Vf}, a\right) \right\rangle \tag{V.45}$$

avec

$$\frac{da}{dN}\left(\alpha, x_{Vf}, a\right) = C\left[\Delta K\left(\alpha, x_{Vf}, a\right)\right]^n \tag{V.46}$$

Les constantes C et n dépendent uniquement des propriétés en fissuration par fatigue de la matrice non renforcée. Elles sont déterminées par régression linéaire à partir des vitesses de propagation obtenues par Chabanne et al. (Chabanne et al. [1999]) en fatigue isotherme à la température de 500 °C et les vitesses de fissuration obtenues dans la sur-épaisseur de titane au cours de l'essai HTID239, comme il est illustré figure V.46.

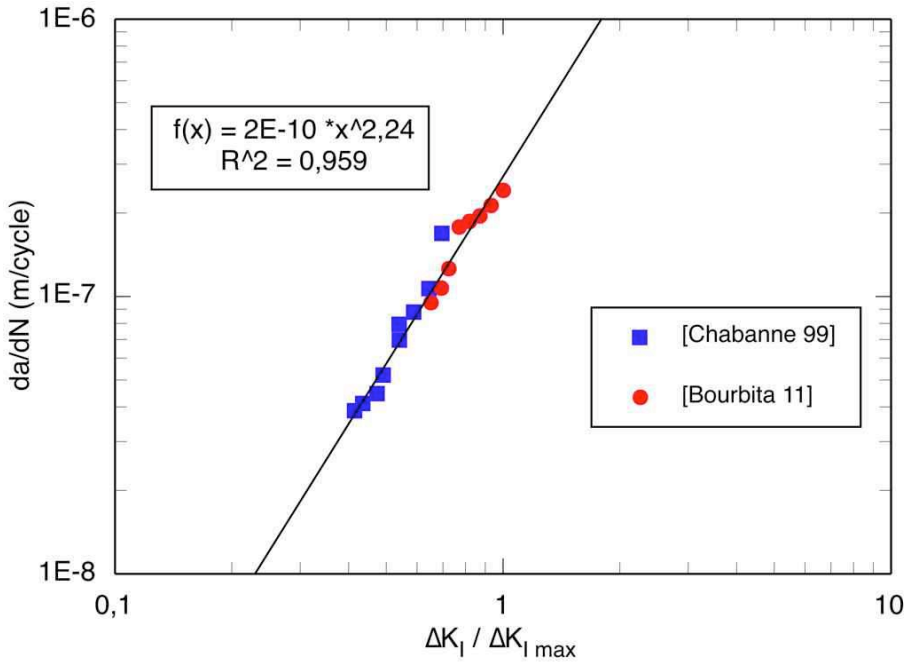


Figure V.46 – Détermination des coefficients de la loi de propagation de fissure dans l'alliage de titane.

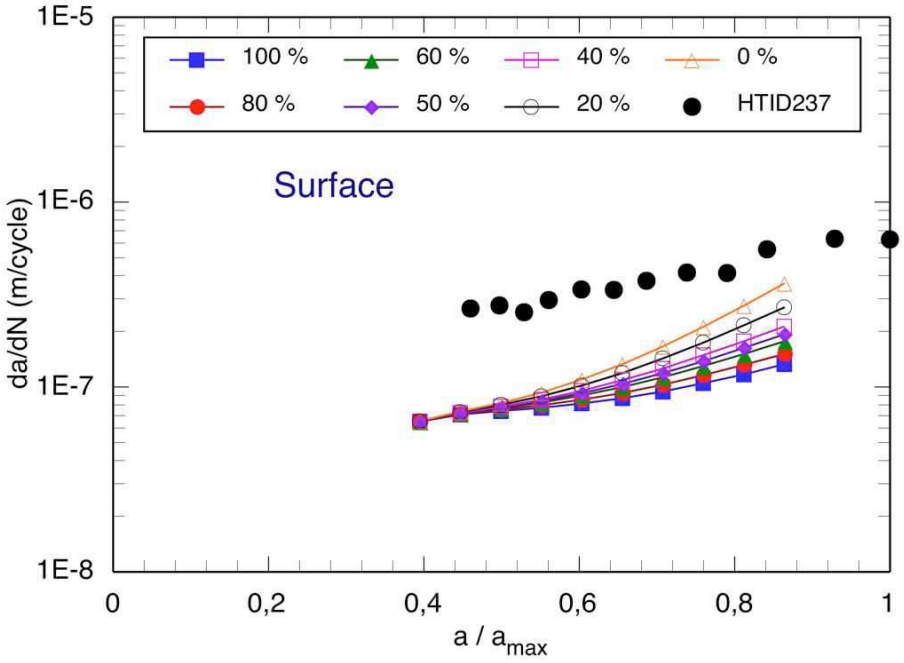
Pour déterminer le taux de fibres qui freinent la propagation de fissure contenues dans les éprouvettes de fissuration testées, on suppose que :

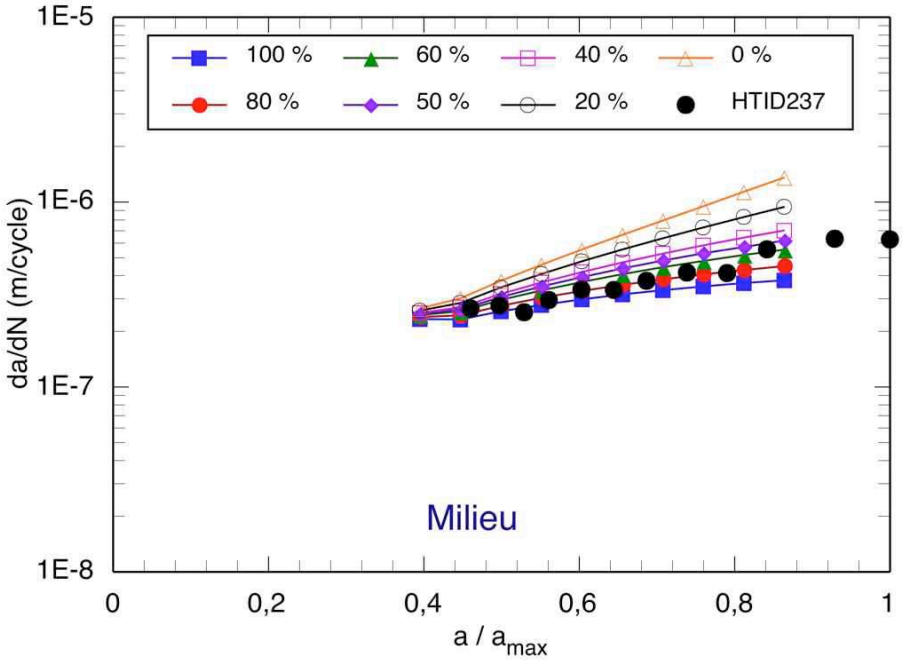
x_{Vfexp} = Nombre de fibres rompues en dehors du plan de la fissure/Nombre de fibres contenues dans la partie fissurée par fatigue.

Par exemple pour l'éprouvette référencée HTID237, $x_{Vfexp} = 85$ %.

La figure V.47 présente l'évolution de la vitesse de fissuration calculée, pour les différentes fractions volumiques de fibres non rompues, en fonction de la longueur de fissure. Sur cette figure, sont reportées aussi les vitesses obtenues dans le composite

au cours de l'essai HTID237. Différentes hypothèses de calcul ont été comparées aux résultats expérimentaux : une valeur en surface, au milieu de l'éprouvette (dans le plan médian), une moyenne dans la partie composite et une moyenne tout au long de front de fissure (dans la gaine de titane et le composite). On remarque que les analyses au milieu, dans le CMTi et sur le front de fissure permettent de prévoir les vitesses de fissuration en fatigue isotherme. On remarque également que seule une analyse dans la partie composite permet une bonne estimation de la fraction volumique des fibres intactes dans le plan de la fissure déterminée expérimentalement.





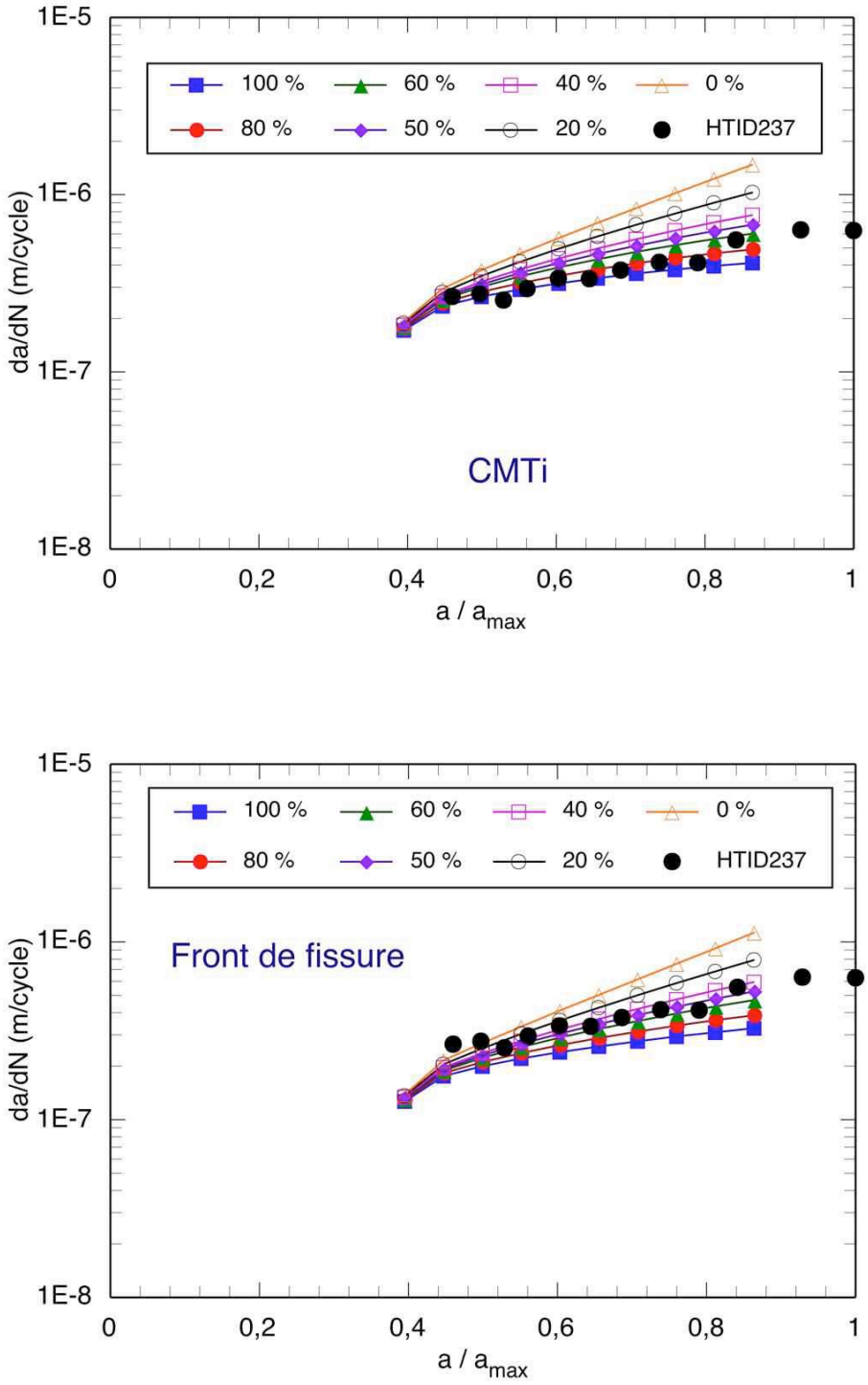


Figure V.47 – Évolution de la vitesse de propagation dans un bi-matériau, comparaison simulation-expérience.

Résumé

Comportement en fatigue mécano-thermique du composite SCS-6/Ti6242

La modélisation du comportement en fatigue mécano-thermique du composite a montré l'importance de la redistribution des contraintes au sein de l'éprouvette de fatigue. Un report de charge de la sur-épaisseur de titane vers le matériau composite a été observé. La même observation notée à l'échelle du composite est présente à l'échelle des constituants. Le niveau moyen de contraintes supportées par la matrice diminue au cours du cyclage thermo-mécanique, ce qui va entrainer une surcharge progressive des fibres qui se manifeste macroscopiquement par l'apparition d'un rochet mécanique.

L'état des contraintes résiduelles d'élaboration présentes dans le matériau composite s'inverse dès le premier cycle de fatigue. Les fibres passent en état de traction et la matrice est en compression. Ce rapport de contraintes internes continue d'évoluer au cours de l'essai de fatigue, ce qui va rapprocher les fibres de leur contrainte à rupture.

Risque de premières ruptures de fibres en fatigue mécano-thermique

Le procédé d'enduction à grande vitesse entraîne une dégradation des propriétés à rupture de fibres. Le traitement EGV a pour conséquence l'activation de défauts existants et la création de nouveaux défauts.

Le risque de rupture en fatigue mécano-thermique de fibres brutes d'élaboration est très faible comparé aux fibres enduites puis mises à nues.

Propagation de fissure dans les composites unidirectionnels

La caractéristique spécifique de la propagation de fissure dans les composites unidirectionnels, sous chargement de fatigue isotherme, est la possibilité d'un pontage de celle-ci par les fibres non rompues contenues dans son plan.

Pour tenir compte de ce phénomène, une analyse de mécanique de la rupture recourant à une méthode de zone cohésive a été mise en place. Cette méthode a permis, à l'aide des lois de propagation dans la matrice monolithique, de prévoir les vitesses de fissuration dans le composite en fatigue isotherme.

Les résultats de la simulation ont montré que seule une analyse dans la partie composite permet d'estimer au mieux la fraction volumique des fibres intactes dans le plan de la fissure, déterminée expérimentalement.

Chapitre -VI-

Conclusions

L'objectif de cette étude était de caractériser le comportement du composite SCS-6(EGV)/Ti6242 en fatigue mécano-thermique dans les conditions de chargement simulant celles rencontrées dans l'ANAM lors d'une séquence de type décollage-atterrissage.

Des essais de durée de vie en fatigue mécano-thermique ont donc été menés sur des éprouvettes cylindriques lisses sollicitées dans la direction des fibres. Tous les essais ont été réalisés en contrainte imposée, sous un rapport de charge nul et dans la gamme de température [100 °C - 450 °C].

La durée de vie du composite dépend du niveau de chargement appliqué. Le cycle de fatigue mécano-thermique est plus critique pour le matériau comparé à un chargement isotherme.

Les faciès de rupture ont mis en évidence la présence de deux mécanismes d'endommagement à savoir la rupture des fibres comme en rupture monotone et la fissuration de la matrice par fatigue. La taille des zones fissurées par fatigue augmente quand la contrainte maximale appliquée diminue.

La modélisation du comportement du composite en fatigue mécano-thermique a montré l'importance de la redistribution des contraintes au sein d'une éprouvette de fatigue. Une surcharge progressive de l'insert en composite a été observée et qui est due à la relaxation des contraintes dans la gaine de titane. A l'échelle des constituants, une surcharge continue des fibres est également observée et qui est due au report de charge de la matrice du composite vers les filaments qui nécessite plusieurs centaines de cycles pour se stabiliser.

L'état initial des contraintes résiduelles dans les fibres, issu de l'étape d'élaboration, est relaxé dès le premier cycle de chargement. La contrainte axiale résiduelle dans les fibres passe en tension et augmente avec le nombre de cycles de fatigue mécano-thermique, ce qui va rapprocher les filaments de leur contrainte à rupture.

Les résultats des calculs ont été utilisés pour analyser la résistance des fibres sous une sollicitation de fatigue mécano-thermique. Le risque de rupture de fibres brutes d'élaboration est très faible. Toutefois, il était nécessaire de disposer de la distribution des propriétés à rupture de fibres après enduction à grande vitesse. Pour cela, des essais de traction sur les filaments enduits puis dénudés ont été réalisés. Ces essais ont montré que le procédé d'enduction a entraîné une dégradation des propriétés à rupture des filaments qui a pour conséquence l'activation de défauts existants et la création de nouveaux défauts. La combinaison essais/calculs sur fibres enduites puis mises à nues, a montré que les filaments vont commencer à se rompre à partir d'un chargement macroscopique de 950 MPa.

Des essais de propagation de fissure par fatigue ont également été réalisés sur des éprouvettes de section carrée entaillées. Ces essais nous ont permis d'étudier la nocivité des fissures matricielles sur la résistance du composite en conditions isothermes et anisothermes.

La présence de fissure dans la gaine de titane a un impact visible sur les courbes décrivant l'évolution de la longueur de fissure en fonction du nombre de cycles de fatigue mécano-thermique. L'effet bénéfique du matériau composite est très limité voire inexistant et l'observation des surfaces de rupture révèle que la majorité des fibres ont été rompues dans le plan de la fissure.

Le comportement du composite en fissuration anisotherme s'apparente au comportement des systèmes composites à forte résistance interfaciale et à faible résistance du renfort. L'endommagement est dominé par la rupture des fibres présentes à la pointe de la fissure.

En fissuration isotherme, l'effet de l'amorçage dans le renfort sur l'avancée de la fissure est moins marqué. Les vitesses de propagation sont plus lentes et les surfaces de rupture ont montré une densité importante de fibres non rompues en pointe de fissure. Ce meilleur comportement semble lié au phénomène de pontage de la fissure par les fibres qui réduisent l'ouverture des lèvres de la fissure et réduisent en conséquence l'amplitude du facteur d'intensité de contraintes en pointe induisant ainsi une diminution de la vitesse.

Pour modéliser le comportement en fissuration isotherme du composite, un modèle 3D de propagation de fissure a été mis en place. Ce modèle tient compte du phénomène du pontage de la fissure par les fibres non rompues.

Le modèle développé a permis de prévoir les vitesses de fissuration du matériau composite en fatigue isotherme et d'estimer aux mieux la fraction volumique des fibres freinant la fissure.

Bibliographie

G. Alfano and M.A. Crisfield. Finite element interface models for the delamination analysis of laminated composites : mechanical and computational issues. *International journal for numerical methods in engineering*, 50 :1701–1736, 2001.

Y.A. Bahei-el din and G.J. Dvorak. Mechanics of hot isostatic pressing of a densified unidirectional SiC/Ti composite. *Acta Metallurgica et Materialia*, 43(7) :2531–2539, 1995.

L. Baroumes. *Comportement des composites à matrice métallique : Du processus de fabrication à la tenue en service*. Thèse de doctorat, Université Paris VI, 1998.

P.A. Bartolotta and M.J. Verrilli. Thermomechanical fatigue behavior of SiC/Ti-24Al-11Nb $[0]_8$ in air and argon environments. In *Composite Materials : Testing and Design, ASTM STP-1206*, volume 11, pages 190–201, 1993.

B.A. Bednarcyk, S.M. Arnold, J. Aboudi, and M.J. Pindera. Local field effects in titanium matrix composites subject to fiber-matrix debonding. *International Journal of Plasticity*, 20 :1707–1737, 2004.

D. Bettge, B. Günther, W. Wedell, P.D. Portella, J. Hemptenmacher, P.W.M. Peters, and B. Skrotzki. Mechanical behavior and fatigue damage of a titanium matrix composite reinforced with continuous SiC fibers. *Materials Science and Engineering A*, 452-453 :536–544, 2007.

D. Blatt and G.A. Hartman. A methodology for thermomechanical fatigue crack growth testing in mmcs. *Experimental Mechanisms*, 36(4) :367–373, 1996.

D. Blatt, P. Karpur, D.A. Stubbs, and T.E. Matikas. Observations of interfacial damage in the fiber bridged zone of a titanium matrix composite. *Scripta Metallurgica et Materialia*, 29 :851–856, 1993.

F. Bourbita, A. Köster, and L Remy. Comportement en fatigue isotherme et anisotherme du composite scs-6(egv)/ti6242, Octobre 2008. Rapport d'avancement.

N. Carrere, F. Feyel, and S. Kruch. Multi-scale modelling of silicon carbide reinforced titanium MMCs : Application to advanced compressor design. *Aerospace Science and Technology*, 7 :307–315, 2003.

M.G. Castelli. Thermomechanical fatigue damage/failure mechanisms in SCS-6/Timetal 21S [0/90]s composite. Technical Report NASA-CR-191115, NASA, June 1994.

M.G. Castelli. A summary of damage mechanisms and mechanical property degradation in titanium matrix composites subjected to TMF loadings. In *Thermal Mechanical Fatigue of Aircraft Engine Materials*, pages 12–1–12–12, 1995.

M.G. Castelli and J. Gayda. An overview of elevated temperature damage mechanisms and fatigue behavior of a unidirectional SCS-6/Ti-15-3 composite. In *Reliability, Stress Analysis and Failure Prevention, ASME*, volume 55, pages 213–221, 1993.

Y. Chabanne, C. Sarrazin-Baudoux, and J. Petit. Comportement en fatigue-corrosion et corrosion sous contrainte d'alliages de titane sous environnement gazeux à 500°C. *Ann. Chim. Sci. Mat*, 24 :377–393, 1999.

J.L. Chaboche, S. Kruch, J.F. Maire, and T. Pottier. Towards a micromechanics based inelastic and damage modeling of composites. *International Journal of Plasticity*, 17 :411–439, 2001.

H. Cherouali. *Rôle des interphases et de la rugosité dans le comportement interfacial de composites monofilamentaires à matrice fragile*. Thèse de doctorat, Institut National des Sciences Appliquées de Lyon, 1998.

Y. Combres. Propriétés du titane et de ses alliages. *Techniques de l'ingénieur*, (M.557), 1999.

Material Property Data. Titanium Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo-0,1Si ; duplex annealed. URL `http://www.matweb.com`.

S. Dermarkar. Matériaux composites à matrice métallique. *Techniques de l'ingénieur*, (M.250), 1990.

J.A. Dicarlo. Creep of chemically vapor deposited SiC fibres. *Journal of Materials Science*, 21 :217–224, 1986.

C. Duda. *Compréhension et amélioration des conditions de couplage par enduction à grande vitesse entre filaments SiC CVD et alliage base titane*. Thèse de doctorat, Université de Bordeaux I, 2004.

G.J. Dvorak. Transformation field analysis of inelastic composite materials. *Proc. Roy. Soc. Lond. A*, 437 :311–327, 1992.

C. Ferdinand. *Mise en œuvre et caractérisation d'assemblages soudés par procédés TIG et Laser de tôles d'alliages de titane réfractaires*. Thèse de doctorat, Institut National Polytechnique de Toulouse, 2005.

T.P. Gabb, J. Gayda, P.A. Bartolotta, and M.G. Castelli. A review of thermomechanical fatigue damage mechanisms in two titanium and titanium aluminide composites. *International Journal of fatigue*, 15(5) :413–422, 1993.

J. Gayda, T.P. Gabb, and B.A. Lerch. Fatigue-environment interactions in a SiC/Ti-15-3 composite. *International Journal of fatigue*, 15(1) :41–45, 1993.

S.Q. Guo, Y. Kagawa, H. Saito, and C. Masuda. Microstructural characterization of interface in SiC fiber-reinforced Ti-15V-3Cr-3Al-3Sn matrix composite. *Journal of Materials Science and Engineering A*, 246 :25–35, 1998.

Z.X. Guo and B. Derby. Solid-state fabrication and interfaces of fibre reinforced metal matrix composites. *Progress in Materials science*, 39 :411–495, 1995.

I.W. Hall, J.L. Lirn, Y. Lepetitcorps, and K. Bilba. Microstructural analysis of isothermally exposed Ti/SiC metal matrix composites. *Journal of Materials Science*, 27 :3835–3842, 1992.

S. Hertz-Clemens. *Etude d'un composite aéronautique à matrice métallique sous chargement de fatigue : sollicitation mécano-thermique et propagation de fissures.* Thèse de doctorat, Ecole des Mines de Paris, 2002.

G.K. Hu and G.J. Weng. Influence of thermal residual stresses on the composite macroscopic behavior. *Mechanics of Materials*, 27 :229–240, 1998.

D. Jacques. *Transfert de charge entre fibre et matrice dans les composites carbone-résine. Comportement en traction d'un composite modèle monofilamentaire.* Thèse de doctorat, Institut National Polytechnique de Lorraine, 1989.

C. Jones, C.J. Kiely, and S.S. Wang. The characterization of an SCS6/Ti-6Al-4V MMC interphase. *Journal of Materials Research*, 4 :327–335, 1989.

D. L. Kraabel, B. P. Sanders, and S. Mall. Tension-compression fatigue behavior of a unidirectional titanium-matrix composite at elevated temperature. *Composites Science and Technology*, 57 :99–117, 1997.

S. Kruch, N. Carrère, and J.L. Chaboche. Fatigue damage analysis of unidirectional metal matrix composites. *International Journal of Fatigue*, 28 :1420–1425, 2006.

J. Lamon. *Mécanique de la rupture fragile et de l'endommagement : approches statistiques et probabilistes.* Hermes Science Publications, 2007.

N. Legrand. *Fatigue de composites à matrice métallique base titane à renfort unidirectionnel de fibres SiC.* Thèse de doctorat, Ecole des Mines de Paris, 1997.

N. Legrand, L. Remy, L. Molliex, and B. Dambrine. Damage mechanisms and life prediction in high temperature fatigue of a unidirectional SiC-Ti composite. *International Journal of Fatigue*, 24 :369–379, 2002.

J.F. Maire, P. Paulmier, and P. Levasseur. Propagation de fissure dans les composites unidirectionnels à matrice métallique : aspects expérimentaux et modélisation multi-échelle. Office national d'études et de recherches aérospatiales ISSN 0369-7681, 2000.

B.S. Majumdar and G.M. Newaz. Inelastic deformation of metal matrix composites : plasticity and damage mechanisms. *Philosophical Magazine A*, 66(2) :187–212, 1992.

B.S. Majumdar and M. Newaz. Constituent damage mechanisms in metal matrix composites under fatigue loading, and their effects on fatigue life. *Materials Science and Engineering A*, 200 :114–129, 1995.

S. Majumdar, J. P. Singh, D. Kupperman, and A. D. Krawitz. Application of neutron diffraction to measure residual strains in various engineering composite materials. *Journal of engineering materials and technology*, 113(1) :51–59, 1991.

S. Malinov, W. Sha, and C.S. Voon. In-situ high temperature microscopy study of the surface oxidation and phase transformations in titanium alloys. *Journal of Microscopy*, 207 :163–168, 2002.

P. Martineau, M. Lahaye, R. Pailler, R. Naslain, M. Couzi, and F. Cruege. SiC filament/titanium matrix composites regarded as model composites. *Journal of Materials Science*, 19 :2731–2748, 1984.

Speciality Materials. SCS SiC fibres process, properties and production. URL `http://www.specmaterials.com/pdfs/SCSFibersTechnicalPresentation.pdf`.

M. Mirdamadi and W.S. Johnson. Prediction of stress-strain response of SCS-6/Timetal-21S subjected to a hypersonic flight profile. *Composites Part A*, 27 : 1033–1040, 1996.

L. Molliex. *Approche micromécanique de la résistance en traction de composites à matrice métallique. Carbure de silicium/Titane et Carbure de silicium/Aluminium.* Thèse de doctorat, Ecole Centrale Paris, 1995.

R.W. Neu. A mechanistic based thermomechanical fatigue life prediction model for metal matrix composites. *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures*, 16(8) :811–828, 1993.

T. Nicholas. An approach to fatigue life modeling in titanium-matrix composites. *Materials Science and Engineering A*, 200 :29–37, 1995.

X.J. Ning and P. Pirouz. The microstructure of SCS-6 SiC fiber. *Journal of Materials Research*, 6(10) :2234–2248, 1991.

S.R. Nutt and F.E. Wawner. Silicon carbide filaments : Microstructure. *Journal of Materials Science*, 20 :1953–1960, 1985.

G.L. Povirk, M.G. Stout, M. Bourke, J.A. Goldstone, A.C. Lawson, M. Lovato, S.R. MacEwen, S. R. Nutt, and A. Needleman. Thermally and mechanically induced residual strains in Al/SiC composites. *Acta Metallurgica et Materialia*, 40(9) :2391–2412, 1992.

R.O. Ritchie. Crack propagation in metal-matrix composites. II. mechanisms of fatigue crack growth. In C. Moura-Branco, R. Ritchie, and V Sklenicka, editors, *Mechanical behaviour of materials at high temperature*, pages 461–494. 1996.

A.H. Rosenberger and T. Nicholas. Environmental effects on the isothermal and thermomechanical fatigue of SCS-6/Timetal21S unidirectional composites. In *Composite Materials : Fatigue and Fracture, ASTM STP-1285*, volume 16, pages 394–408, 1997.

G. Rousset. *Approche probabiliste de la durée de vie d'un composite unidirectionnel à matrice métallique en fatigue oligocyclique axiale.* Thèse de doctorat, Université Bordeaux I, 2008.

S.M. Russ, T. Nicholas, M. Bates, and S. Mall. Thermomechanical fatigue of SCS-6/Ti-24Al-11Nb metal matrix composite. In G.K. Haritos, G. Newaz, and S. Mall, editors, *Failure Mechanisms in High Temperature Composite Materials, ASME*, volume 122, pages 37–43, 1991.

B. Sanders and S. Mall. Isothermal fatigue behavior of a titanium matrix composite under a hybrid strain-controlled loading condition. *Materials Science and Engineering A*, 200 :130–139, 1995.

C. Sarrazin-Baudoux. Abnormal near-threshold fatigue crack propagation of ti alloys : role of the microstructure. *International Journal of Fatigue*, 27 :773–782, 2005.

M. Shiratori and T. Miyoshi. Weighting function for a quarter-elliptical crack in a plate under basic mode of stress distribution. *Stress Intensity Factors Handbook*, 3 : 591–597, 1992.

R. Talreja. Fatigue of composite materials : damage mechanisms and fatigue life diagrams. *Proceedings of the Royal Society of London A*, 378 :461–475, 1981.

R. Talreja. A conceptual framework for interpretation of MMC fatigue. *Materials Science and Engineering A*, 200 :21–28, 1995.

M.P. Thomas. Creep rupture of $[90]_8$ sigma fibre reinforced titanium matrix composite. *Materials Science and Engineering*, A303 :30–36, 2001.

A. Vassel. Continuous fibre reinforced titanium and aluminium composites : a comparison. *Journal of Materials Science and Engineering A*, 263 :305–313, 1999.

A. Vassel, C. Indrigo, and F. Pautonnier. *Titanium'95 science and technology*, pages 2739–2746. The Institute of Metals, London, 1996.

P.C. Wang, S.M. Jeng, J.M. Yang, and S.M. Russ. Fatigue damage evolution and property degradation of a SCS-6/Ti-22Al-23Nb orthorhombic titanium aluminide composite. *Acta materialia*, 44(8) :3141–3156, 1996.

C.M. Ward-Close, L. Chandrasekaran, J.G. Robertson, S.P. Godfrey, and D.P. Murgatroyde. Advances in the fabrication of titanium metal matrix composite. *Journal of Materials Science and Engineering A*, 263 :314–318, 1999.

S.G. Warrier and R.Y. Lin. TiC growth in C fiber/Ti alloy composites during liquid infiltration. *Scripta Metallurgica et Materialia*, 29 :147–152, 1993.

S.G. Warrier and R.Y. Lin. Interactions between SiC fibers and a titanium alloy during infrared liquid infiltration. *Metallurgical and materials transactions A*, 26 : 1885–1894, 1995.

S.G. Warrier, S.H. Chen, S.K. Wu, and R.Y. Lin. Interface characterization of ceramic fiber-reinforced Ti alloy composites manufactured by infrared processing. *Metallurgical and materials transactions A*, 27 :1379–1394, 1996a.

S.G. Warrier, R.Y. Lin, and S.K. Wu. Liquid state infrared processing of SCS-6/Ti-6Al-4V composites. *Metallurgical and materials transactions B*, 27 :527–532, 1996b.

X.J. Zheng, G. Glinka, and R.N. Dubey. Stress intensity factors and weight functions for a corner crack in a finite thickness plate. *Engineering Fracture Mechanics*, 54(1) : 49–61, 1996.

Annexes

Annexe -A-

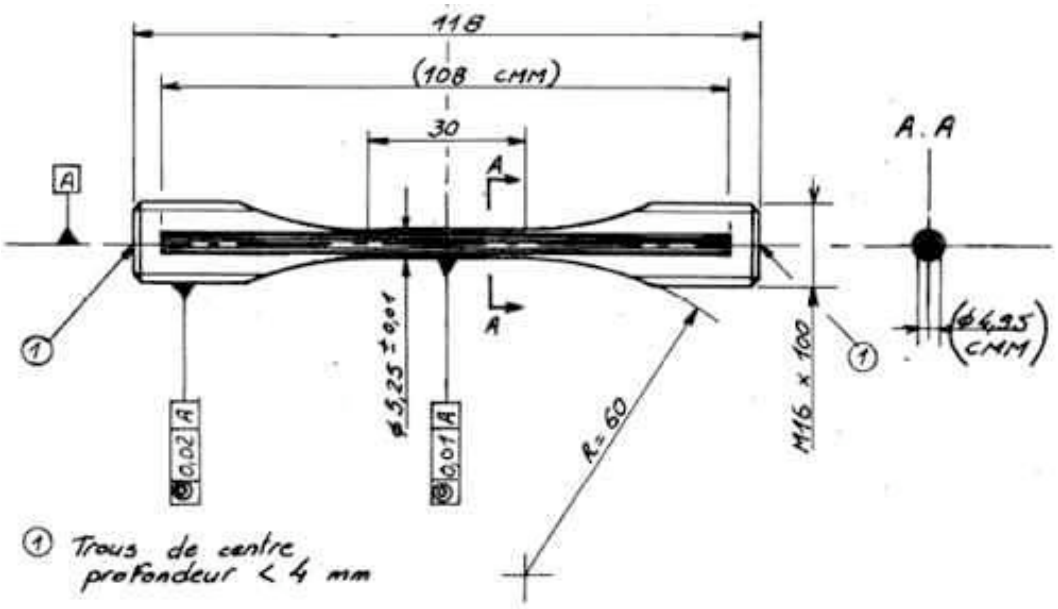


Figure A.1 – Plan de l'éprouvette de fatigue-traction.

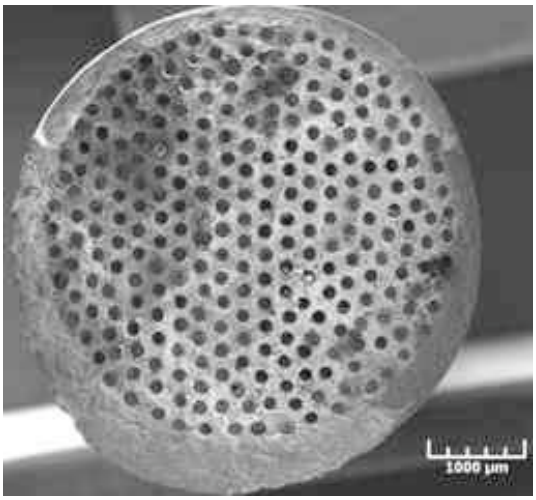


Figure A.2 – Section transversale de l'éprouvette en SCS-6(EGV)/Ti6242, $V_f = 20$ %.

Annexe -B-

Étude de sensibilité liée aux choix des coefficients de la loi de propagation de la matrice monolithique (n,C)

Une étude de sensibilité concernant le choix des coefficients (n, C) de la loi de propagation de l'alliage de titane a été réalisée. Deux jeux de paramètres à ±5 % de variation ont été choisis (n_2, C_2) et (n_3, C_3), comme il est illustré figure B.1. Les figures B.2 et B.3 tracent les évolutions des vitesses de propagation pour ces deux jeux de paramètres. On remarque sur ces deux figures, qu'une légère variation dans l'estimation des valeurs des coefficents de la loi de propagation de la matrice non renforcée a un grand effet sur les vitesses prédites.

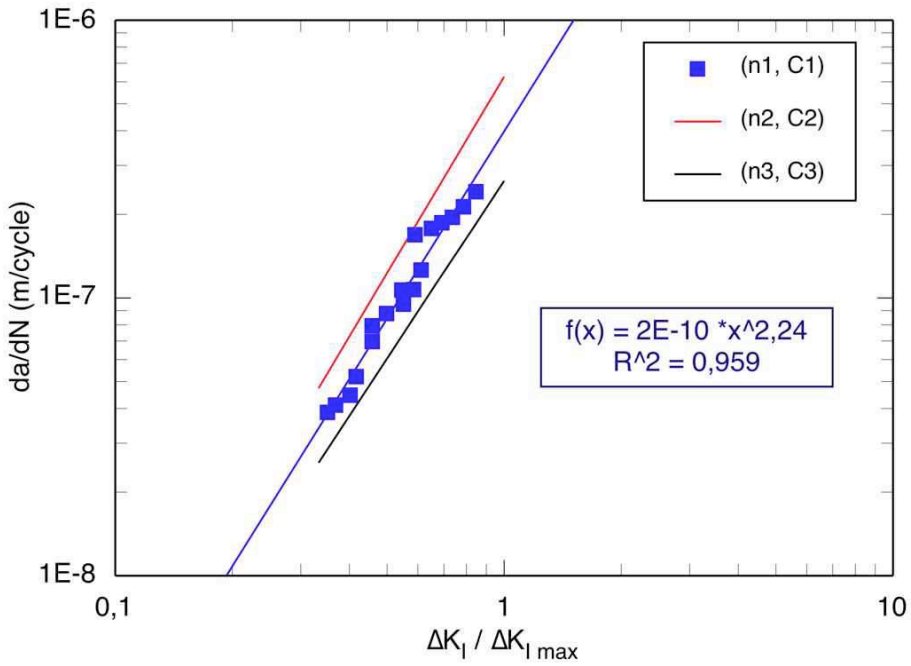
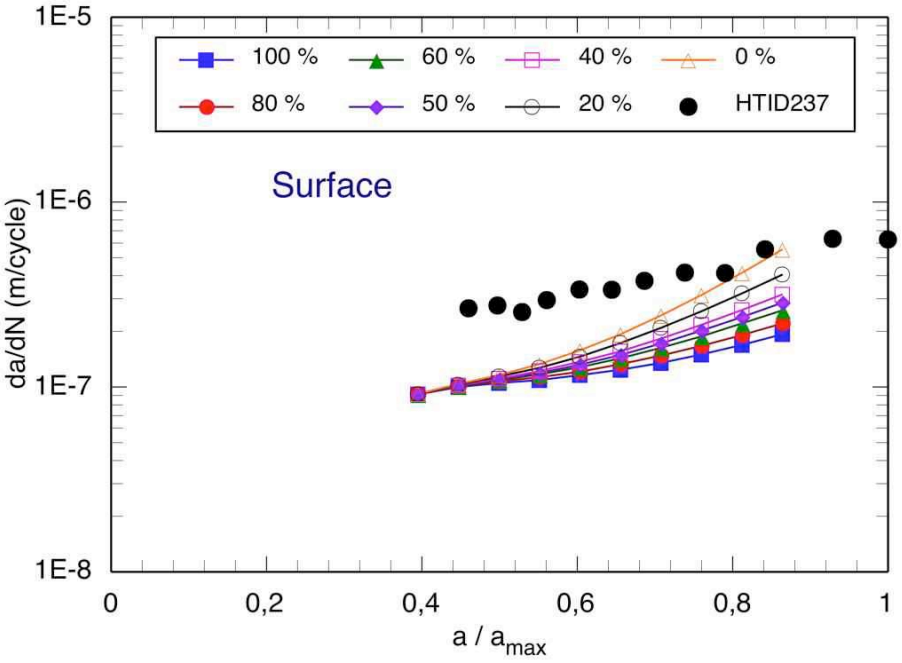
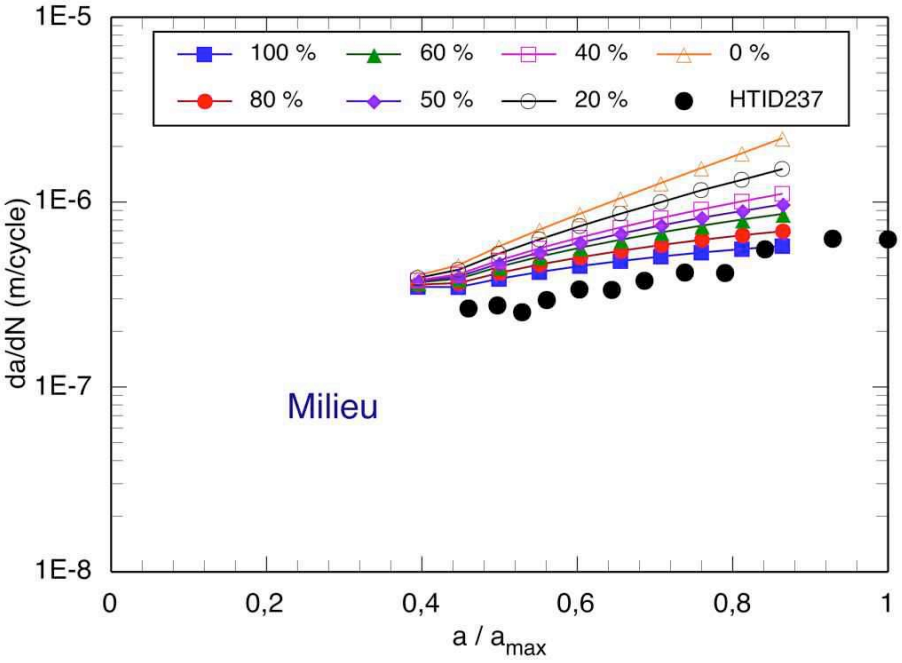


Figure B.1 – Détermination des coefficients de la loi de propagation de fissure de l'alliage de titane.


1E-5
1E-6
1E-7
1E-8
da/dN (m/cycle)
100 %
60 %
40 %
0 %
80 %
50 %
20 %
HTID237
Surface
0
0,2
0,4
0,6
0,8
1
a / a_max


1E-5
1E-6
1E-7
1E-8
da/dN (m/cycle)
100 %
60 %
40 %
0 %
80 %
50 %
20 %
HTID237
Milieu
0
0,2
0,4
0,6
0,8
1
a / a_max

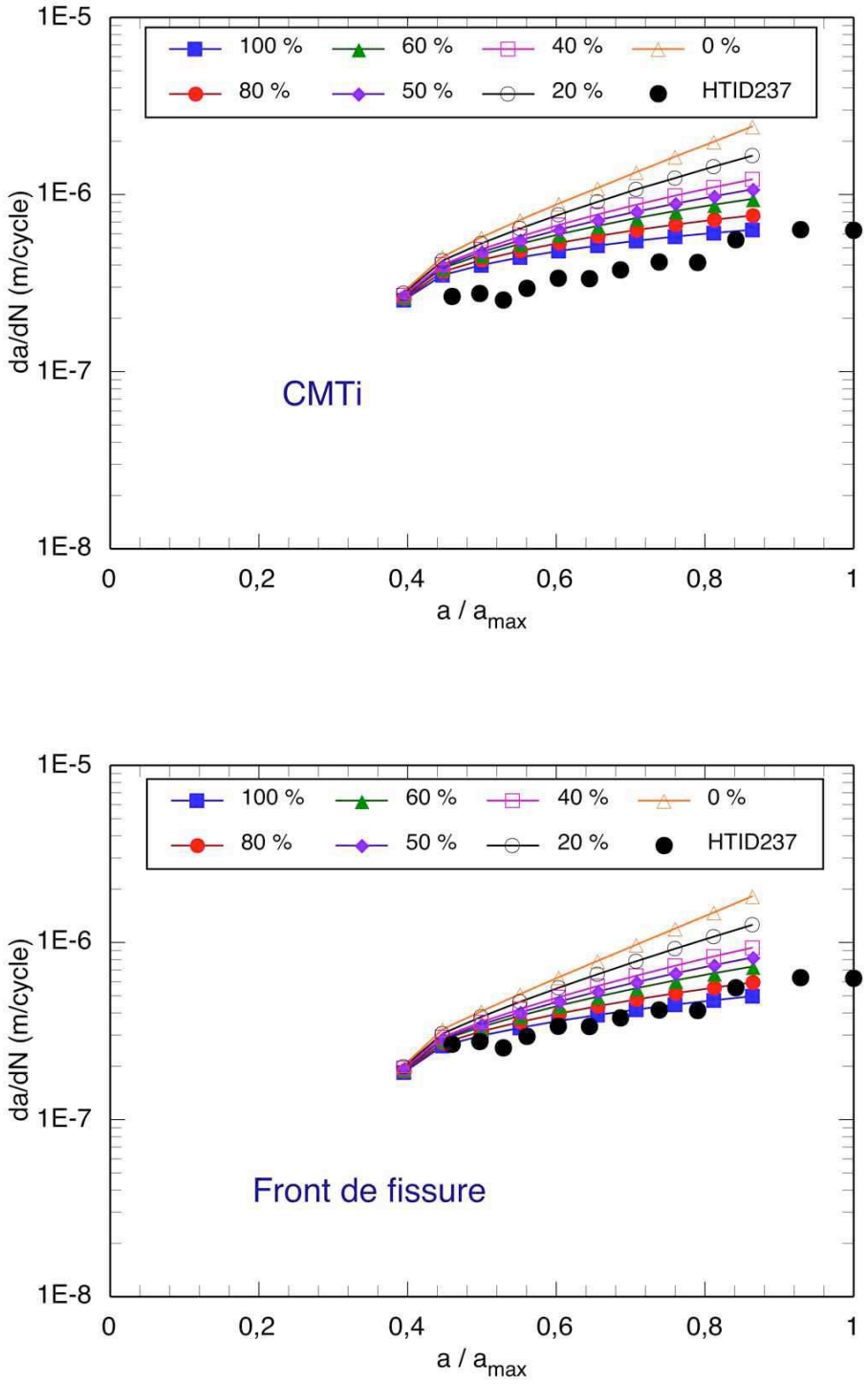
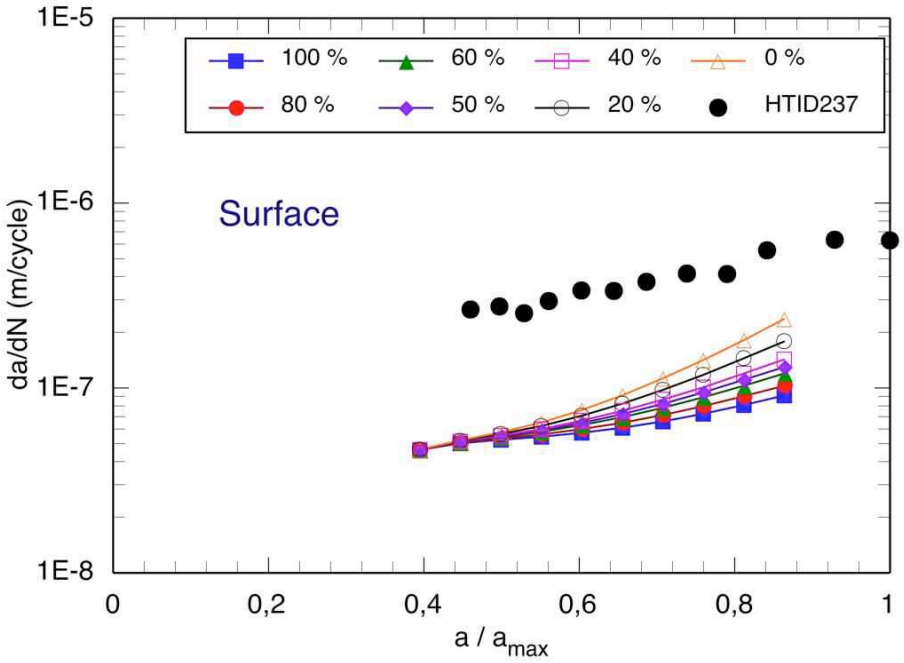
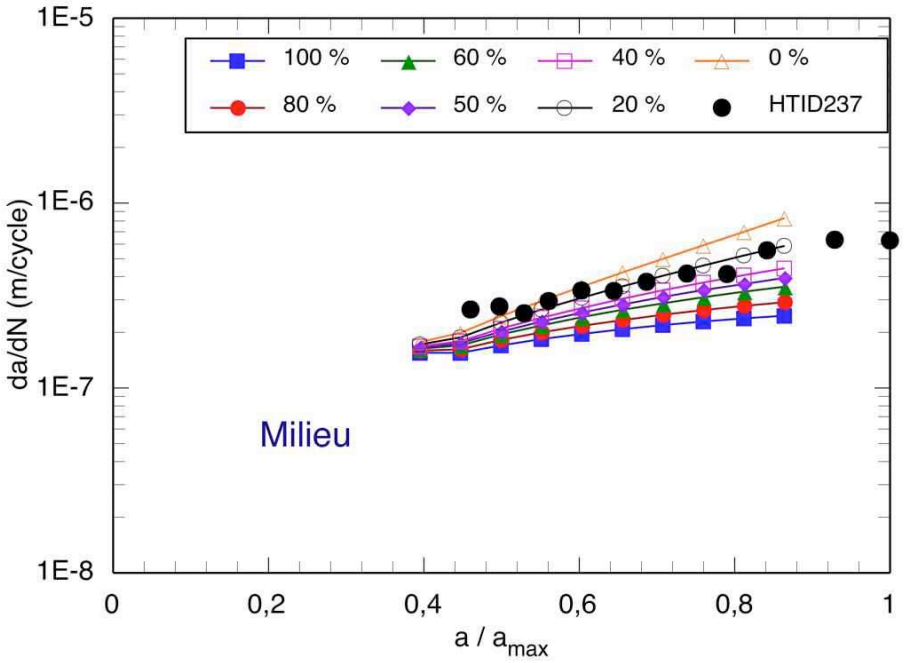


Figure B.2 – Évolution de la vitesse de propagation dans un bi-matériau, comparaison simulation-expérience pour le jeu de paramètres (n_2, C_2).


1E-5
1E-6
1E-7
1E-8
da/dN (m/cycle)
100 %
60 %
40 %
0 %
80 %
50 %
20 %
HTID237
Surface
0
0,2
0,4
0,6
0,8
1
a / a_max


1E-5
1E-6
1E-7
1E-8
da/dN (m/cycle)
100 %
60 %
40 %
0 %
80 %
50 %
20 %
HTID237
Milieu
0
0,2
0,4
0,6
0,8
1
a / a_max

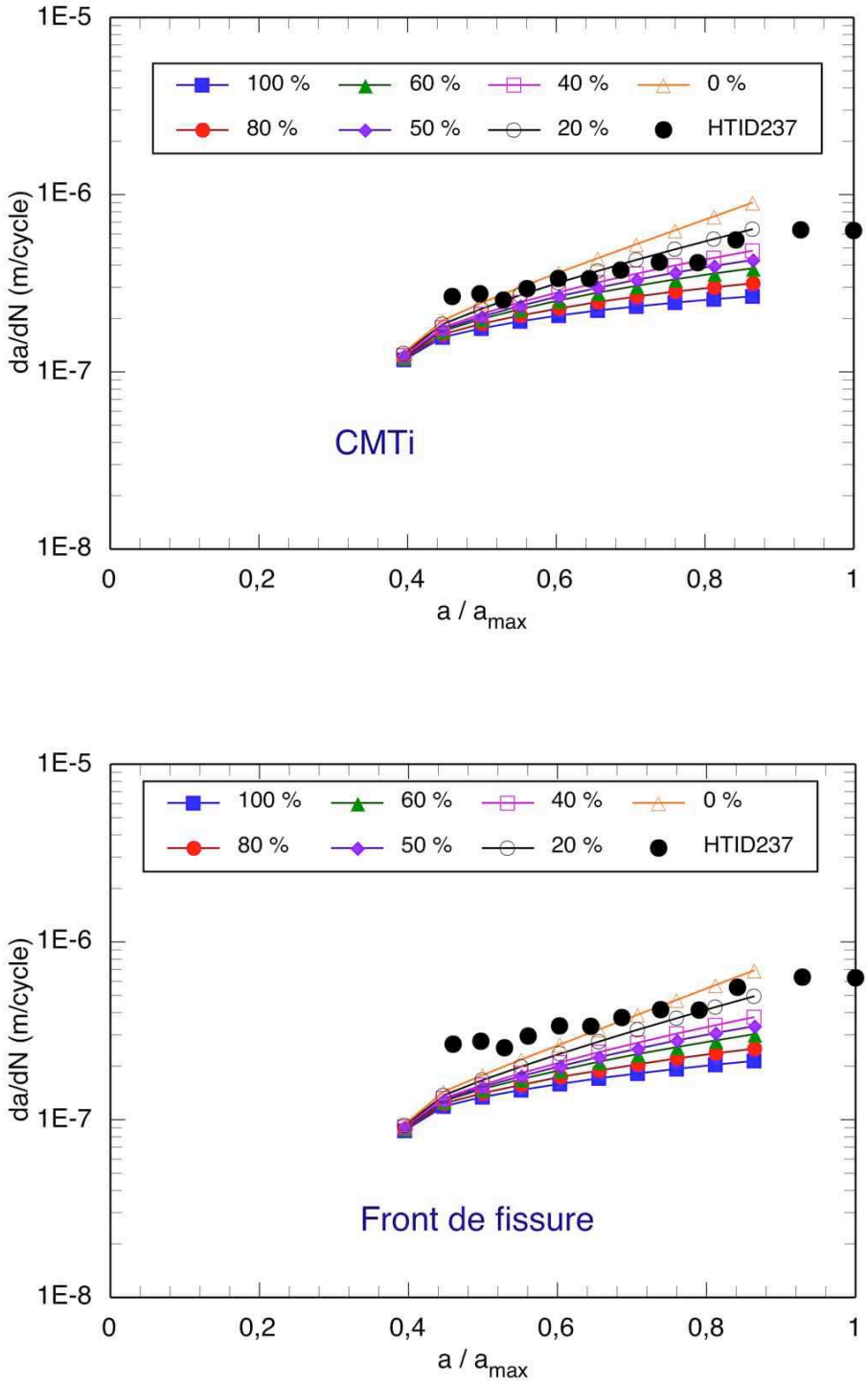


Figure B.3 – Évolution de la vitesse de propagation dans un bi-matériau, comparaison simulation-expérience pour le jeu de paramètres (n_3, C_3).

Annexe -C-

Influence de la position de la partie composite par rapport à la gaine de titane

Pour étudier l'influence de la position de la partie composite par rapport à la gaine de titane sur la réponse globale de l'éprouvette, il serait intéressant de mailler la totalité de la section de celle-ci (figure C.1). Le modèle utilisé dans les simulations de l'essai de fatigue mécano-thermique (figure V.5) suppose que le CMTi est centré. La sur-épaisseur de titane est uniforme aux alentours de la partie composite, alors que dans le deuxième modèle, le composite est décentré.

La figure C.2 présente l'évolution de la contrainte macroscopique σ_{33} en fonction de la déformation mécanique calculée dans le cas des deux modèles, pour l'essai réalisé à la contrainte maximale de 975 MPa. A l'issue du premier cycle de fatigue, la déformation résiduelle est légèrement plus importante dans le modèle n° 2 comparée au premier. On remarque aussi que celle-ci diminue quand le nombre de cycle augmente pour les deux modèles.

Les figures C.3 et C.4 présentent l'évolution de la contrainte σ_{33} en fonction du temps, imposée respectivement aux fibres et à la matrice dans les deux modèles. Dans la figure C.3, on remarque que les CRE sont plus importantes dans le deuxième modèle que dans le premier. On remarque aussi que l'état initial de contraintes résiduelles de compression issu de l'étape d'élaboration dans les fibres se relaxe dès le premier cycle de chargement dans les deux modèles. Cet état de contraintes devient en tension et augmente avec le nombre de cycles de fatigue mécano-thermique. On constate aussi une augmentation du niveau moyen de contraintes dans les fibres et une relaxation de celui-ci dans la matrice (figure C.4). On note également que le phénomène de rechargement des fibres dans le modèle n° 2, qui se manifeste macroscopiquement par l'apparition d'un rochet mécanique (figure **??**), est comparable au premier. La méthode d'homogénéisation TFA utilisée dans nos simulations permet donc de donner des résultats satisfaisants. Les figures C.6a et C.6b présentent le champ de contraintes σ_{33} obtenu à la suite de l'application de 10 cycles de fatigue mécano-thermique, respectivement pour le 1^{er} et le 2^{eme} modèle.

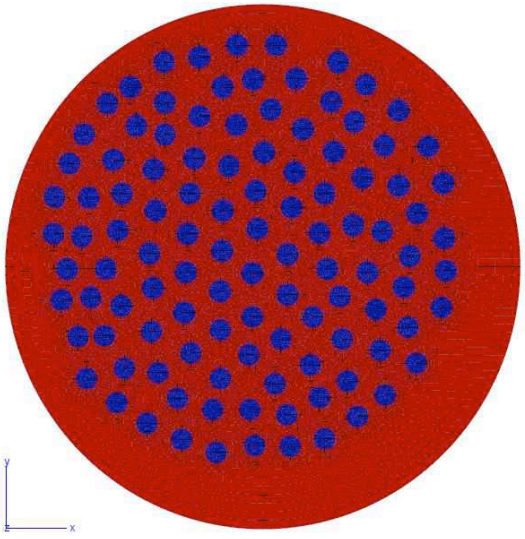


Figure C.1 – Section transversale de l'éprouvette HTID202 (modèle n° 2).

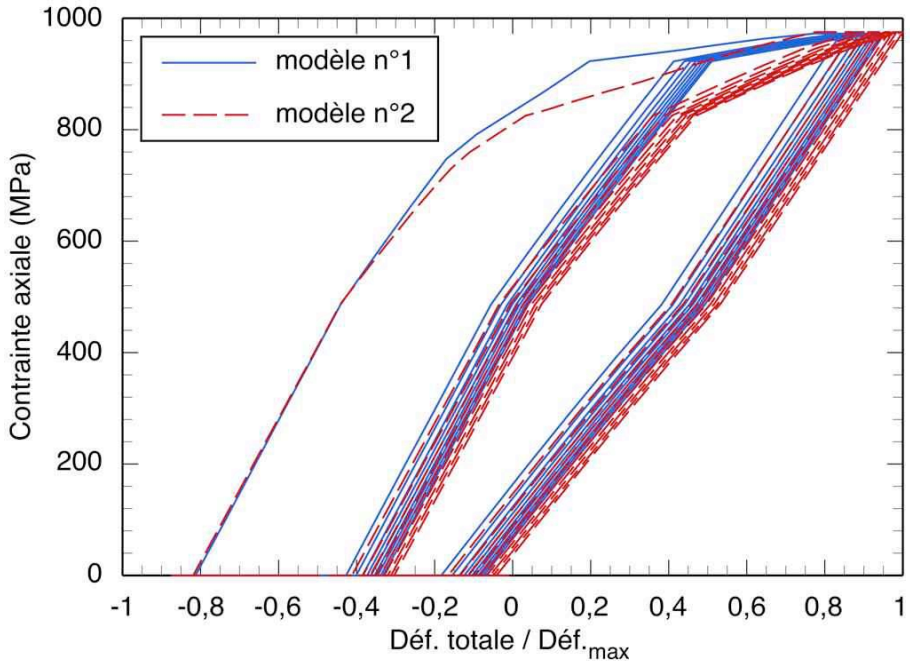


Figure C.2 – Boucles de comportement pour les deux cas de modèles, cycle FMT-90 s-[100 °C - 450 °C], $\sigma_{max} = 975$ MPa.

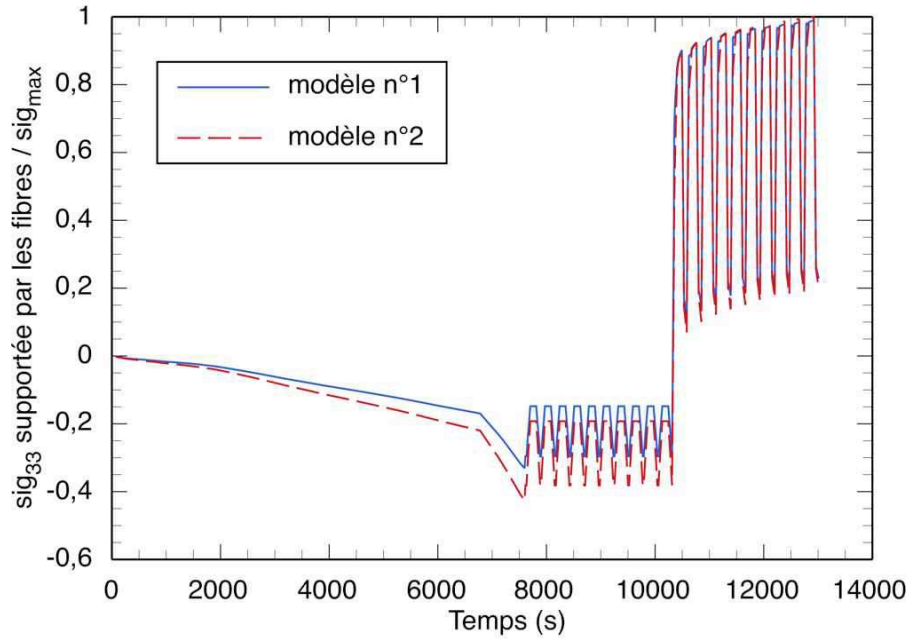


Figure C.3 – Évolution de la contrainte σ_{33} imposée aux fibres en fonction du temps, cycle FMT-90 s-[100 °C - 450 °C], $\sigma_{max} = 975$ MPa.

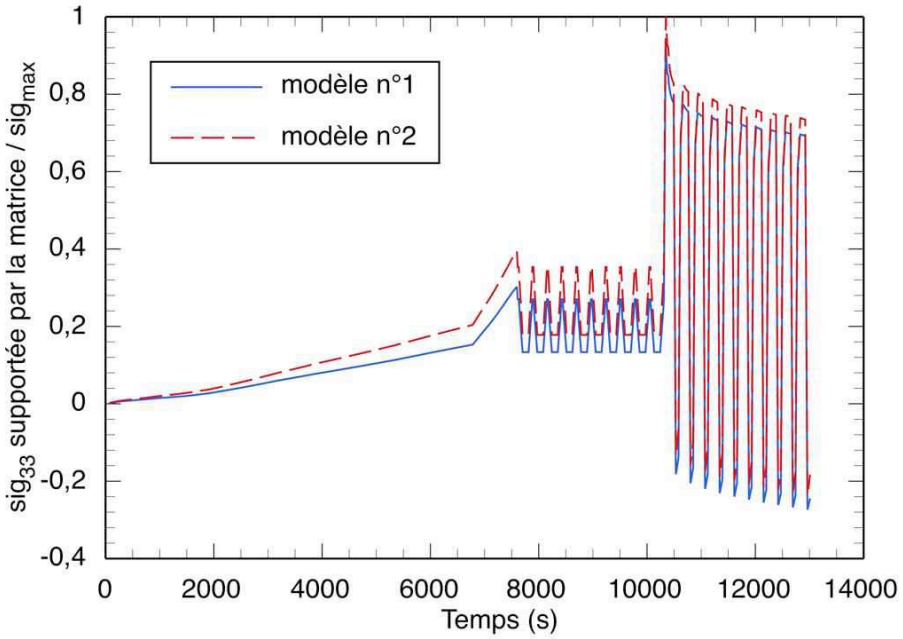


Figure C.4 – Évolution de la contrainte σ_{33} imposée à la matrice en fonction du temps, cycle FMT-90 s-[100 °C - 450 °C], $\sigma_{max} = 975$ MPa.

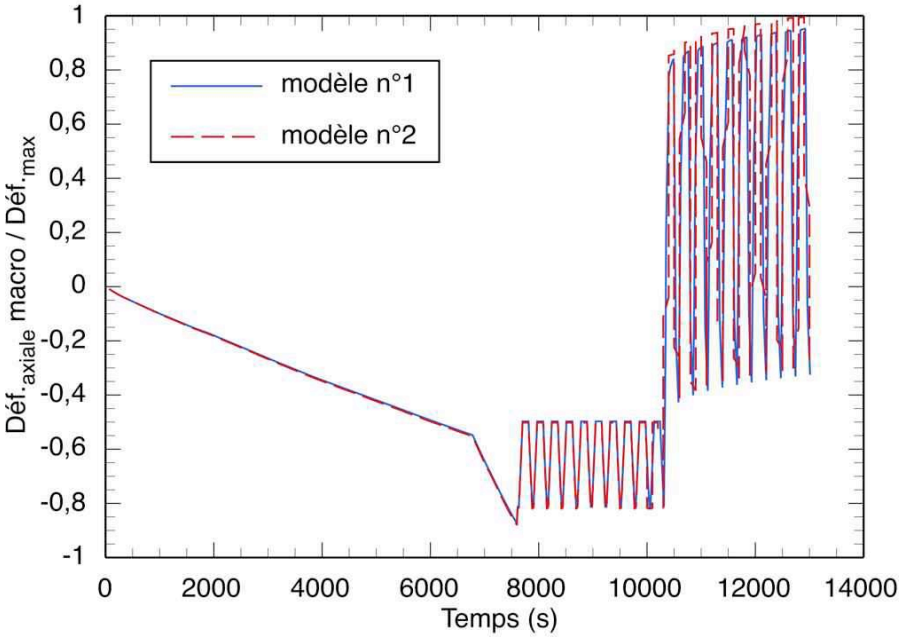
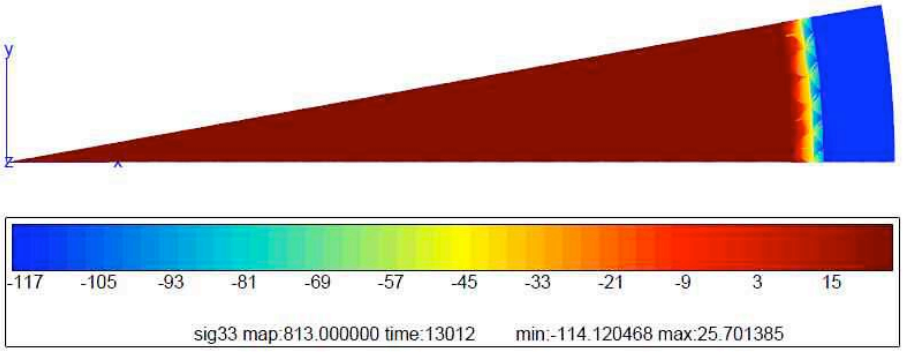
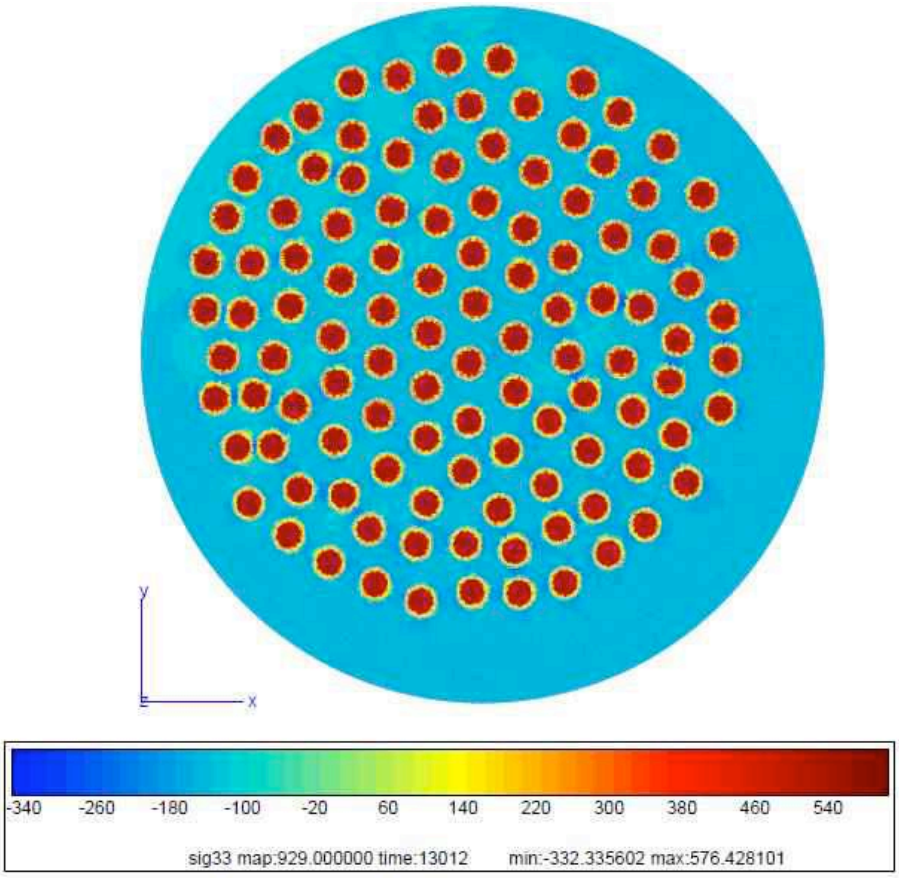


Figure C.5 – Évolution de la déformation axiale macroscopique, cycle FMT-90 s-[100 °C - 450 °C], $\sigma_{max} = 975$ MPa.



(a) modèle n° 1.



(b) modèle n° 2.

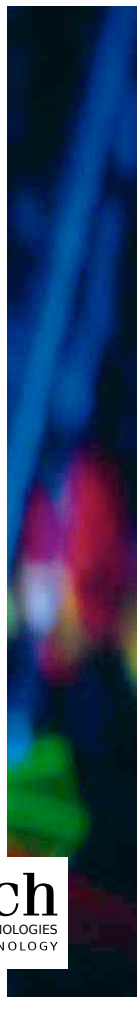
Figure C.6 – Contraintes axiales, $N_{FMT} = 10$ cycles, cycle FMT-90 s-[100 °C - 450 °C], $\sigma_{max} = 975$ MPa.

Comportement en fatigue anisotherme des composites unidirectionnels à matrice titane renforcée par des fibres de carbure de silicium

Résumé : L'objectif de cette étude est de déterminer la tenue du composite SCS-6/Ti6242, alliage de titane avec un renfort unidirectionnel de fibres SiC, pour des applications à température moyenne notamment pour des pièces critiques de moteurs aéronautiques, sous sollicitations thermiques et mécaniques combinées. Les conditions de chargement en service sont simulées en laboratoire par des essais de fatigue mécano-thermique, réalisés dans la plage de températures 100 °C - 450 °C, en contrainte imposée, sous un rapport de charge nul. Les observations des faciès de rupture réalisées par microscopie optique et électronique à balayage ont montré l'existence de deux mécanismes d'endommagement : la rupture des fibres comme en rupture monotone et la fissuration de la matrice par fatigue. Une analyse par éléments finis, issue d'une approche multi-échelle, a été mise en place pour étudier le comportement mécanique du composite. Les calculs montrent l'importance de la redistribution des contraintes entre les fibres et la matrice. Les résultats sont utilisés pour analyser la résistance des fibres en fatigue mécano-thermique. La croissance de fissures longues en conditions anisothermes et isothermes a fait l'objet d'une étude expérimentale. Une analyse de mécanique de la rupture recourant à une méthode numérique de zone cohésive a permis de rationaliser les vitesses de fissuration observées.
Mots clés : Composites matrice titane, fatigue mécano-thermique, fissuration anisotherme, mécanismes d'endommagement, mécanique de la rupture, zone cohésive.

Anisothermal fatigue behavior of a unidirectional titanium matrix composite reinforced with silicon carbide fibers

Abstract: The purpose of this study is to investigate the behavior of the composite SCS-6/Ti6242, a titanium alloy reinforced with continuous SiC fibers, designed for average temperature applications in particular for critical engine aircraft components, under combined thermal and mechanical loads. The thermal-mechanical tests under stress control using a stress ratio of zero and a temperature cycle between 100 °C and 450 °C, are chosen to simulate the actual loading of the composite part during engine operation. Observations of fracture surfaces under optical and scanning electron microscopy are consistent with a failure controlled by fibre fracture as in monotonous and fatigue matrix cracks. A finite element analysis, using a multiscale approach, is made to estimate the stress in the various components. Complex load redistribution occurs from matrix to fibers under thermal mechanical cycle. These results are used to analyze the fiber strength under such loading. The long cracks propagation under isothermal and anisothermal conditions was the subject of an experimental study. An analysis of fracture mechanics using a cohesive zone approach has rationalized the observed growth rates.
Keywords: Titanium matrix composites, thermal-mechanical fatigue, anisothermal fracture, damage mechanisms, fracture mechanics, cohesive zone.



MINES ParisTech

ParisTech
INSTITUT DES SCIENCES ET TECHNOLOGIES
PARIS INSTITUTE OF TECHNOLOGY