



Etude d'un composite aéronautique à matrice métallique sous chargements de fatigue : sollicitation mécano-thermique et propagation de fissures

Stéphane Hertz-Clemens

► To cite this version:

Stéphane Hertz-Clemens. Etude d'un composite aéronautique à matrice métallique sous chargements de fatigue : sollicitation mécano-thermique et propagation de fissures. Mécanique [physics.med-ph]. École Nationale Supérieure des Mines de Paris, 2002. Français. NNT : . tel-00005688

HAL Id: tel-00005688

<https://pastel.hal.science/tel-00005688>

Submitted on 5 Apr 2004

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.



ECOLE DES MINES
DE PARIS

Collège doctoral

N° attribué par la bibliothèque

□□□□□□□□□□

T H E S E

pour obtenir le grade de
Docteur de l'Ecole des Mines de Paris
Spécialité «Science et Génie des Matériaux»

présentée et soutenue publiquement
par
Stéphane HERTZ-CLEMENS

le 21 mai 2002

Etude d'un composite aéronautique à matrice métallique sous chargements de fatigue : sollicitation mécano- thermique et propagation de fissures

Directeur de thèse : Luc REMY

Jury

M.	ROUBY	Dominique	Président
N.	BILLARDON	René	Rapporteur
M.	MARTIN	Eric	Rapporteur
M.	DAMBRINE	Bruno	Examineur
M.	KRUCH	Serge	Examineur
M.	PETIT	Jean	Examineur

SOMMAIRE

I	<u>INTRODUCTION GENERALE</u>	1
I.1	CONTEXTE DE L'ÉTUDE	2
I.1.1	Introduction	2
I.1.2	Enjeu industriel	3
I.1.3	Objectifs de l'étude	4
I.2	LE COMPOSITE $\text{SM}\text{1140}^{\oplus}/\text{Ti}\text{6242}$	6
I.2.1	La fibre $\text{SM}\text{1140}^{\oplus}$	6
I.2.2	La matrice $\text{Ti}\text{6242}$	9
I.3	ELABORATION DES COMPOSITES À MATRICE MÉTALLIQUE À RENFORTS CONTINUS UNIDIRECTIONNELS	13
I.3.1	Différentes méthodes d'élaboration	13
I.3.2	Fabrication du composite $\text{SM}\text{1140}^{\oplus}/\text{Ti}\text{6242}$	16
I.3.3	Conséquence du mode de fabrication $\text{Ti}\text{6242}$ les contraintes résiduelles	17
I.4	EN RÉSUMÉ	20
II	<u>MÉTHODES EXPÉRIMENTALES</u>	21
II.1	LES ESSAIS DE FATIGUE MÉCANO-THERMIQUE	22
II.1.1	L'éprouvette de fatigue mécano-thermique $\text{SM}\text{1140}^{\oplus}/\text{Ti}\text{6242}$	22
II.1.2	L'instrumentation des éprouvettes	22
II.1.3	Description des essais de fatigue mécano-thermique	23
II.2	LA PROPAGATION DE FISSURES COURTES PAR FATIGUE	27
II.2.1	Les éprouvettes de fissuration	28
II.2.2	L'instrumentation des éprouvettes	29
II.2.3	La pré-fissuration	29
II.2.4	Le suivi de fissure à haute température	30
II.2.5	Le calcul du chargement limite pour les éprouvettes en $\text{Ti}\text{6242}$	30
II.2.6	Le déroulement des essais	32
II.3	LES ESSAIS SOUS VIDE	33
II.4	EN RÉSUMÉ	35
III	<u>COMPORTEMENT EN FATIGUE MÉCANO-THERMIQUE DU $\text{SM}\text{1140}^{\oplus}/\text{Ti}\text{6242}$</u>	37
III.1	INTRODUCTION	38
III.2	RAPPELS BIBLIOGRAPHIQUES	38
III.2.1	Cycles conventionnels $\text{Ti}\text{6242}$ hors-phase et en-phase	38

III.2.2 Cycles non-conventionnels.....	43
III.2.3 En résumé.....	44
III.3 DURÉES DE VIE DU COMPOSITE SM1140+/TI6242 EN FATIGUE MÉCANO-THERMIQUE	48
III.4 COMPORTEMENT DU COMPOSITE SM1140+/TI6242 EN FATIGUE MÉCANO-THERMIQUE	54
III.5 ENDOMMAGEMENT DU COMPOSITE SM1140+/TI6242 EN FATIGUE MÉCANO-THERMIQUE	63
III.6 EN RÉSUMÉ	70
IV. COMPORTEMENT EN FISSURATION DU SM1140+/TI6242	71
IV.1 INTRODUCTION	72
IV.2 PRINCIPE DES ESSAIS	74
IV.2.1 Géométrie des éprouvettes	74
IV.2.2 Choix des cycles.....	74
IV.2.3 Détails des essais de fissuration.....	75
IV.2.4 Représentation des résultats des essais de fissuration.....	76
IV.3 VITESSES DE PROPAGATION MESURÉES SUR LE COMPOSITE SM1140+/TI6242 EN FISSURATION.....	80
IV.3.1 Propagation en conditions anisothermes.....	80
IV.3.2 Propagation en conditions isothermes.....	80
IV.3.3 Effet de la forme du cycle sur la propagation.....	81
IV.3.4 Comparaison isotherme-anisotherme	82
IV.3.5 Information sur les mécanismes d'endommagement	82
IV.4 ENDOMMAGEMENT DU COMPOSITE SM1140+/TI6242 EN FISSURATION.....	89
IV.4.1 Faciès de rupture	89
IV.4.2 Cinétique d'oxydation des interphases en carbone de la fibre SM1140+	92
IV.4.3 Chemins de fissuration	100
IV.5 EN RÉSUMÉ	115
V. MODELISATION GENERALE ET DISCUSSION	117
V.1 INTRODUCTION	118
V.2 MODÉLISATION NUMÉRIQUE DU COMPORTEMENT DU COMPOSITE SM1140+/TI6242.....	119
V.2.1 Introduction	119
V.2.2 La modélisation.....	119
V.2.3 Lois de comportement	123
V.2.4 Validation de la modélisation numérique- calcul des contraintes résiduelles d'élaboration.....	126
V.2.5...Simulation du comportement du composite SM1140+/TI6242 en fatigue mécano-thermique.....	129
V.2.6 En résumé.....	142

V.3	DIFFICULTÉS LIÉES À L'ÉTUDE D'UN COMPOSITE À MATRICE MÉTALLIQUE RENFORCÉE PAR DES FIBRES LONGUES	143
V.3.1	Introduction	143
V.3.2	Changements d'échelle	143
V.3.3	Problèmes liés au mode de contrôle des essais de fatigue.....	145
V.3.4	En résumé.....	156
V.4	PRÉVISION DE LA DURÉE DE VIE EN FATIGUE DU COMPOSITE SM1140+/Ti6242.....	157
V.4.1	Calcul du niveau de chargement dans les constituants.....	157
V.4.2	Durée de vie en fatigue du composite SM1140+/Ti6242.....	164
V.4.3	En résumé.....	180
V.5	PREVISION DES VITESSES DE FISSURATION EN FATIGUE DU COMPOSITE SM1140+/Ti6242.....	181
V.5.1	Comportement en fissuration du Ti6242.....	181
V.5.2	Modélisation du comportement en fissuration de l'alliage de titane Ti6242.....	195
V.5.3	Modélisation du comportement en fissuration du composite SM1140+/Ti6242.....	206
V.5.4	En résumé.....	211
V.6	RESUME GENERAL.....	212
<u>CONCLUSIONS ET PERSPECTIVES.....</u>		213
<u>REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES.....</u>		217
<u>ANNEXES.....</u>		229
<u>ANNEXE A</u> ESSAIS SUR EPROUVETTES ENCAPSULEES		229
<u>ANNEXE B</u> CARACTERISATION EN FATIGUE MECANO-THERMIQUE D'EPROUVETTES CYLINDRIQUES		245
<u>ANNEXE C</u> COMPORTEMENT MECANIQUE DE L'ALLIAGE TI 6242		261
<u>ANNEXE D</u> PARAMETRES DES DEUX LOIS DE COMPORTEMENT DU Ti6242		269
<u>ANNEXE E</u> COEFFICIENTS DE LA LOI DE PARIS DE L'ALLIAGE DE TITANE Ti6242		273
<u>ANNEXE F</u> CHARGEMENT LIMITE D'UNE EPROUVETTE SEN		275
<u>ANNEXE G</u> CINETIQUE DE L'OXYDATION DES INTERPHASES DE CARBONE DE LA FIBRE SM 1140+		277
<u>ANNEXE H</u> CALCUL DES CONTRAINTES RESIDUELLES D'ELABORATION A PARTIR DES MESURES D'OXYDATION STATIQUE		279

I INTRODUCTION GENERALE

Ce premier chapitre est consacré à une présentation générale de l'étude. Après avoir positionné la problématique industrielle, nous présentons le matériau utilisé au cours de cette étude, le composite SM1140+/Ti6242. La dernière partie de ce chapitre expose le mode de fabrication du composite étudié et ses conséquences : les contraintes résiduelles d'élaboration.

I	<u>INTRODUCTION GENERALE</u>	1
I.1	CONTEXTE DE L'ÉTUDE	2
I.1.1	Introduction	2
I.1.2	Enjeu industriel	3
I.1.3	Objectifs de l'étude	4
I.2	LE COMPOSITE SM1140+/Ti6242	6
I.2.1	La fibre SM1140 +	6
I.2.2	La matrice l'alliage de titane Ti6242	9
I.3	ELABORATION DES COMPOSITES À MATRICE MÉTALLIQUE À RENFORTS CONTINUS UNIDIRECTIONNELS	13
I.3.1	Différentes méthodes d'élaboration	13
I.3.2	Fabrication du composite SM1140+/Ti6242	16
I.3.3	Conséquence du mode de fabrication les contraintes résiduelles	16
I.4	EN RÉSUMÉ	20

I.1 CONTEXTE DE L'ETUDE

I.1.1 Introduction

Les composites à matrice titane renforcée par des fibres longues en carbure de silicium gros diamètre suscitent actuellement un gros intérêt aussi bien en Europe qu'aux Etats-Unis. Ils représentent en effet un enjeu majeur pour les applications aéronautiques car ils allient à la fois de hautes propriétés mécaniques jusqu'à 550°C et une masse volumique très faible (environ 4 g/cm³). Ces caractéristiques intéressantes en font des candidats idéals pour le remplacement des matériaux monolithiques classiques utilisés à l'heure actuelle dans les moteurs aéronautiques. En effet, les alliages métalliques répondent bien aux exigences sévères des moteurs actuels, mais ils s'avèrent insuffisants pour supporter les niveaux de contrainte et de température visés dans le futur. C'est pourquoi Snecma Moteurs envisage d'utiliser des composites à matrice métallique base titane pour la réalisation des disques de compresseur [Guédou 99].



Figure I-1 : Secteur d'ANneau Aubagé Monobloc (ANAM) fabriqué à Snecma Moteurs

I.1.2 Enjeu industriel

La solution envisagée par Snecma Moteurs est donc de remplacer des disques de compresseur classiques par des ANneaux Aubagés Monobloc (ANAM), figure I-1, où le renfort en composite unidirectionnel localisé à l'alésage de l'anneau sert principalement à reprendre les contraintes circonférentielles dues à l'effort centrifuge du moteur, figure I-2.

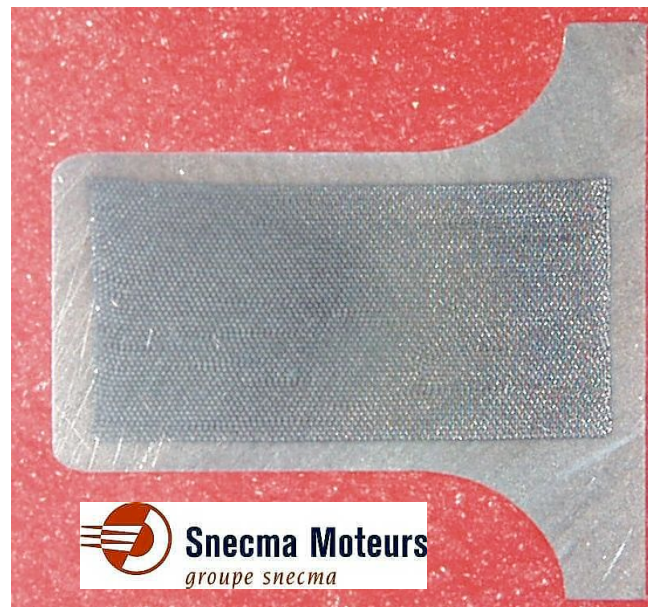


Figure I-2 : Vue en coupe de l'ANAM – Insert en composite SiC/Ti

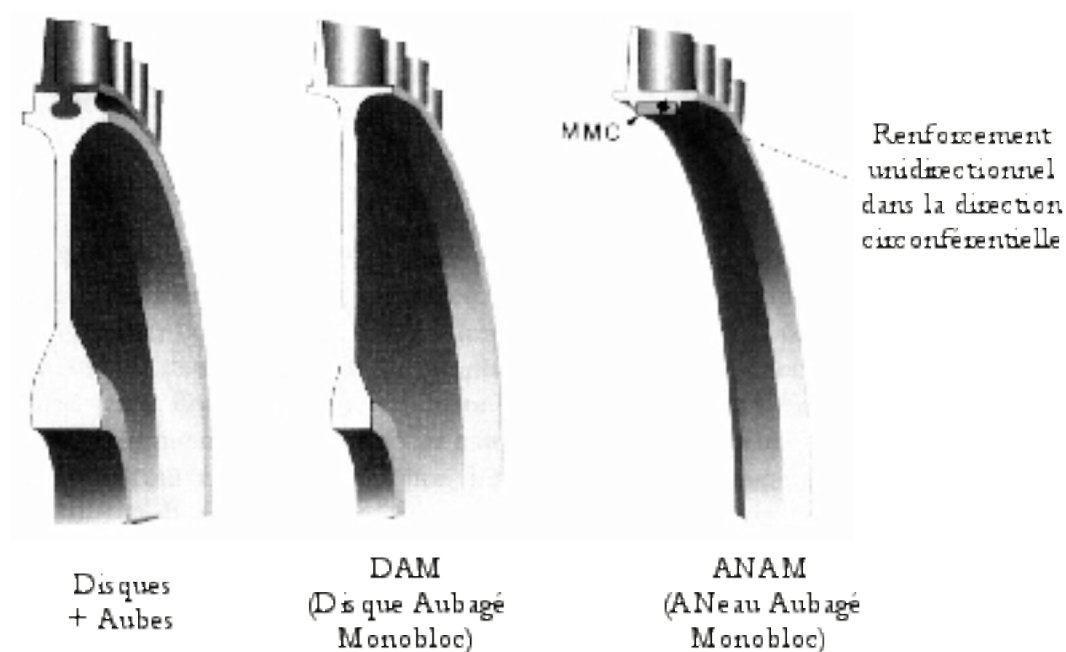


Figure I-3 : Evolution technologique dans la fabrication des disques de compresseur [Ward-Close et al. 96]

La première étape de ce saut technologique, figure I-3, a été réalisée par la réalisation d'un Disque Aubagé Monobloc (DAM) dans lequel la partie centrale a été allégée grâce à un changement de mode d'assemblage des aubes. Le gain de masse est à ce stade de 30%. La seconde partie de cette évolution technologique est en cours et permettra donc d'obtenir des disques beaucoup moins massifs que précédemment en réalisant des gains de masse supérieurs à 50%.

L'introduction de matériau composite ainsi que la nouvelle géométrie du disque engendrent de nouveaux problèmes liés :

- à la nature même de la pièce réalisée (maîtrise du procédé de fabrication, réalisation de préformes adaptées...)
- à l'utilisation du composite (contrôle des contraintes résiduelles d'élaboration, connaissance des mécanismes d'endommagement...).

Dans le cadre d'un projet regroupant des industriels (Snecma Moteurs), des organismes de recherche publics (ONERA) et des universitaires (Université de Bordeaux, ENS de Cachan, Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris), un certain nombre de ces problèmes a été résolu ou est en passe de l'être :

- caractérisation en fatigue oligocyclique isotherme du composite [Legrand 97]
- optimisation du processus d'élaboration [Baroumes 98]
- construction d'une loi de comportement endommageable [Pottier 98]
- étude des mécanismes d'endommagement interfaciaux [Guichet 98] [Malon 00]
- étude du composite en fluage sens long [Faucon 99] et sens travers [Carrère 01]

Des problèmes demeurent à l'heure actuelle encore ouverts. Ainsi Snecma Moteurs doit dimensionner le disque de compresseur en fatigue, sollicitation correspondant aux séquences décollage-atterrissage de l'avion. Or, si le comportement en fatigue isotherme du composite SM1140+/Ti6242 est connu [Legrand 97], la sollicitation vue par le disque, qui a pour origine les forces centrifuges dues à la rotation du moteur, est principalement anisotherme. Le comportement du SM1140+/Ti6242 en fatigue mécano-thermique et les mécanismes d'endommagement associés sont encore mal connus.

I.1.3 Objectifs de l'étude

L'objectif principal de la thèse est de **caractériser le comportement et l'endommagement du composite SM1140+/Ti6242 en fatigue mécano-thermique**, c'est-à-dire dans des conditions réelles de fonctionnement. Toutefois, **afin de mieux appréhender les mécanismes d'endommagement présents au sein d'un matériau composite à matrice métallique des essais de propagation de fissure par fatigue** ont également été réalisés. Ces essais originaux permettent d'accéder à des cinétiques d'endommagement inconnues jusqu'alors par la seule réalisation d'essais sur

«Éléments de volume». Ces deux directions de recherche importantes ont ensuite été modélisées pour permettre la mise en place d'outils simples d'aide à la décision ou au dimensionnement.

Le plan de cette thèse se décompose de la manière suivante :

- **le matériau** de cette étude, à savoir le composite SM1140+/Ti6242, est présenté dans le premier chapitre de ce rapport.
- **les techniques expérimentales** mises en œuvre sont détaillées dans le second chapitre.
- le troisième chapitre est consacré à **l'étude du comportement en fatigue mécano-thermique** du composite SM1140+/Ti6242. Les résultats des essais menés dans des conditions réalistes de chargement y sont détaillés ainsi que les principaux mécanismes d'endommagement identifiés.
- l'étude du composite SM 1140+/Ti6242 **en fissuration par fatigue** fait l'objet du quatrième chapitre. Les cinétiques de fissuration mesurées dans des conditions de pontage de la fissure par les fibres y sont détaillées. De plus, des mesures d'usure des interphases en carbone des fibres SM1140+ sont présentées et modélisées.
- le cinquième chapitre est consacré à **la modélisation du comportement du composite**. Des modèles simples sont mis en place pour décrire le comportement du composite en fatigue mécano-thermique et également en fissuration. Des essais de fissuration par fatigue réalisés sur l'alliage Ti6242 y sont également présentés.
- nous apportons dans le sixième et dernier chapitre une **conclusion et des perspectives** à ce travail.

I.2 LE COMPOSITE : SM1140+/Ti6242

I.2.1 La fibre SM1140 +

La fibre de carbure de silicium SM 1140+, figure I-4, est commercialisée pour entrer dans la fabrication de composites à matrice métallique dont les températures d'utilisation sont comprises entre 450 et 800°C.

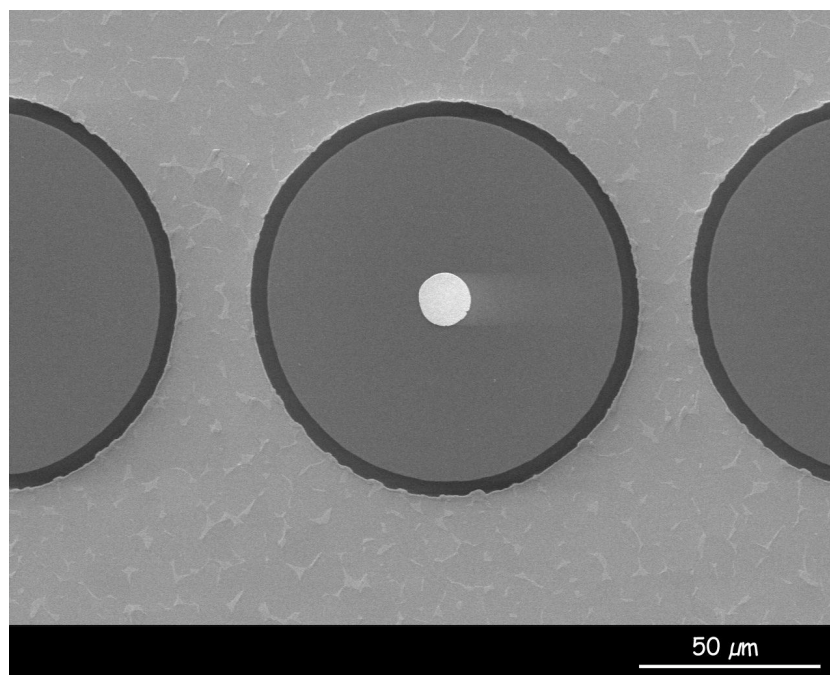


Figure I-4 : Microstructure du composite SM1140+/Ti6242

Cette fibre, fabriquée par DERA Sigma¹ (Defense Research Agency) au Royaume-Uni, est une évolution du filament SM 1040 élaborée par B.P. (British Petroleum) au début des années 90. Ce filament SM 1040, de 100 μm de diamètre, a connu plusieurs évolutions [Boiteau-Auvray 97]. Différents revêtements ont été déposés sur cette fibre : du carbone sur 1 μm (fibre 1140), un double revêtement C/TiB₂ (fibre 1240) et enfin un dépôt de carbone de 4,5 μm (fibre 1140+).

¹ Activité hébergée à présent par QinetiQ

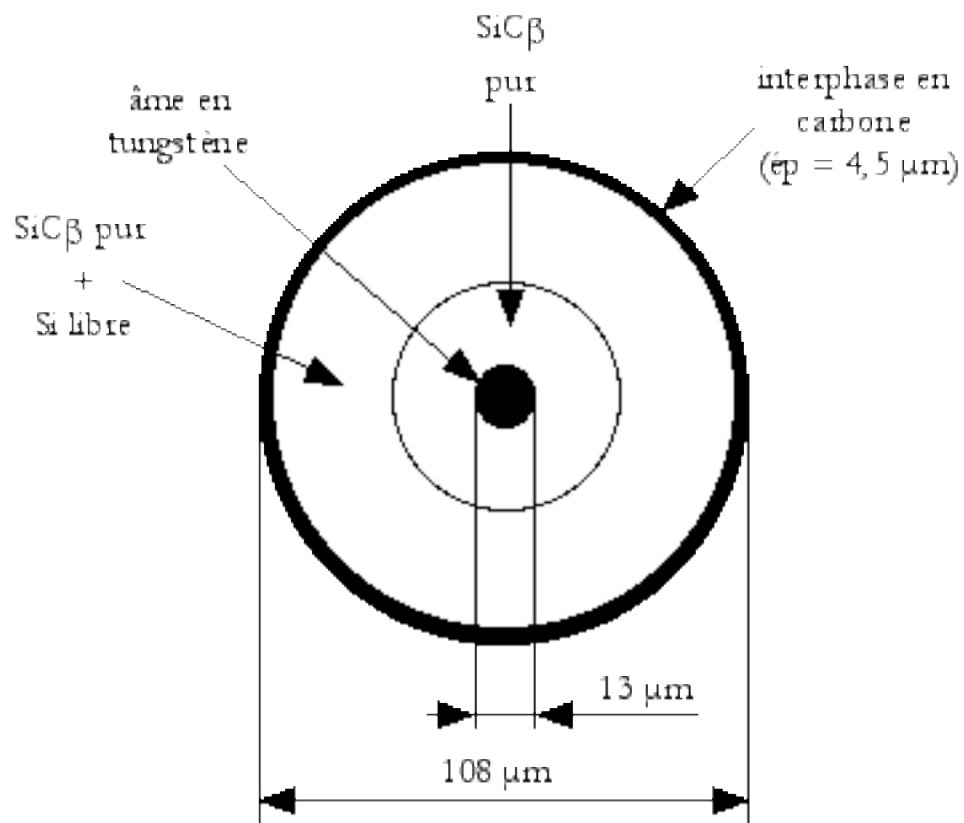


Figure I-5 Représentation schématique d'une fibre SM140+ vue en coupe

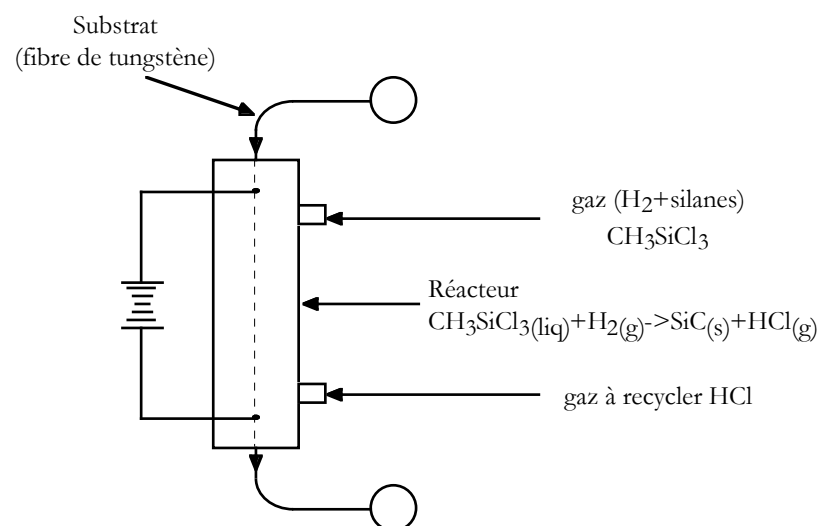


Figure I-6 Principe du dépôt chimique en phase vapeur

La fibre SM 1140+, représentée sur la figure I-5, est élaborée par un dépôt chimique en phase vapeur (CVD) de carbure de silicium sur un substrat filamentaire en tungstène de 13 mm de diamètre environ. Bien que possédant de hautes propriétés mécaniques, le tungstène peut dégrader les propriétés potentielles de la fibre. En effet aux températures élevées, le carbure de silicium et le tungstène réagissent pour donner naissance à une zone de réaction fragile, site possible d'amorçage de fissure [Boiteau-Auvray 97].

Lors de la première étape du processus de fabrication, du carbure de silicium bêta est déposé sur le substrat, chauffé par effet Joule, sur une épaisseur de 43 mm. Ce dépôt est constitué de deux zones : la première, près de l'âme, contenant uniquement du carbure de silicium bêta pur, et la seconde présentant un mélange de carbure de silicium bêta et de silicium libre avec d'autant plus de silicium libre que l'on se rapproche de l'interphase [Le Petitcorps 85]. La taille des grains colonnaires de SiC diminue quand on s'éloigne de l'âme en tungstène [Chen 99]. Le processus de fabrication du filament est schématisé figure I-6. Au cours de la deuxième étape d'élaboration de la fibre, du carbone pyrolytique est déposé par CVD sur une épaisseur de 4,5 mm. Cette ultime couche, elle-même subdivisée en différentes épaisseurs, servira d'interphase à la fibre. Le diamètre final de la fibre SM 1140+ est d'environ 108 mm. Le tableau I-1 donne les caractéristiques principales de la fibre à température ambiante.

Tableau I-1 : Propriétés de la fibre SM 1140+ à température ambiante [Schulte et al. 91]

Densité (g/cm ³)	E (GPa)	S _{rupture} (MPa)	e _{rupture} (%)	Coefficient de dilatation (°C ⁻¹)
3,5	395	3600	1	4,5 10 ⁻⁶

L'interphase en carbone a un rôle fondamental dans la tenue de la fibre :

- elle facilite la manipulation de la fibre lors de l'élaboration du composite
- elle joue un rôle de couche sacrificielle lors de l'élaboration du composite en empêchant une réaction entre le titane et le carbure de silicium
- elle permet de dévier les fissures matricielles et éventuellement d'arrêter les fissures issues des ruptures de fibres. Lorsque la fissure matricielle est trop importante, cette couche peut dissiper de l'énergie par frottement et décohésion et empêcher ainsi la rupture des fibres
- l'interphase lisse les défauts inhérents au procédé de fabrication, présents en surface du filament, et permet même d'augmenter les propriétés mécaniques de la fibre [Nutt et al. 85] [Debray 95].

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

Le titane est l'un des éléments les plus répandus sur Terre, mais la difficulté de sa métallurgie extractive a retardé son développement dans des applications industrielles. Sa masse volumique très faible ($4,5 \text{ g/cm}^3$) en fait toutefois un candidat idéal pour des applications aéronautiques.

A température ambiante, le titane pur est sous sa forme hexagonale compacte (phase **a**). A 882°C (transus **b**) se produit la transformation allotropique qui donne naissance à la forme cubique centrée du titane (phase **b**). Cette transformation présente toutes les caractéristiques de la transformation martensitique : c'est une réaction sans diffusion avec correspondance entre certains plans et directions cristallographiques. Les alliages de titane possèdent un effet de mémoire très fort de la transformation allotropique, les traitements thermiques réalisés après passage par le transus **b** ne modifient que difficilement les propriétés de l'alliage. L'hérédité des étapes réalisées au-dessus du transus **b** demeure à température ambiante. C'est pourquoi les diagrammes de phase des alliages de titane sont rares et souvent imprécis quant au traitement thermique subi par le métal caractérisé. Les éléments d'alliage ajoutés dans le titane vont influencer les propriétés de chaque phase, conditionner la cinétique de transformation et faire apparaître des domaines biphasés **a+b**.

Tableau I-2 : Composition de l'alliage de titane Ti6242

Al	Sn	Zr	Mo	Si	O ₂	Fe
6	2	4	2	0,1	0,15	0,25

(% massique)

D'après leur composition chimique et leur structure d'équilibre, on classe les alliages en différentes catégories :

- alliages **a** (IMI 834, Ti6242, Ti1100): ils contiennent essentiellement des éléments **a**-gènes (cf plus bas). Ces alliages qui possèdent une bonne aptitude au soudage sont difficilement déformables à froid. Les alliages **a** ne répondent pas aux traitements thermiques. Ils possèdent néanmoins une bonne résistance à chaud et une excellente tenue au fluage jusqu'à 550°C environ. Les alliages quasi-**a** font partie de cette catégorie.
- alliages **a-b** (TA6V, IMI 550, Corona 5): l'alliage TA6V est un alliage **a-b**, il est biphasé à température ambiante. Ces alliages qui réagissent aux traitements thermiques possèdent de bonnes caractéristiques mécaniques et sont métallurgiquement stables jusqu'à 450°C environ.
- alliages **b** (Ti17, Ti 10-2-3): ces alliages ont de bonnes aptitudes de déformation à froid et sont susceptibles de durcissement structural par traitement thermique.

L'alliage Ti6242, dont la composition est donnée dans le tableau I-2, est un alliage quasi-**a**. C'est-à-dire qu'il est constitué presque exclusivement de phase **a** (environ 90%), la phase **b** n'apparaissant qu'aux joints de grains. La figure I-7 présente la microstructure de l'alliage au sein du composite. La taille de grain de cet alliage est d'environ 10 μm . Le tableau I-3 indique les propriétés mécaniques à température ambiante de l'alliage Ti6242 ainsi que celles d'alliages très répandus.

Tableau I-3 Propriétés de différents alliages de titane à température ambiante

Nuance	Ti6242	Ti 1100	IMI 834	TA6V
E (GPa)	118	112	120	113
$S_{0,2}$ (MPa)	910	910	915	855
S_{rupture} (MPa)	1006	1015	1055	930
A (%)	10	10	12	12
Striction (%)	21	21	19	20

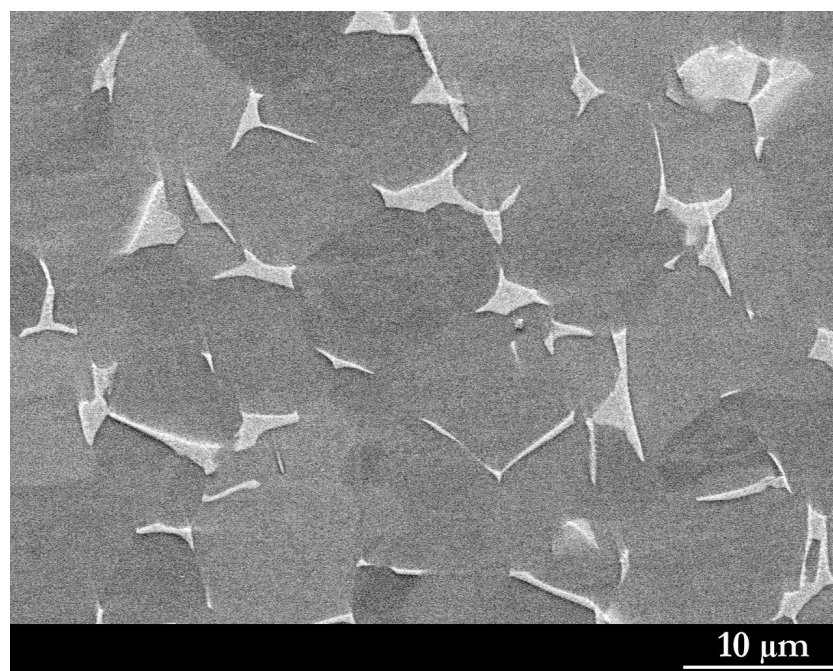


Figure I-7 Microstructure de l'alliage Ti6242

Les éléments présents dans l'alliage Ti-6242 vont influencer sur les caractéristiques microstructurales et donc modifier ses propriétés mécaniques :

- *aluminium* : c'est un élément **a**-gène, c'est-à-dire qu'il augmente le domaine d'existence de la phase **a** en élevant la température du transus **b**. L'aluminium est en solution solide de substitution dans la phase **a**. Il augmente la résistance de l'alliage, mais sa teneur doit être limitée car au-dessus de 7% il forme des composés Ti_3Al qui fragilisent l'alliage. L'aluminium limite la diffusion des atomes d'oxygène et augmente donc ainsi la tenue à l'oxydation de l'alliage.
- *étain et zirconium* : ce sont deux éléments neutres du point de vue de la microstructure de l'alliage. Toutefois ces éléments augmentent la résistance de l'alliage, l'étain améliorant en particulier la résistance au fluage.
- *molybdène* : c'est un élément **b**-gène isomorphe (c'est-à-dire miscible en toutes proportions dans la phase **b**), il augmente le domaine d'existence de **a+b**. Le molybdène, en stabilisant la phase **b**, augmente la résistance de l'alliage. De plus, il est présent aux interfaces fibre/matrice du composite et ralentit les mécanismes de diffusion.
- *silicium* : est un fort stabilisant de la phase **b**, il augmente les propriétés en fluage de l'alliage sans effet indésirable apparent.
- *fer* : est un élément **b**-gène eutectoïde (c'est-à-dire qu'il participe à la formation de composés intermétalliques).
- *les impuretés oxygène, azote, bore et carbone* : ils stabilisent la phase **a** et sont en insertion à cause de leur faible rayon atomique.

La figure I-8 présente des filiations réalisées à la microsonde sur le composite SM1140+/Ti-6242, on voit la variation des éléments en fonction de la nature des phases et du constituant.

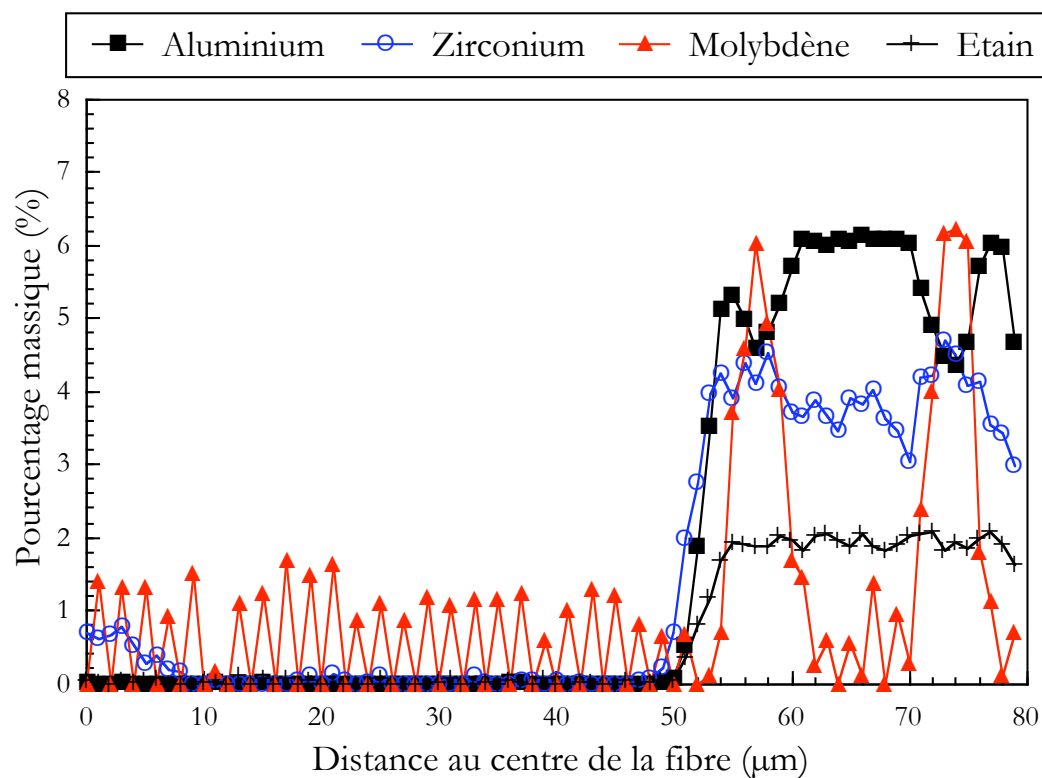
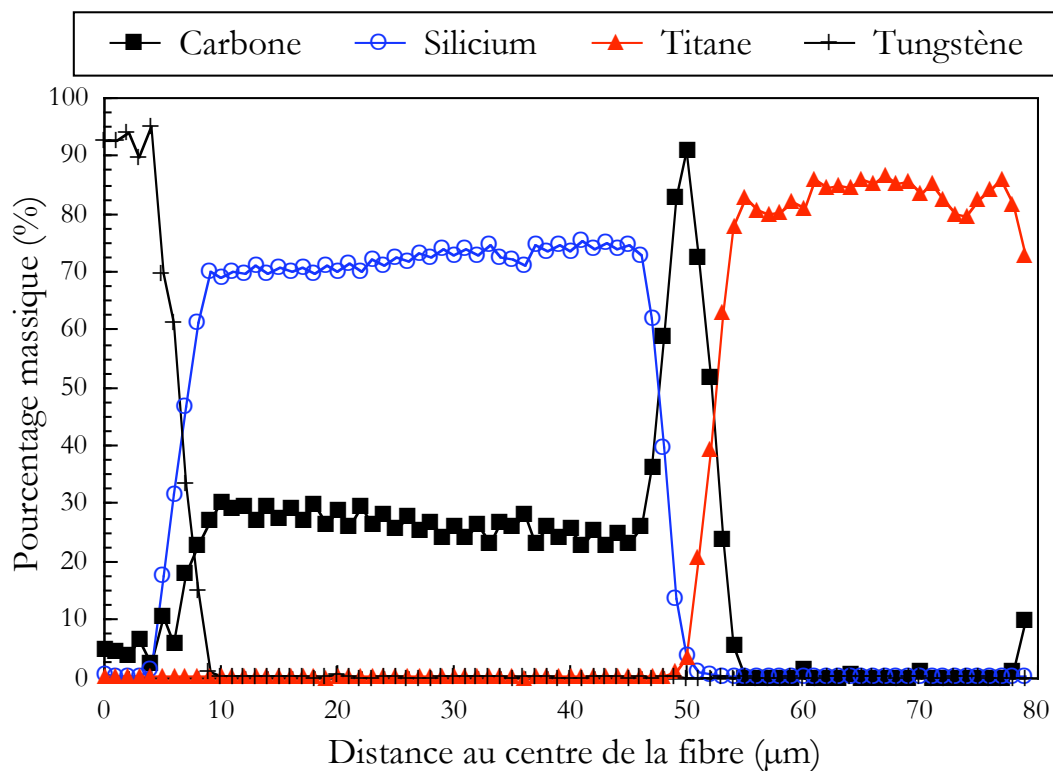


Figure I-9 □ Analyses à la microsonde des éléments d'alliage dans la matrice

I.3 ELABORATION DES COMPOSITES A MATRICE METALLIQUE A RENFORTS CONTINUS UNIDIRECTIONNELS

I.3.1 Différentes méthodes d'élaboration

Les composites à matrice métallique à fibres longues possèdent des propriétés mécaniques plus élevées que les autres composites à matrice métallique, mais leur coût de fabrication réduit leur champ d'application à des domaines très avancés. Le prix de revient d'un composite à matrice métallique à fibres longues se décompose en parts égales entre le prix de la fibre d'un côté et le coût de la matrice et de l'élaboration de l'autre [Smith et al. 84]. Le prix de la fibre pouvant chuter une fois l'application lancée, il est évident que le choix du processus de fabrication est la clé de la réduction de coût dans la fabrication des composites à matrice métallique.

Il existe deux grandes classes de méthodes de fabrication des composites à matrice métallique à fibres longues : les procédés dans lesquels la matrice est à l'état solide et ceux où elle est à l'état liquide. La figure I-9 présente schématiquement les différentes techniques d'élaboration des composites à matrice métallique à fibres longues. Quelle que soit la méthode choisie, les semi-produits obtenus sont soit des fibres liées et des feuillards, soit des fibres gainées, soit des préformes. Ces semi-produits sont ensuite compactés par pression à chaud sous vide (VHP) ou par pression isostatique à chaud (HIP).

De manière générale, le processus d'élaboration devra respecter certains impératifs :

- assurer un contrôle précis de la position des renforts
- garantir un taux minimal de porosité
- permettre une définition exacte de la fraction volumique de fibres
- ne pas entraîner de rupture de fibre prématurée
- assurer un contrôle des réactions interfaciales fibre/matrice
- la réalisation de pièces de différentes formes

Le tableau I-4 présente les avantages et inconvénients des principales méthodes d'élaboration des composites à matrice métallique à fibres longues unidirectionnelles.

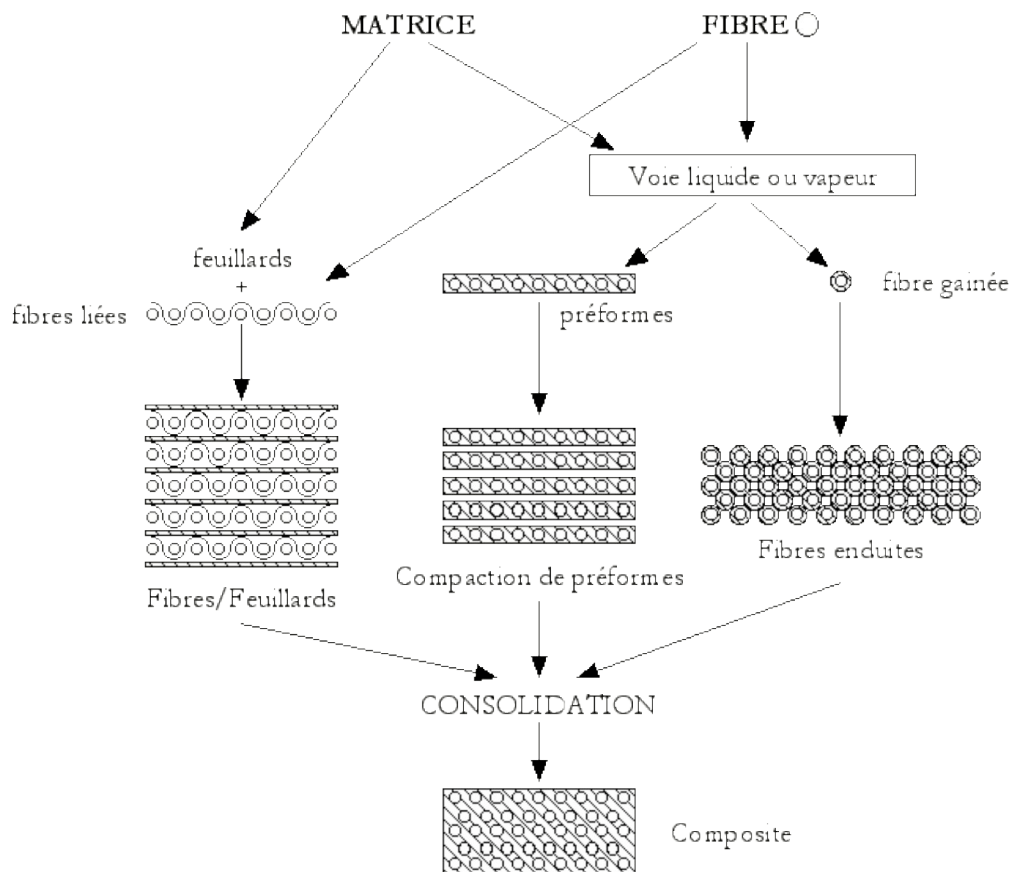


Figure I-9 □ Différentes méthodes d'élaboration de composites à matrices métalliques renforcées par des fibres longues, d'après [Guo 98]

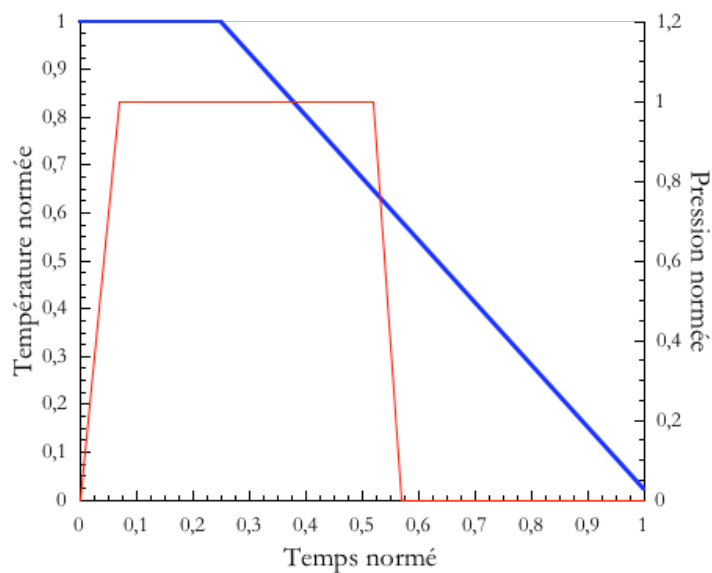


Figure I-10 □ Cycle de fabrication du composite SM1140+/Ti6242 (source Snecma Moteurs)

Méthode	Avantages	Inconvénients
Soudage diffusion □ « fibre/feuillard »	Approche courante, la plus ancienne, la mieux maîtrisée Température d'élaboration basse □ contamination faible	Besoin de surfaces très propres Production de feuillards difficile Formes limitées de pièces réalisables
Fibres enrobées de matrice	Haute qualité de distribution Fabrication de pièces compliquées Fraction volumique de fibres parfaitement contrôlée par épaisseur de matrice Espace inter-fibre constant	Contrôle de la composition de la matrice parfois difficile Coût très élevé surtout si la matrice est déposée en phase vapeur
Imprégnation par voie liquide	Méthode peu coûteuse Utilisation de toutes les matrices possibles Peu de porosité Infiltration de configurations complexes	Réactions chimiques très importantes Contrôle de la zone de réaction difficile Dégradation possible des renforts
Projection plasma de poudres □ réalisation de préformes	Bonne répartition des fibres Dépôt de différentes sortes de matrice Production de pièces de formes différentes	Contamination possible à l'oxygène Porosité dans la fabrication de préformes

Tableau I-4 □ Avantages et inconvénients des principales méthodes d'élaboration de composites à matrice métallique renforcée par des fibres longues [Mittnick 90][Terry et al. 90][Ward-Close et al. 96]

I.3.2 Fabrication du composite SM1140+/Ti6242

Le composite SM1140+/Ti6242 est fabriqué dans le laboratoire de Snecma Moteurs par la technique «fibre/feuillard». Dans cette opération, des feuillards de Ti6242 sont compactés à chaud sous vide avec des fibres SM1140+. Les fibres sont maintenues entre elles par un liant organique pulvérisé qui est évacué par dégazage lors du passage à haute température. Les éprouvettes réalisées comportent 12 nappes de fibres. Le cycle d'élaboration du composite est décrit figure I-10. La pression appliquée dans la partie chaude du cycle permet d'augmenter la densification du composite en profitant des propriétés de superplasticité du titane et aussi de réduire les contraintes résiduelles d'élaboration [Baroumes 98]. Cette pression est appliquée par l'intermédiaire d'outillages de presse en TZM (alliage de molybdène), à l'ensemble fibres liées-feuillards maintenu en place, comme le montre la figure I-11. La température de fabrication du composite ne doit pas dépasser la température du transus β (996°C dans le cas du Ti6242) pour éviter les modifications microstructurales.

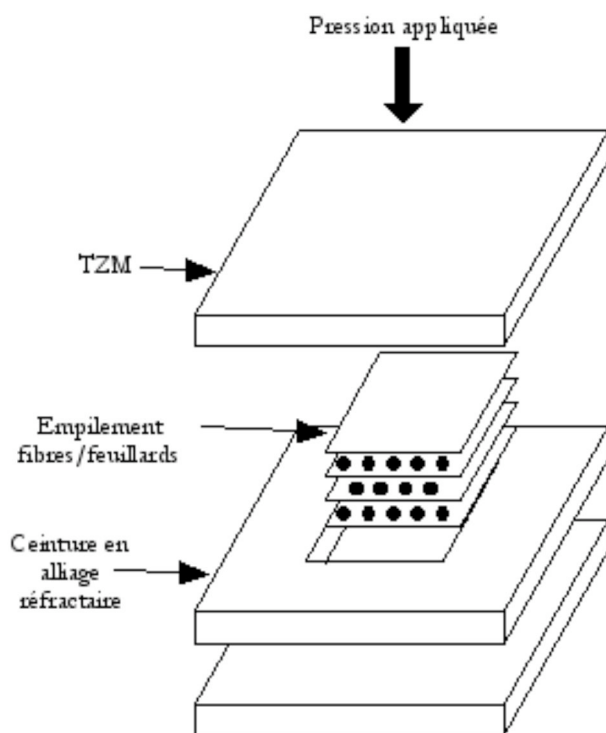


Figure I-11 Technique de compaction du composite

I.3.3 Conséquence du mode de fabrication : les contraintes résiduelles

Pendant la dernière phase du processus d'élaboration, le composite est refroidi jusqu'à température ambiante. Or les coefficients de dilatation de la fibre [Aumont 99] et de la matrice [Baroumes 95] sont différents comme le montre la figure I-12. Après

refroidissement, il existe un état de contraintes résiduelles au sein du composite : **la matrice est en traction et les fibres en compression**. Les contraintes résiduelles que l'on étudie ici sont les contraintes longitudinales. De nombreux auteurs ont mis en évidence l'importance de ces contraintes résiduelles sur le comportement global du composite et ont essayé de caractériser leur évolution avec le chargement [Bobet et al. 97] [Feillard 96].

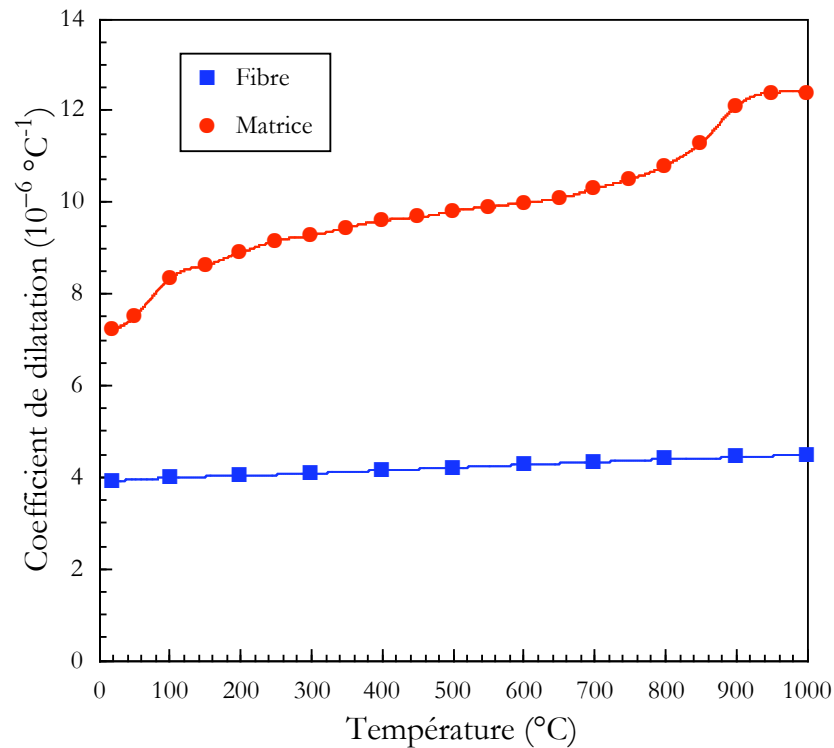


Figure I-12 Evolution des coefficients de dilatation de l'alliage de titane Ti-6242 et des fibres SM1140+ [Molliex 98][Aumont 99]

Il existe de nombreuses manières de mesurer les contraintes résiduelles au sein d'un matériau composite à matrice métallique renforcée par des fibres longues : diffraction des rayons X [Legrand 97], diffraction des neutrons [Levy-Tubiana 99] et techniques de dissolution partielle [Legrand 97] ou totale [Baroumes 98]. La diffraction des rayons X ne permet que d'avoir des renseignements en surface sur l'état de contraintes dans la matrice et oblige à multiplier les mesures dans toute l'épaisseur du composite. La diffraction des neutrons permet d'avoir des informations en profondeur dans le matériau mais est une technique très lourde à mettre en œuvre. Aussi nous avons choisi de mesurer les contraintes résiduelles par dissolution totale d'une éprouvette de fatigue.

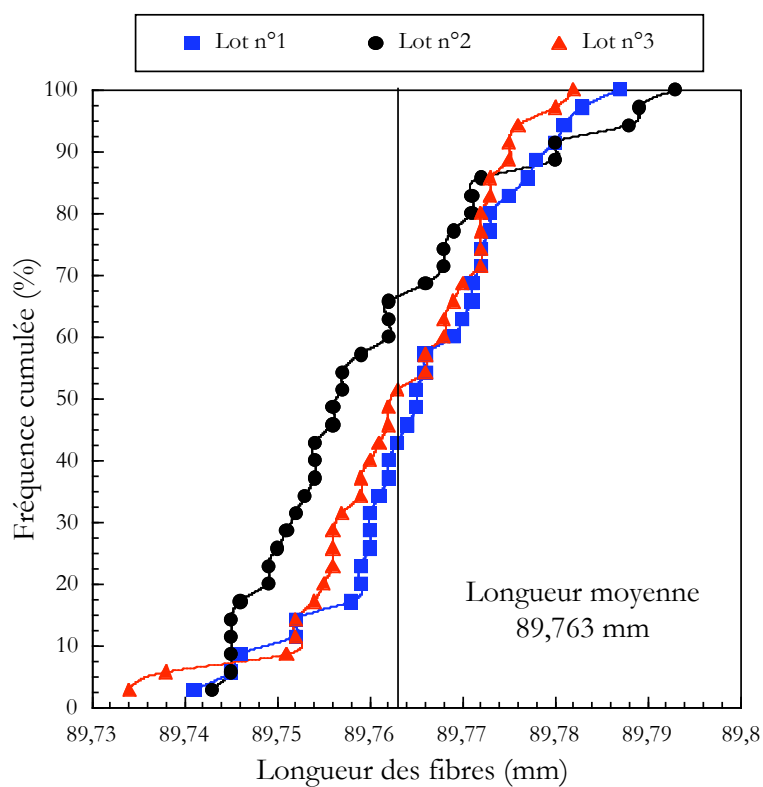


Figure I-13 □ Distribution des longueurs des fibres pour l'éprouvette UBELD37-7

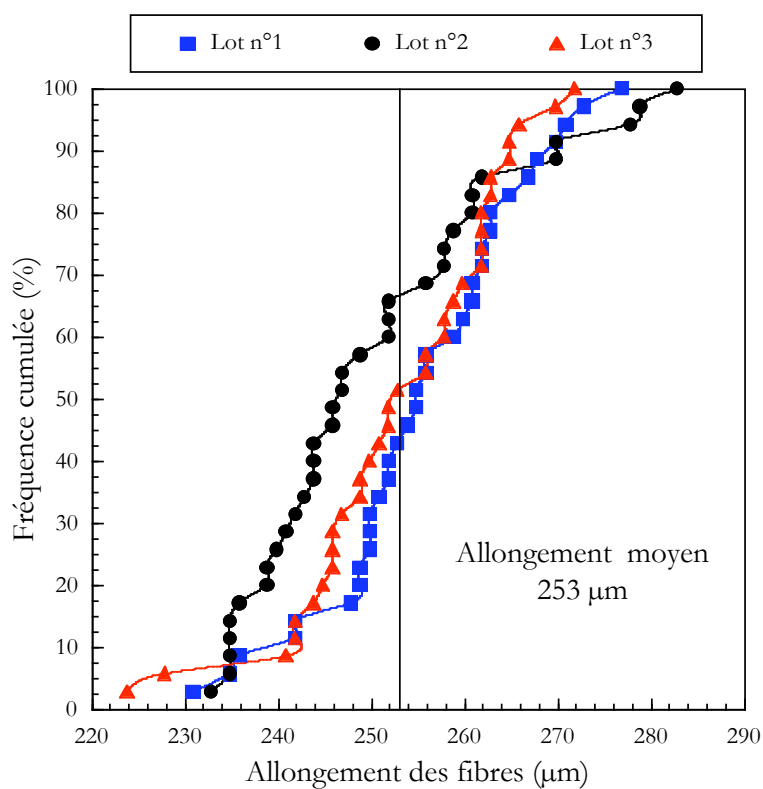


Figure I-14 □ Distribution des allongements des fibres pour l'éprouvette UBELD37-7

L'état de contrainte caractérisé représente ainsi l'état effectivement présent dans les éprouvettes testées au cours de cette étude. Pour cela, une éprouvette dont on a mesuré précisément toutes les côtes est plongée dans un bain d'acide fluorhydrique (15% HF, 15% HNO₃ et 70% H₂O). La matrice en alliage de titane est alors dissoute dans le bain, les fibres recueillies sont mesurées. L'allongement résultant des fibres après dissolution est relié aux contraintes résiduelles par un simple calcul élastique :

$$s_f^{\text{rés}}(20^\circ\text{C}) = \frac{l_{\text{épr}} - l_f^{\text{moy}}}{l_{\text{épr}}} E_f(20^\circ\text{C}) \quad \text{I-1}$$

avec $l_{\text{épr}}$ la longueur de l'éprouvette rectifiée avant dissolution, l_f^{moy} la longueur moyenne des fibres mesurées et $E_f(20^\circ\text{C}) = 352 \text{ GPa}$ le module d'Young des fibres à température ambiante.

Cette méthode de mesure qui nécessite un usinage précis de l'éprouvette à mesurer [Baroumes 98] demande de réaliser un grand nombre de mesures. Trois lots de 35 fibres prélevées à différents endroits de la même éprouvette ont ainsi été mesurés. Le tableau I-5 présente l'ensemble des mesures effectuées sur l'éprouvette UBELD37-7.

La déformation moyenne mesurée des fibres est de 0,283 % ce qui correspond à un état de contraintes résiduelles de -990 MPa.

Tableau I-5 : Longueurs moyennes mesurées et contraintes résiduelles calculées sur l'éprouvette de fatigue UBELD37-7

	Lot 1	Lot 2	Lot 3
Longueur moyenne (mm)	89,766	89,761	89,763
Ecart type (mm)	11	14	11
Allongement moyen (mm)	256	251	253
Déformation moyenne (%)	-0,286	-0,280	-0,283
Contrainte résiduelle (MPa)	-1005	-985	-996
Ecart type (MPa)	42	53	43

Les figures I-13 et I-14 présentent les distributions des mesures des longueurs des fibres et des allongements.

I.4 EN RESUME

Les propriétés mécaniques élevées des composites à matrice à base titane associées à une faible masse volumique en font des candidats potentiels au remplacement des alliages monolithiques classiques dans les moteurs aéronautiques. Ainsi Snecma Moteurs envisage d'introduire des composites à matrice titane dans la réalisation des disques de compresseur.

Le composite SM1140/Ti6242 étudié au cours de cette thèse est un composite à matrice métallique base titane renforcée par des fibres longues unidirectionnelles de carbure de silicium gros diamètre.

Le composite, fourni par Snecma Moteurs, est élaboré par la technique fibre/feuillards. Il est constitué de 12 plis de fibres.

Le composite SM1140/Ti6242 est élaboré à haute température par compaction sous vide. La différence des valeurs des coefficients de dilatation des deux constituants entraîne lors du refroidissement l'apparition de contraintes résiduelles d'élaboration : la fibre est en compression et la matrice en traction. L'état de contraintes résiduelles présent au sein d'une éprouvette SM1140/Ti6242 a été mesuré par la technique de dissolution totale de la matrice. La contrainte de compression a été évaluée dans la fibre à -990MPa.

II METHODES EXPERIMENTALES

Ce chapitre présente l'ensemble des techniques expérimentales utilisées au cours de cette étude. Nous détaillons en particulier les essais de fatigue mécano-thermique ainsi que les essais de propagation de fissure en fatigue.

II. <u>MÉTHODES EXPÉRIMENTALES</u>	21
II.1 LES ESSAIS DE FATIGUE MÉCANO-THERMIQUE	22
II.1.1 L'éprouvette de fatigue mécano-thermique SM11403 / Ti6242	22
II.1.2 L'instrumentation des éprouvettes	22
II.1.3 Description des essais de fatigue mécano-thermique	23
II.2 LA PROPAGATION DE FISSURES COURTES PAR FATIGUE	27
II.2.1 Les éprouvettes de fissuration	28
II.2.2 L'instrumentation des éprouvettes	29
II.2.3 La pré-fissuration	29
II.2.4 Le suivi de fissure à haute température	30
II.2.5 Le calcul du chargement limite pour les éprouvettes en Ti6242	30
II.2.6 Le déroulement des essais	32
II.3 LES ESSAIS SOUS VIDE	33
II.4 EN RÉSUMÉ	35

II.1 LES ESSAIS DE FATIGUE MECANO-THERMIQUE

II.1.1 L'éprouvette de fatigue mécano-thermique SM1140+/Ti6242

Des éprouvettes de fatigue ont été usinées à partir d'une plaque élaborée à Snecma Moteurs par la technique fibre/feuillard. La géométrie de l'éprouvette utilisée en fatigue a été définie pour être représentative d'un élément de volume de matière [Legrand 97]. Les champs de contrainte, de déformation et de température sont uniformes dans la partie utile de l'éprouvette. La figure II-1 présente les plans simplifiés des éprouvettes. Il est important de noter que **toutes les éprouvettes sont testées dans le sens des fibres** : l'axe de sollicitation est parallèle à la direction du renfort.

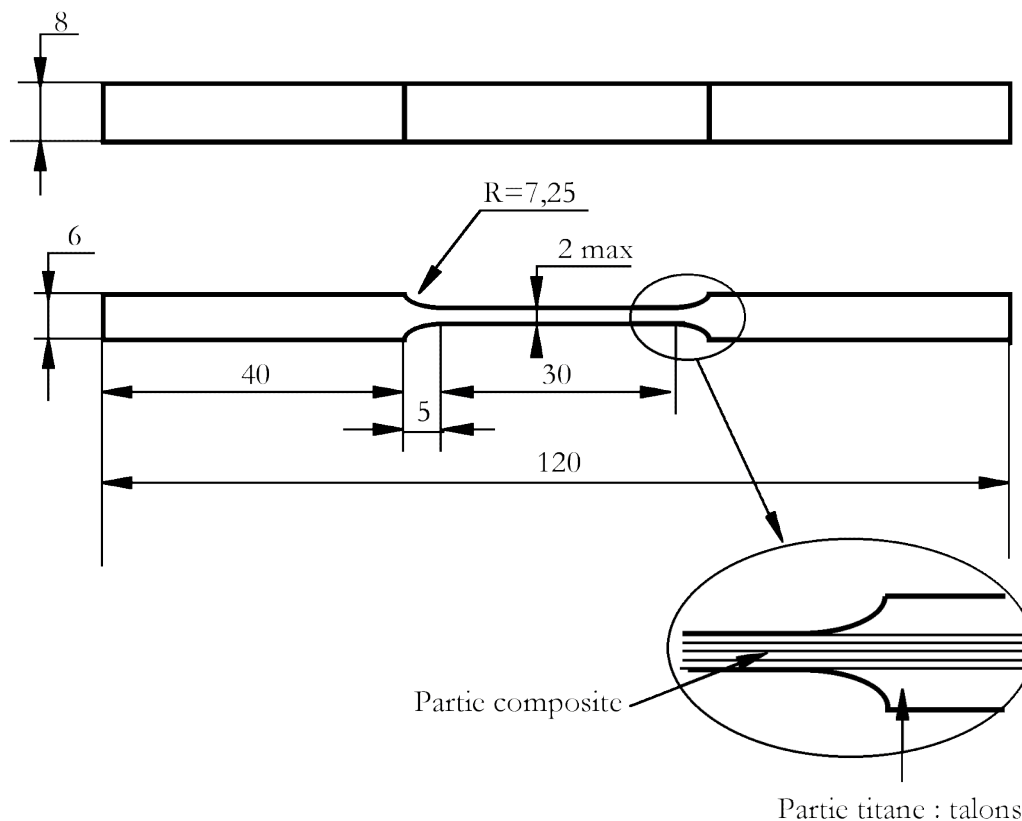


Figure II-1 : Schéma de l'éprouvette de fatigue SM1140+/Ti6242

II.1.2 L'instrumentation des éprouvettes

La longueur utile de l'éprouvette SM1140+/Ti6242 permet l'utilisation d'un capteur de déformation longitudinale. Cet extensomètre est constitué d'un capteur à pont de jauges prolongé par deux couteaux en alumine qui s'appliquent sur la zone utile de l'éprouvette et permettent d'en suivre la déformation longitudinale à haute température.

Sa base de mesure est de 10 mm, et sa résolution à haute température de 0,5 mm. L'extensomètre est présenté figure II-2.

Le maintien en température du dispositif expérimental est assuré par un four à images possédant quatre lobes. Chaque lobe contient le foyer d'une ellipse où est située une lampe halogène, l'éprouvette étant positionnée sur l'autre foyer de l'ellipse. La mesure de la température et la régulation du four sont assurées par un thermocouple chromel-alumel coaxial plaqué contre l'éprouvette. Cette méthode permet d'éviter de souder un thermocouple à la surface de l'éprouvette, et d'introduire dans la partie utile un défaut pouvant amorcer la rupture.

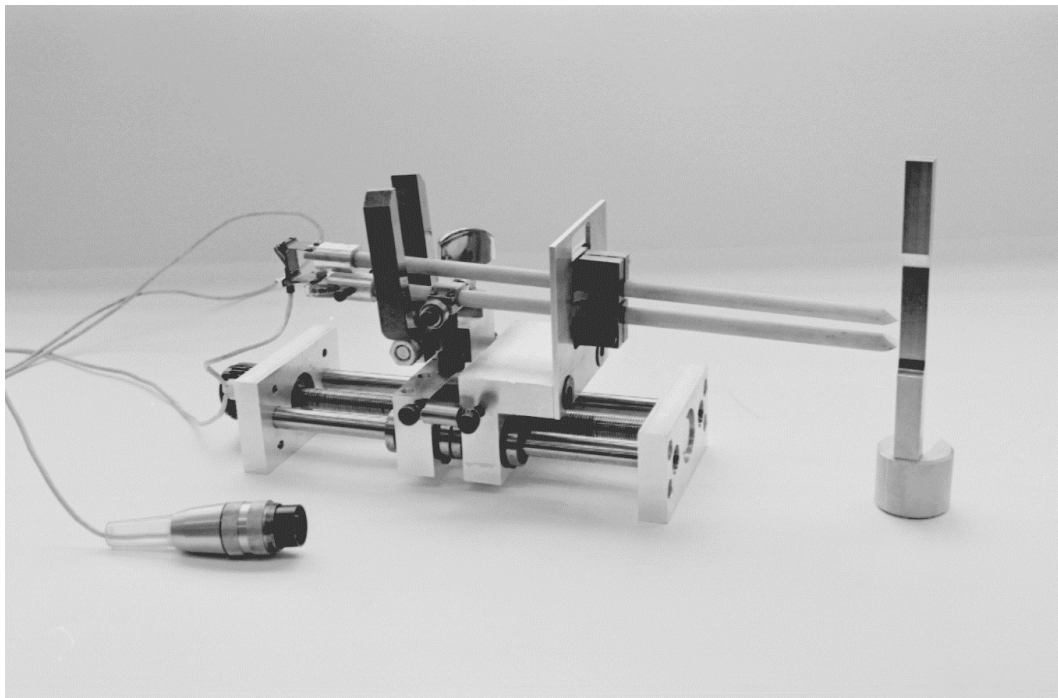


Figure II-2 : Photographie du capteur de déformation longitudinale

II.1.3 Description des essais de fatigue mécano-thermique

Deux machines de traction-compression de marque Instron ont été utilisées pour réaliser ces essais : une machine hydraulique et une machine électro-mécanique. Les deux machines ont une capacité de ± 50 kN. L'asservissement de la machine, au cours d'un essai de fatigue mécano-thermique, est conduit en boucle fermée sur une consigne externe générée par un micro-ordinateur Macintosh II-ci tandis que le pilotage est réalisé en boucle ouverte. Le schéma de principe du dispositif expérimental est représenté sur la figure II-3. Durant l'essai, le micro-ordinateur impose à l'éprouvette un cycle contrainte-température. Pour cela, le 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 mesuré par l'extensomètre, la valeur de la différence de potentiel mesurée par

le suiveur de fissures et la température mesurée par le Thermocoax. Ce système de pilotage-acquisition permet, par sa modularité, une grande souplesse dans la réalisation d'essais en tout genre [Koster et al. 94]. Le montage anisotherme complet est présenté figure II-4.

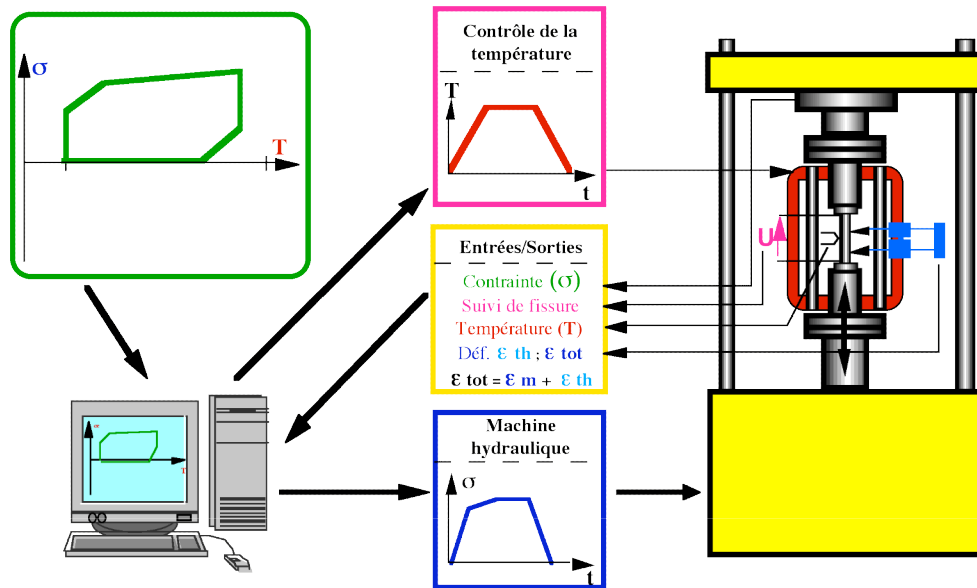


Figure II-3 Principe des essais de fatigue mécano-thermique en contrainte imposée

Dans le cadre de cette étude, nous avons utilisé **le cycle mécano-thermique issu de calculs réalisés par Snecma Moteurs qui simule le chargement subi au cours d'un vol par la partie composite du disque de compresseur**, figure II-5.

Pour ce cycle, la température varie entre 100 et 500°C sous un rapport de charge, R_s , nul. Après une phase de mise en charge isotherme à 100°C, la contrainte appliquée à l'éprouvette augmente progressivement pour atteindre son maximum à T_{max} . La contrainte et la température sont maintenues constantes pendant 90s, puis l'éprouvette est déchargée à 25 MPa/s alors que la température décroît de 500 à 400°C. Le refroidissement se poursuit jusqu'à 100°C alors que l'éprouvette ne subit plus aucun chargement (contrôle de charge nulle).

Ce cycle mécano-thermique est représenté dans un diagramme température-contrainte sur la figure II-6 pour une contrainte maximale de 1000MPa, les autres niveaux de chargement étant définis par similitude.

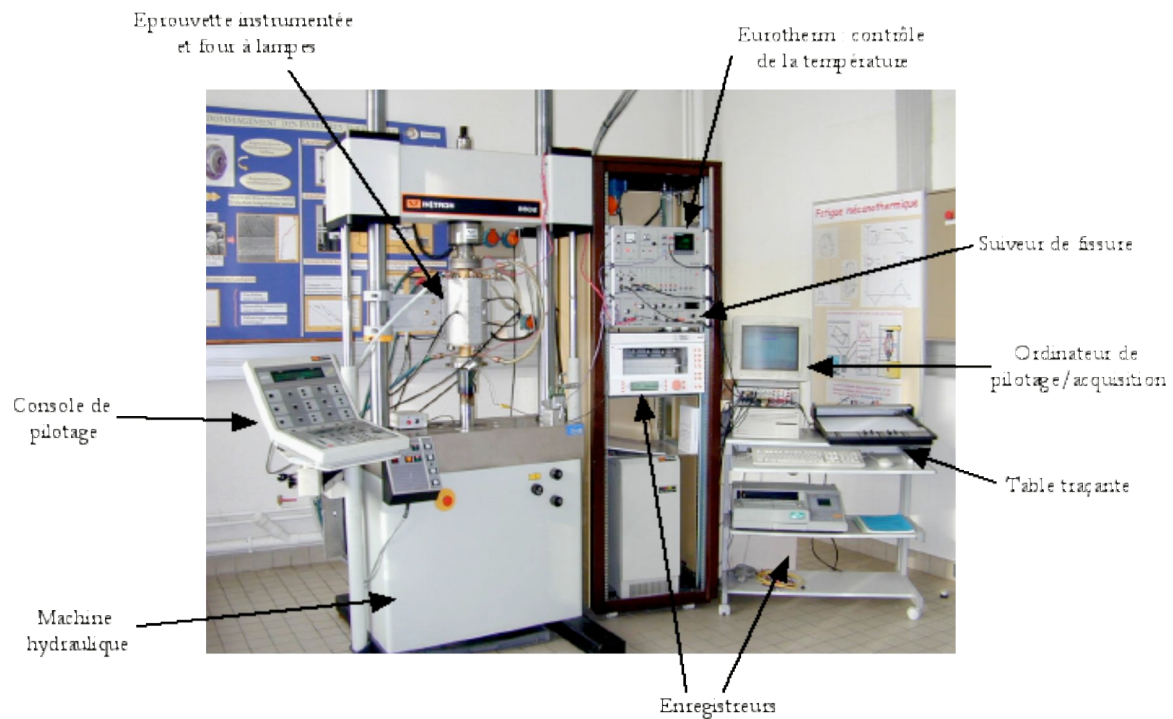


Figure II-4 □ Montage de fatigue mécano-thermique

Afin de maintenir un champ de température uniforme dans tout le volume utile de l'éprouvette, la vitesse de refroidissement et de chauffage a été fixée à 5°C/s. Dans le domaine des basses températures, le refroidissement forcé est réalisé grâce à l'utilisation d'air comprimé.

En conditions anisothermes, la déformation totale, e_t , est la somme de la déformation mécanique, e_m , résultante du cyclage mécanique, et de la déformation thermique, e_{th} , résultante du cyclage thermique :

$$e_t = e_m + e_{th} \quad (II-1)$$

La déformation thermique e_{th} est acquise pendant le cyclage thermique sous charge nulle, puis soustraite, à chaque pas du programme de pilotage, à la déformation totale mesurée, afin d'obtenir la déformation mécanique induite par le chargement mécanique de l'éprouvette. Pour évaluer la déformation inélastique nous ôtons la part élastique de la déformation à la déformation mécanique :

$$De_{in} = \max(e_{m_i} - \frac{s_i}{E(T_i)}) - \min(e_{m_i} - \frac{s_i}{E(T_i)}) \quad (II-2)$$

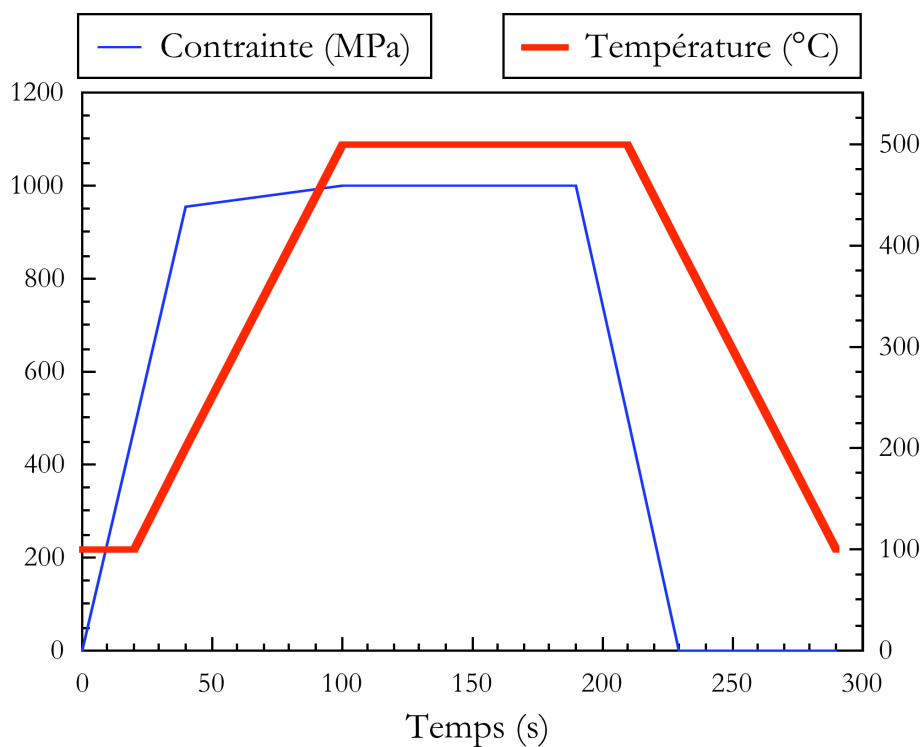


Figure II-5 Forme du cycle de fatigue mécano-thermique pour une contrainte maximale de 1000 MPa

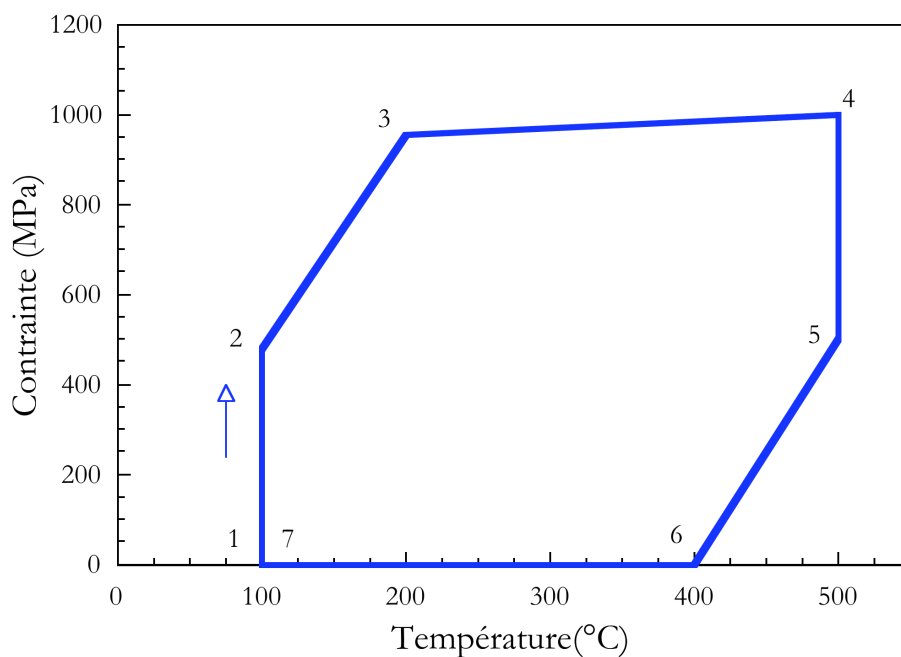


Figure II-6 Représentation du cycle de fatigue mécano-thermique dans un diagramme température-contrainte pour une contrainte maximale de 1000 MPa

où, ϵ_{mi} , S_i et T_i sont les valeurs de la déformation mécanique, de la contrainte et de la température acquises à l'instant $t = t_i$ du cycle. Au début de chaque essai le module d'Young est mesuré à la température ambiante, puis tous les 100°C , jusqu'à la température extrême du cycle. Nous effectuons ensuite une régression polynomiale de degré 3 afin de calculer la valeur du module d'Young à chaque température T_i acquise. L'évolution du module d'Young en fonction de la température est alors définie par :

$$E(T_i) = a T_i^3 + b T_i^2 + c T_i + E_0 \quad (\text{II-3})$$

II.2 LA PROPAGATION DE FISSURES COURTES PAR FATIGUE

Les éprouvettes utilisées pour étudier la propagation de fissure courte en fatigue sont des éprouvettes SEN (Singe Edge Notch) classiquement utilisées en mécanique de la rupture. L'avantage principal de cette géométrie d'éprouvette est de permettre l'étude d'un défaut bidimensionnel dont les conditions de calcul du facteur d'intensité des contraintes, K , sont plus simples que dans le cas des défauts tridimensionnels [Schijve 81]. En effet, dans le cas d'un défaut tridimensionnel il faut suivre la fissure en surface à l'aide de répliques et avoir une mesure globale de sa dimension par suivi électrique. Mais l'introduction d'une loi d'étalonnage et les hypothèses faites sur la forme du front de fissure peuvent conduire à des incertitudes sur la longueur de fissure et le calcul de K .

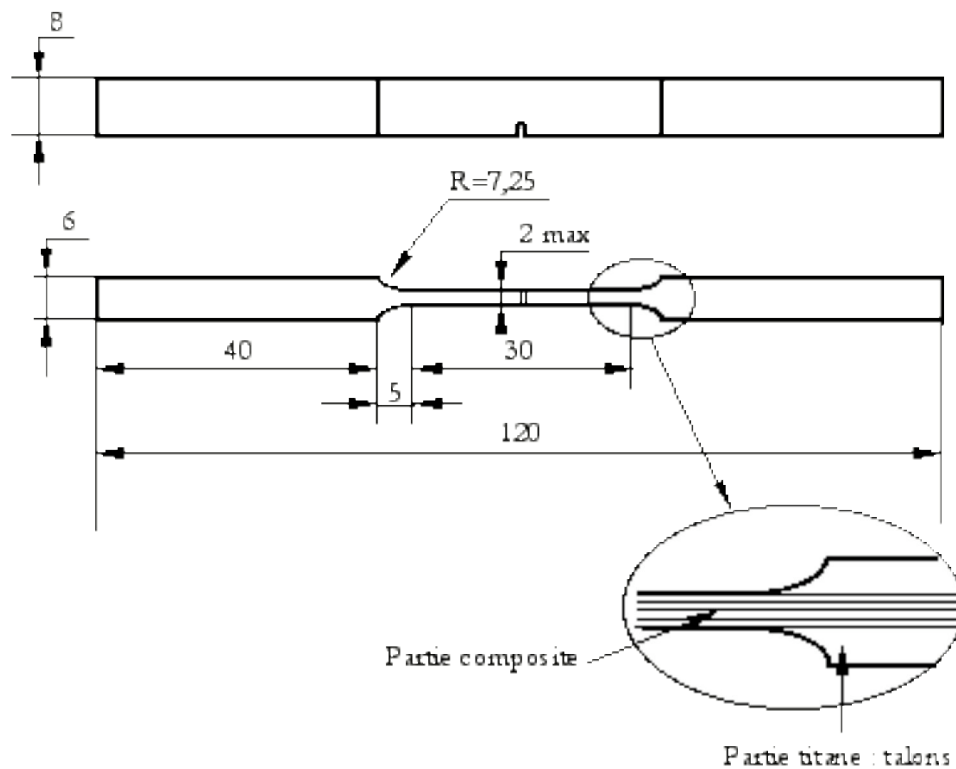


Figure II-7 – Schéma de l'éprouvette de fissuration SM1140+/Ti6242

II.2.1 Les éprouvettes de fissuration

II.2.1.1 L'éprouvette en SM1140+/Ti6242

Les éprouvettes SEN en composite SiC/Ti utilisées pour l'étude de la propagation de fissures courtes sont usinées à partir d'ébauches prélevées dans une plaque élaborée par Snecma Moteurs selon la voie fibre/feuillard. Ces éprouvettes de la mécanique de la rupture sont réalisées à partir des éprouvettes de fatigue présentées précédemment. L'entaille est réalisée par électro-érosion au fil. La dimension des entailles est indiquée tableau VI-1. La figure II-7 présente les plans simplifiés des éprouvettes. Il est important de noter que dans cette étude toutes les éprouvettes sont testées parallèlement au sens des fibres. **La fissure s'est donc propagée perpendiculairement à la direction des renforts.**

II.2.1.2 L'éprouvette Ti6242

Les éprouvettes SEN en alliage Ti6242 sont usinées à partir d'ébauches prélevées par électro-érosion au fil dans deux plaques élaborées à Snecma Moteurs. Ces plaques sont réalisées par compaction à chaud sous vide de 3 tôles de Ti6242 de 3.3 mm d'épaisseur. **Les deux tôles sont donc compactées selon le même procédé de fabrication que le composite de manière à se rapprocher autant que possible du comportement de la matrice dans le composite.** Le plan des éprouvettes est présenté figure II-8.

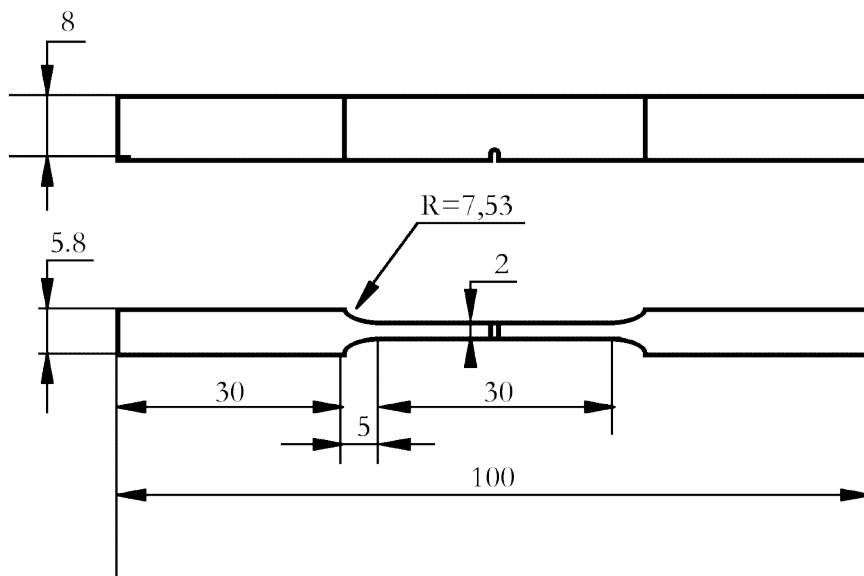


Figure II-8 – Schéma de l'éprouvette de fissuration Ti6242

Cette géométrie d'éprouvette permet d'utiliser les relations établies dans le cadre de la mécanique linéaire de la rupture pour exprimer le chargement en pointe de fissure. Le facteur d'intensité des contraintes, K , est défini par [1]

$$K = Y(a) \frac{P}{S} \sqrt{pa} \quad (\text{II-4})$$

où P est la charge appliquée, S la section de l'éprouvette et a la longueur de la fissure avec

$$Y(a) = \frac{\hat{E}}{E} \frac{ES^2}{2p(1 - \nu^2)aB} \frac{\partial C}{\partial a} \quad (\text{II-5})$$

où E le module d'Young, ν le coefficient de Poisson, B l'épaisseur de l'éprouvette et C la complaisance. L'étalonnage du facteur d'intensité des contraintes a été effectué au Centre des Matériaux [Soniak 89] à partir de mesures de complaisance. Dans le cas de l'éprouvette SEN, le facteur d'étalonnage $Y(a)$ s'écrit [2]

$$\text{pour } \frac{a}{W} \leq 0,4 \quad Y(a) = 1,122 + 0,5 \frac{a}{W} \quad (\text{II-6})$$

avec W largeur de l'éprouvette.

D'où finalement [3]

$$K = (1,122 + 0,5 \frac{a}{W}) \frac{P}{S} \sqrt{pa} \quad (\text{II-7})$$

II.2.2 L'instrumentation des éprouvettes

Les éprouvettes sont systématiquement polies avant essai jusqu'à un grade de 3 μm pour pouvoir suivre le plus facilement possible la propagation optique de la fissure. Le contrôle de la température est assuré par un thermocouple chromel-alumel de type K soudé sur le plan de fissuration. Les deux prises de potentiel sont des fils de nickel de 0,3 mm de diamètre que l'on soude le plus près possible de l'entaille.

II.2.3 La pré-fissuration

Les éprouvettes, aussi bien celles en composite que celles en Ti6242, sont pré-fissurées à température ambiante sur une machine hydraulique de marque Schenk d'une capacité de $\pm 50 \text{ kN}$. Les pré-fissurations sont menées en contrainte imposée selon un cycle triangulaire sous un rapport de charge $R_s = 0,1$ ($R_s = S_{\min}/S_{\max}$). Pendant la phase de pré-fissuration, la croissance de la fissure est suivie par mesure optique sur les deux côtés de l'éprouvette.

II.2.4 Le suivi de fissure à haute température

La mesure de la longueur de fissure peut se faire soit de manière directe, par des mesures optiques ou à l'aide de répliques, soit de manière indirecte, par une mesure de différence de potentiel électrique ou par la variation de la complaisance qui accompagne une réduction de la section de l'éprouvette [Marsh et al. 91]. Nous avons choisi une méthode de détection électrique bien adaptée à notre étude car elle permet un suivi en continu de la longueur de fissure à haute température sous environnement. Elle consiste à faire circuler un courant continu dans une éprouvette conductrice isolée et à mesurer la tension résultante entre deux prises de potentiel situées de part et d'autre de la fissure à observer. La progression de la fissure entraîne une variation de la tension mesurée dont l'étalonnage par des mesures optiques permet de déduire l'avancée de la fissure. On peut se reporter pour les détails du calcul de la longueur de fissure à [Baudin et al. 78] et [Soniak 89]. L'inconvénient de cette méthode est de nécessiter l'interruption de l'essai et le refroidissement du four pour l'étalonnage optique. **Il est important de noter que cette technique permet de mesurer des longueurs de fissure et ne reflète pas la fissuration ou non des fibres qui sont de mauvais conducteurs.**

II.2.5 Le calcul du chargement limite pour les éprouvettes en Ti6242

Les essais de propagation de fissures courtes par fatigue sur l'alliage Ti6242 sont effectués dans le cadre de la mécanique linéaire élastique de la rupture. Le chargement en pointe de fissure est exprimé à l'aide du facteur d'intensité des contraintes, K . Il est donc nécessaire de s'assurer que la plasticité reste bien confinée à la pointe de la fissure pour appliquer cette approche. Pour cela, il est possible de calculer le chargement limite du ligament intact dans l'éprouvette, c'est-à-dire le chargement minimum qui entraîne une déformation plastique. Les formules proposées par [Miller 88] permettent ces calculs. Il suppose que le matériau est élastique parfaitement plastique et utilise un critère de Tresca ou de Von Mises pour la plasticité. La charge limite est atteinte quand la contrainte macroscopique appliquée ramenée à la limite élastique, L , atteint une valeur critique, $n(x)$, avec $x=a/W$. On a :

$$L = \frac{P}{S_y BW} \quad (\text{II-8})$$

avec P charge appliquée, S_y limite élastique du matériau, B et W l'épaisseur et la largeur de l'éprouvette.

Avec un critère de plasticité de Von Mises, la valeur critique du paramètre de chargement est égale :

- en contraintes planes :

$$\text{pour } x > 0,146 \quad n(x) = \frac{\hat{\sigma}_y}{\hat{\sigma}_x} \left(\frac{g+1}{2} \right)^{\frac{1}{2}} - g_x (1 + g) (1 - x)^{\frac{1}{2}} - \frac{\hat{\sigma}_y}{\hat{\sigma}_x} \left(\frac{g-1}{2} \right)^{\frac{1}{2}} \quad (\text{II-9})$$

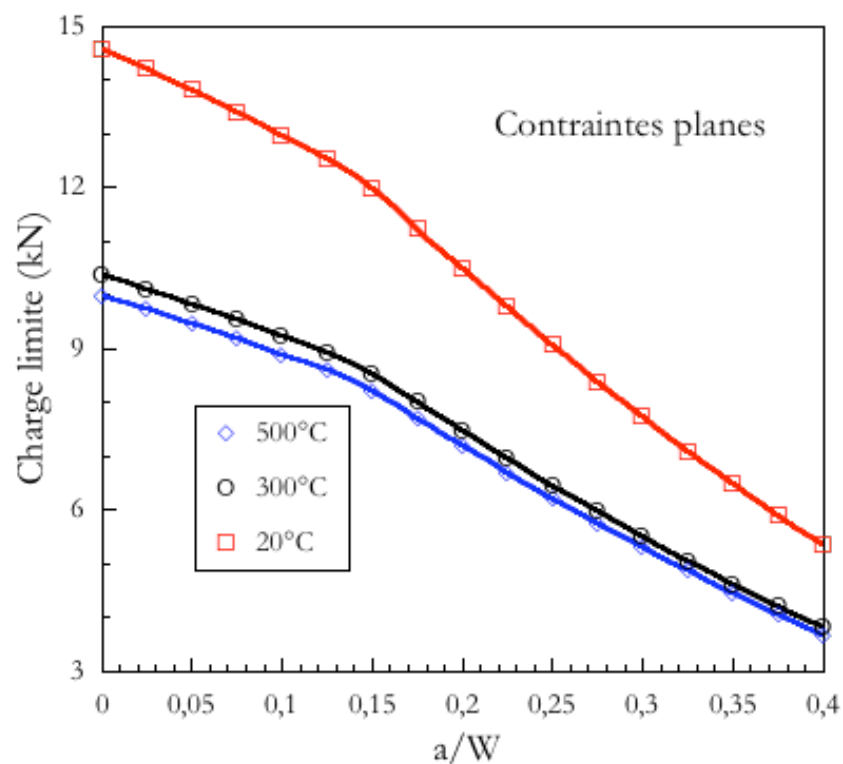


Figure II-9 □ Courbes de chargement limite en conditions de contraintes planes pour l'éprouvette SEN à différentes températures

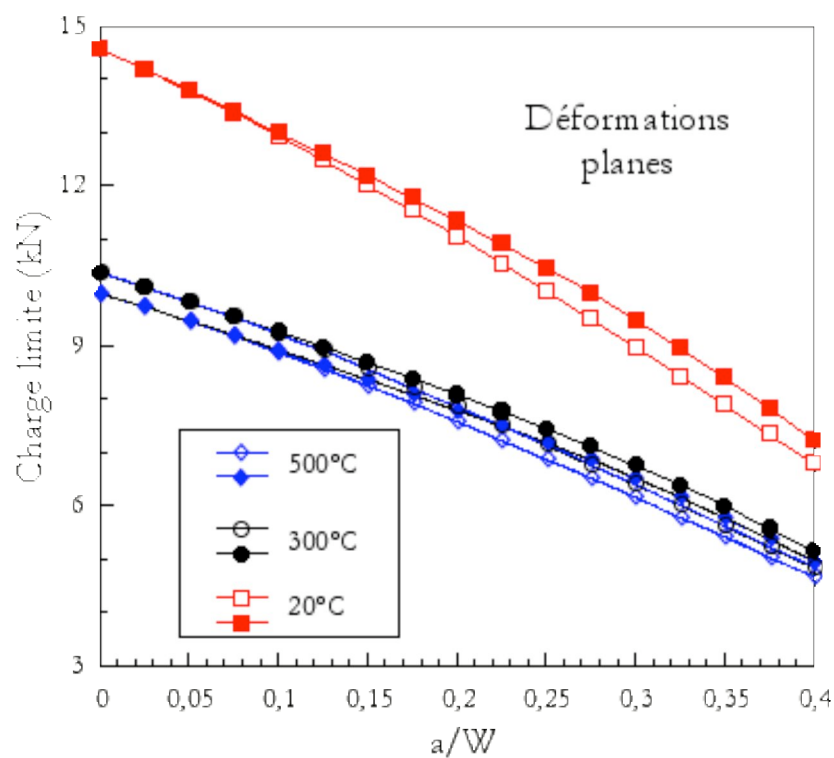


Figure II-10 □ Courbes enveloppes de chargement limite en conditions de déformations planes pour l'éprouvette SEN à différentes températures

$$\text{avec } g = \frac{2}{\sqrt{3}} \text{ et } x = \frac{a}{W}$$

$$\text{pour } x < 0,146 \quad n(x) = 1 - x - x^2 \quad (\text{II-10})$$

- en déformations planes, la valeur critique est bornée par deux fonctions

$$n(x) \geq 1 - x - 1,232x^2 + x^3 \quad (\text{II-11})$$

$$n(x) \leq 1 - x - 1,232x^2 + x^3 \left[\frac{E}{22} (0,545 - x)^2 + 1 \right] \quad (\text{II-12})$$

Tableau II-1 : Limites élastiques du Ti6242 utilisées pour les calculs des charges limites

Température (°C)	20	300	500
Limite élastique à $e_p=0,2\%$ (MPa)	910	648	624

Il est donc possible de représenter le domaine de chargement limite des éprouvettes SEN aux différentes températures explorées dans cette étude en fonction de la longueur normée de fissure. La figure II-9 représente la charge limite d'une éprouvette SEN en alliage Ti6242 en contraintes planes. Sur la figure II-10 sont représentées les bornes inférieures et supérieures de la charge limite calculée en déformations planes. Le tableau II-1 donne la valeur de la limite d'élasticité utilisée pour ces calculs. Les essais menés au cours de cette étude ont tous été réalisés sous un chargement inférieur au chargement limite.

II.2.6 Le déroulement des essais

Toute la propagation s'effectue à charges appliquées P_{min} et P_{max} constantes. **On réalise ainsi une propagation à ΔK croissant.** Les cycles réalisés sont des cycles classiques de fatigue (1 Hz), de type fatigue asymétrique (mise en charge en 1s et décharge en 20s) et de type anisotherme (cycle mécano-thermique présenté précédemment). Ces cycles seront présentés au chapitre V. La grande majorité des essais menés dans cette étude seront conduits sous un rapport de charge $R_s=0,1$, sauf pour les essais mécano-thermiques ou indication contraire dans le texte. Plusieurs types de chargement peuvent être étudiés sur une même éprouvette. Il est alors nécessaire de laisser propager suffisamment la fissure pour chaque condition de chargement de manière à atteindre un régime stable de propagation. La propagation se termine quand on atteint $a/W=0,3$.

II.3 LES ESSAIS SOUS VIDE

Des essais sous vide secondaire ont été réalisés en utilisant une enceinte pouvant contenir l'ensemble four et extensomètre. Le groupe de pompage est constitué d'une pompe primaire à palettes dont le débit est de $20\text{ m}^3/\text{h}$, et d'une pompe à diffusion d'huile dont le débit est de 700 l/s . Le four utilisé pour ce montage est un four 3 lobes. Une photographie du montage est donnée figure II-11. Ce dispositif permet d'atteindre un vide de 2.10^{-3} Pa à 500°C , la pression à l'intérieur de l'enceinte étant mesurée à l'aide d'une jauge Penning située dans sa partie supérieure.

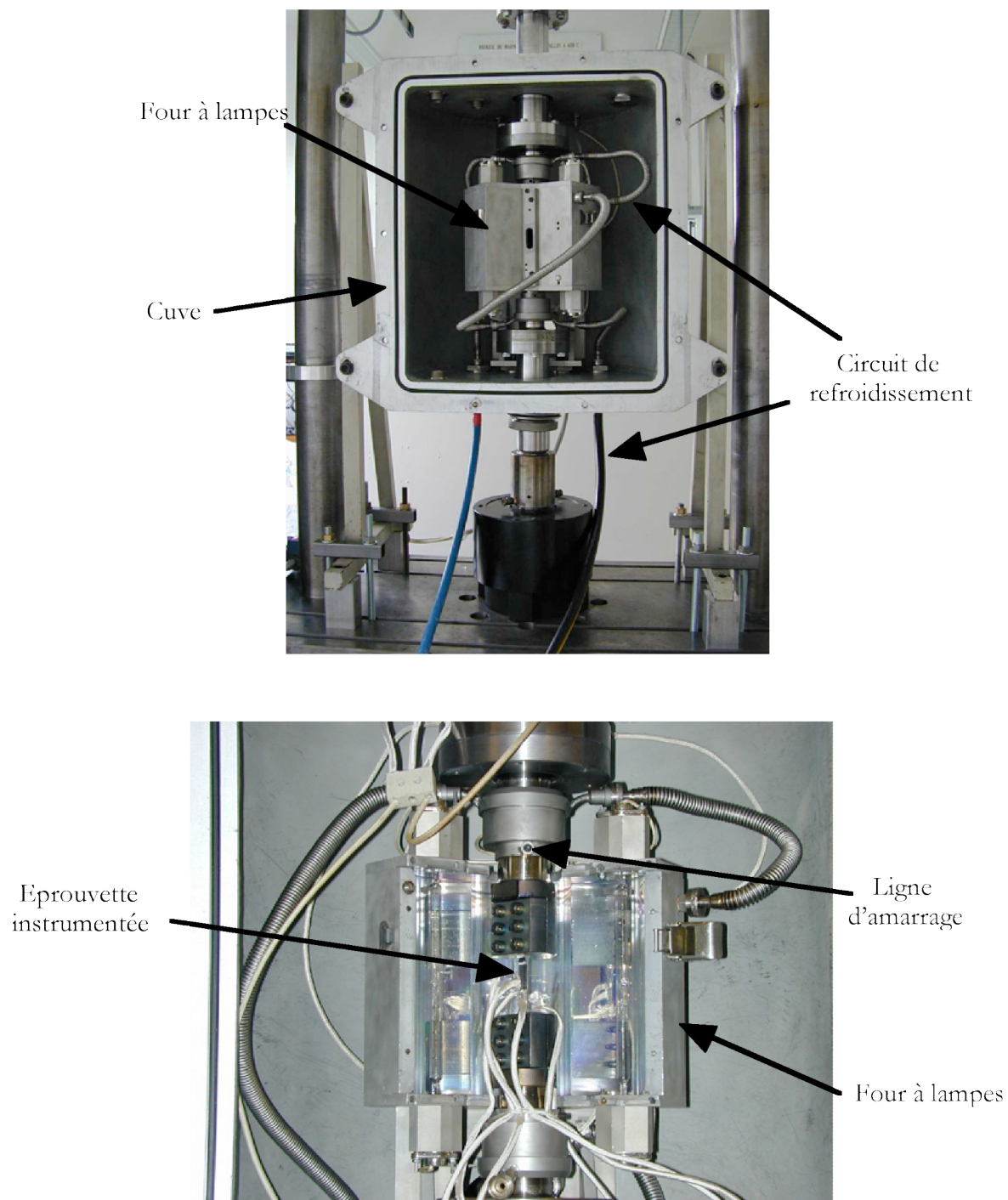


Figure II-11 □ Montage sous vide

II.4 EN RESUME

Les différentes techniques expérimentales utilisées au cours de cette étude ont été présentées. Des essais de fatigue mécano-thermique seront réalisés sur le composite SM1140+/Ti6242 suivant un cycle défini par le bureau d'études de Snecma Moteurs visant à décrire le chargement du composite au sein de l'ANAM durant une séquence décollage-atterrissage.

Les essais de propagation de fissures courtes par fatigue sur des éprouvettes entaillées de composite SM1140+/Ti6242 et en alliage de titane Ti6242 ont également été présentés. Les éprouvettes seront systématiquement pré-fissurées à 10Hz à température ambiante. La mesure de la longueur de fissure sera réalisée de manière indirecte par la technique du suivi électrique. Les séquences de propagation seront réalisées à charges appliquées constantes.

Les essais de propagation, aussi bien sur le composite que sur l'alliage seul, qui seront réalisés sous vide pour étudier les effets liés à l'environnement sur le comportement en fissuration ont été exposés.

III COMPORTEMENT EN FATIGUE MECANO-THERMIQUE DU SM1140+/TI6242

Après un rappel bibliographique, nous présentons dans ce chapitre les résultats expérimentaux des essais réalisés en fatigue mécano-thermique sur le composite SM1140+/Ti6242. Nous détaillons ainsi le comportement du composite dans des conditions de chargement représentatives de celles subies par la partie composite de l'ANAM au cours d'un vol. Les mécanismes d'endommagement observés au sein du composite sont exposés.

III COMPORTEMENT EN FATIGUE MÉCANO-THERMIQUE DU SM1140+/TI6242	37
III.1 INTRODUCTION	38
III.2 RAPPELS BIBLIOGRAPHIQUES.....	38
III.2.1 Cycles conventionnels hors-phase et en-phase.....	38
III.2.2 Cycles non-conventionnels.....	43
III.2.3 En résumé.....	44
III.3 DURÉES DE VIE DU COMPOSITE SM1140+/TI6242 EN FATIGUE MÉCANO-THERMIQUE	48
III.4 COMPORTEMENT DU COMPOSITE SM1140+/TI6242 EN FATIGUE MÉCANO-THERMIQUE	54
III.5 ENDOMMAGEMENT DU COMPOSITE SM1140+/TI6242 EN FATIGUE MÉCANO-THERMIQUE	63
III.6 EN RÉSUMÉ	70

III.1 INTRODUCTION

Des travaux antérieurs [Legrand 97] ont permis de caractériser le comportement du composite en fatigue isotherme à 550°C en contrôle de déformation. Les mécanismes d'endommagement ont également été identifiés.

Toutefois, en fonctionnement la sollicitation subie par l'ANAM est de type anisotherme : la température évolue avec le temps. Il est donc fondamental d'étudier le composite SMC 140+/Ti 6242 dans des conditions de chargement représentatives de la sollicitation subie par l'ANAM au cours d'une séquence décollage-atterrissage. C'est pour cette raison que le composite a été caractérisé dans des conditions proches de celles rencontrées réellement.

Nous présentons donc dans ce chapitre les résultats des essais de fatigue mécano-thermique réalisés sur le composite SMC 140+/Ti 6242, ainsi que les mécanismes d'endommagement observés.

III.2 RAPPELS BIBLIOGRAPHIQUES

L'étude des composites à fibres longues de carbure de silicium renforçant une matrice à base titane a été réalisée de façon importante aux Etats-Unis au cours des années 90. Nous présentons ici une synthèse bibliographique de ces études concernant le comportement et l'endommagement en fatigue mécano-thermique de composites SiC/Ti.

III.2.1 Cycles conventionnels : hors-phase et en-phase

Les chargements traditionnellement utilisés pour l'étude du comportement en fatigue mécano-thermique de matériaux métalliques sont des cycles pendant lesquels la contrainte appliquée et la température sont imposées suivant des cycles triangulaires. On appelle cycle en-phase les cycles pendant lesquels les pics de contrainte et de température sont en phase : la contrainte est maximale à la température maximale du cycle. On appelle cycle hors-phase, les cycles durant lesquels les pics sont en opposition de phase : la contrainte est maximale à température minimale. Les figures III-1 et III-2 présentent ces deux types de cycle pour un chargement fictif : 1000 MPa sous un rapport de charge $R_s = 0,1$ entre 100 et 500°C.

III.2.1.1 Matériaux étudiés

Toutes les études ayant servi à réaliser cette synthèse sont issues de travaux américains. Elles concernent toutes des composites à base d'alliage de titane renforcés par des fibres de carbure de silicium SCS6. Cette fibre d'un diamètre de 140 μm est élaborée

par Textron, nous la présentons plus en détails dans l'annexe B. Les principaux alliages utilisés au sein des composites caractérisés sont :

- deux alliages de titane **b** le Ti-15-3 (composition massique 15% V, 3% de Cr, Sn et Al) et le Timetal 21S, appelé aussi **b**-21S (composition massique 15% Mo, 2,7% Nb, 3% Al et 0,2% de Si)
- et un alliage de type TiAl, le Ti-24Al-11Nb (composition massique 14% Al et 21% de Nb).

III.2.1.2 Réponse mécanique

[Castelli et al. 93] ont étudié le comportement d'un composite SCS6/Ti-15-3 entre 93 et 538°C. Des essais de fatigue mécano-thermique hors-phase et en-phase ont été réalisés à une fréquence de $5,6.10^{-3}$ Hz sous un rapport de charge, R_s , nul. La figure III-3 présente les durées de vie obtenues par les auteurs. Les résultats indiquent clairement que les durées de vie du composite en fatigue mécano-thermique dépendent du type de sollicitation :

- les essais en-phase mettent en évidence une importante dépendance de la durée de vie sur la contrainte appliquée.
- les essais hors-phase sont eux peu sensibles au niveau de chargement, toutes les durées de vie se trouvant entre 1000 et 10000 cycles pour des niveaux de chargement qui varient du simple au double.

[Castelli et al. 93] distinguent donc deux domaines. Celui des plus hautes contraintes appliquées dans lequel les essais en-phase sont discriminants par rapport à la durée de vie du composite. Ce sont ces essais qui conduisent aux plus faibles durées de vie dans ce régime. **Le second domaine est celui des basses contraintes où la durée de vie du composite est limitée par les essais hors-phase.** Les durées de vie obtenues expérimentalement par les auteurs pour ces deux types de sollicitation se croisent vers 750MPa. Cette valeur seuil limite donc ici les deux domaines.

[Russ et al. 91] ont caractérisé en fatigue mécano-thermique le composite SCS6/Ti-24Al-11Nb entre 150 et 650°C. Les essais en-phase et hors-phase réalisés par les auteurs mettent en évidence le même découpage du diagramme de durée de vie du composite. Les essais en-phase limitent la durée de vie du composite SCS6/Ti-24Al-11Nb à haute contrainte et les essais hors-phase à plus basse contrainte.

III.2.1.3 Endommagement

Pour saisir les mécanismes mis en jeu lors d'essais de fatigue mécano-thermique réalisés sur matériaux composites, il est capital de caractériser l'endommagement présent au sein du matériau.

[Gabb et al. 93] ont étudié le comportement de deux composites à fibres longues, le SCS6/Ti-15-3 et le SCS6/Ti-24Al-11Nb, en réalisant des essais de fatigue mécano-

thermique hors-phase et en-phase. Le composite SCS6/Ti-15-3 a été cyclé entre 150-550°C et le composite SCS6/Ti-24Al-11Nb entre 215-815°C. Les deux composites présentent pour chaque type de sollicitation des mécanismes d'endommagement analogues. Ainsi, les essais en-phase conduisent exclusivement à un endommagement limité à des ruptures de fibres perpendiculairement à l'axe de chargement du composite. Aucune fissure au sein de la matrice n'est mise en évidence. Le faciès de rupture des deux composites présente uniquement une zone de surcharge, correspondant à la rupture finale de l'éprouvette. Les essais hors-phase présentent sur le faciès de rupture la même zone de surcharge observée précédemment, mais celle-ci est entourée de zones plates correspondant à la propagation de fissures. Ces fissures s'initient en surface d'échantillon et permettent, d'après les auteurs, à l'oxygène de pénétrer dans le composite. L'endommagement présent au sein des deux composites après les essais hors-phase est donc en très grande majorité matriciel.

[Castelli 95] a mis en évidence les mêmes types d'endommagement sur le composite SCS6/Timetal21S testé en fatigue mécano-thermique entre 150 et 650°C. L'auteur constate lors des essais en-phase un grand nombre de fibres rompues. Aucune progression de l'endommagement n'est mise en évidence au delà de 10% de la durée de vie de l'éprouvette. Les essais hors-phase révèlent un important endommagement de la matrice en fissuration qui intervient très tôt dans la durée de vie. L'auteur met en évidence une progression significative de l'endommagement dans le cas des essais hors-phase : la densité de fissures matricielles augmente avec le nombre de cycles.

Des essais de fatigue mécano-thermique ont été menés entre 150 et 650°C à une fréquence de $5,55.10^{-3}$ Hz sur le composite SCS6/Timetal21S [Neu et al. 94]. Ces essais couplés à une chaîne d'émission acoustique confirment ces observations. **Les auteurs ont ainsi détecté un grand nombre d'évènements acoustiques pendant les essais en-phase.** Ces évènements très énergétiques sont associés à des ruptures de fibres. **A l'inverse, très peu de signaux majeurs ont été mis en évidence lors des essais hors-phase,** la plupart de ces signaux associés à des ruptures de fibres n'intervenant qu'après 80% de la durée de vie de l'éprouvette dans ce cas.

III.2.1.4 Rôle de l'environnement

Il est établi que les composites SiC/Ti sont sensibles à l'environnement. Certains auteurs ont donc caractérisé le comportement de composites en fatigue mécano-thermique sous différentes atmosphères.

Ainsi, [Bartolotta et Verrilli 93] ont étudié le comportement du composite SCS6/Ti-24Al-11Nb entre 425 et 825°C sous air et sous argon. Des cycles hors-phase et en-phase ont été réalisés sous les deux atmosphères. **Les auteurs mettent en évidence une grande sensibilité du composite à l'environnement pour les cycles de fatigue hors-phase.** Les essais sous argon conduisent à des durées de vie plus importantes que sous air. Cet effet bénéfique de l'argon est d'autant plus important que la contrainte appliquée est faible. Lorsque la contrainte appliquée augmente, les résultats sous air et sous argon semblent converger. **Aucun effet environnemental majeur n'a été mis en évidence**

lors des essais en-phase. Ces résultats sont en accord avec le mode de ruine du composite.

- pendant les essais hors-phase, la rupture du composite semble contrôlée par la résistance en fatigue de la matrice. La durée de vie en fatigue des alliages de titane étant sensibles à l'environnement [Mailly 99], il n'est pas surprenant de retrouver cette dépendance pour les essais réalisés sur le composite en fatigue mécano-thermique suivant un cycle hors-phase.
- les essais en-phase voient leur durée de vie pilotée par la tenue des renforts. La résistance des fibres est peu sensible à l'environnement dans la gamme de températures étudiées. Les essais en-phase réalisés sur le composite sont alors peu sensibles à l'environnement.

[Rosenberg et al. 97] ont étudié le comportement du composite SCS6/Timetal 21S entre 150 et 650°C sous atmosphère inerte et sous air. La figure III-4 présente l'évolution de la durée de vie du composite en fonction de la contrainte maximale appliquée pour l'ensemble des essais de fatigue mécano-thermique réalisés. Les auteurs observent les mêmes comportements que [Bartolotta et Verrilli 93]. 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 matrice sous air. Les auteurs ne constatent pas d'effet d'environnement sur la durée de vie du composite en fatigue mécano-thermique selon un cycle en-phase.

Des essais interrompus de fatigue mécano-thermique ont été réalisés sur le composite SCS6/Ti-24Al-11Nb par [Bartolotta, Kantzos et al. 93] sous air et sous argon. Ces essais ont ainsi permis de caractériser une différence de dommage au sein du composite. Ainsi, les essais réalisés suivant un cycle hors-phase et mettant en évidence un fort effet de l'environnement conduisent à des niveaux d'endommagement différents. Les éprouvettes testées sous air présentent des longueurs moyennes de fissure plus importantes que sous argon. Ces fissures qui entraînent localement au droit des fibres des décohésions. Les essais réalisés sous argon ne mettent en évidence aucune décohésion. A l'inverse, les essais de fatigue mécano-thermique en-phase présentent un endommagement similaire sous air et sous argon le même nombre moyen de ruptures de fibres est observé.

Il est établi que le titane est sensible à l'environnement. Des études menées sur des alliages de titane, [Wallace 95] ont mis en évidence la formation d'une couche d'oxydes après exposition à température élevée. [Jin et al. 00] ont étudié le composite SCS6/Timetal 21S selon un arrangement [0/+45/90] et ont également constaté la formation d'oxydes, principalement du TiO_2 , en surface du composite. Les auteurs estiment que la différence des coefficients de dilatation entre l'alliage et l'oxyde associé au caractère fragile de l'oxyde favorise la création de fissures. Des observations des couches d'oxydes ont permis de mettre en évidence qu'une charge appliquée favorisait la pénétration de l'oxygène, résultat déjà mis en évidence par [Legrand 97]. Des travaux menés par [Johnson et al. 99] sur le composite SCS6/Timetal 21S ont caractérisé un endommagement dans la matrice lié à la diffusion d'oxygène le long des interfaces fibres/matrice. Cet endommagement conduit à des décohésions.

III.2.1.5 Influence de la température - cyclage thermique

Les contraintes résiduelles d'élaboration et leur évolution conditionnent beaucoup le comportement du composite. Ces contraintes sont directement liées à la différence des coefficients de dilatation entre la fibre et la matrice. Dans ce cas, il apparaît donc important d'étudier l'effet lié à la température, et par conséquent la part de responsabilité du cycle thermique à l'endommagement du composite en fatigue mécano-thermique.

[Gayda et al. 93] ont ainsi réalisé des essais de fatigue mécano-thermique hors-phase et en-phase avec temps de maintien. La contrainte ne varie que lorsque la température est constante. Ceci revient à réaliser des essais de fatigue isotherme avec un cycle thermique intercalé entre chaque cycle mécanique. Ces essais qui ont été réalisés sur le composite SCS6/Ti-15-3 ont été menés entre différentes températures maximales et minimales. L'influence de la température maximale du cycle est ainsi explorée. Les auteurs montrent que l'augmentation de l'amplitude de température conduit à une réduction de la durée de vie du composite et associent cette chute à une exacerbation des effets liés à l'environnement. Ces résultats sont similaires à ceux obtenus par [Jeng et al. 92] sur le composite SCS6/TA6V.

[Jin et al. 00] ont étudié le comportement en fatigue mécano-thermique du composite SCS6/Timetal 21S en réalisant des séquences de chargement comprenant des cycles à différentes températures (400 et 500°C). Les auteurs montrent que le nombre de cycles ne pilotent pas dans ce cas la durée de vie du composite. Le paramètre fondamental est le nombre de changements de température réalisés. Le cyclage thermique revêt ici toute son importance.

Des auteurs ont étudié l'effet d'un chargement thermique à contrainte nulle sur la résistance résiduelle du composite à température ambiante. La résistance résiduelle d'un composite est définie comme étant la résistance en traction de l'éprouvette après cyclage. Ainsi, [Gayda et al. 90] qui ont étudié le comportement du composite SCS6/Ti-15-3, montrent que 10 000 cycles thermiques entre 300 et 550°C n'apportent aucune dégradation mécanique au matériau.

Une étude plus complète de l'effet d'un cyclage thermique a été réalisée par [Revelos et al. 95]. Le composite SCS6/Timetal 21S a été étudié à différentes températures. Les auteurs montrent que la résistance résiduelle du composite diminue avec le nombre de cycles thermiques réalisés. Cette résistance chute d'autant plus rapidement si les cycles thermiques sont réalisés sous air par rapport à l'argon. Les auteurs ont examiné l'influence de l'amplitude de température du cyclage thermique en réalisant deux types d'essais : des essais à température minimale constante, 150°C, (la température maximale variant alors d'un essai à l'autre) et des essais à température maximale constante, 815°C, (et donc à température minimale variable). Ces essais montrent que la résistance résiduelle du composite SCS6/Timetal 21S est pilotée par la température maximale atteinte pendant le cyclage thermique et non par la gamme de températures explorée au cours d'un cycle. Les auteurs signalent toutefois que ces résultats sont en désaccord avec ceux obtenus par [Russ 90]. Celui-ci montre que la durée de vie du composite SCS6/Ti-24Al-11Nb est

limitée en fatigue thermique par l'amplitude de température et non la température maximale.

III.2.2 Cycles non-conventionnels

La bibliographie présente quelques résultats de fatigue mécano-thermique obtenus à partir de cycles caractéristiques du chargement réel du composite au sein de l'application. Les principaux travaux ont été effectués par [Mirdamadi et al. 96] et [Johnson et al. 96] sur des composites SCS6/Ti-15-3 et SCS6/Timetal 21S. Les auteurs qui ont étudié des empilements $[0/90]_{2S}$ ont utilisé des cycles de chargement complexes, figure III-5, pour simuler des missions. Ces cycles comportant de nombreuses séquences de chargement, les auteurs ont réalisé des essais plus simples visant à découpler l'influence de chaque caractéristique : pic de contrainte, temps de maintien, cyclage isotherme... **Les auteurs identifient le temps de maintien à température élevée comme étant critique pour la résistance du composite SCS6/Ti-15-3.**

[Gabb 97] a étudié le comportement en fatigue mécano-thermique d'un composite SCS6/Ti-22Al-23Nb présentant des fibres unidirectionnelles. Un essai de type mission, présentant une phase de décollage puis des accélérations, a été réalisé entre 93 et 538°C. L'auteur montre que la durée de vie du composite est notablement dégradée par rapport à un essai de fatigue isotherme à 538°C.

III.2.3 En résumé

Les durées de vie du composite SiCTi en fatigue mécano-thermique en-phase sont très largement dépendantes du niveau de contrainte appliquée contrairement aux essais hors-phase.

Le diagramme de durée de vie en fatigue mécano-thermique d'un composite SiC/Ti se découpe en deux parties. A haute contrainte, le composite voit sa résistance limitée par les essais en-phase. A basse contrainte, ce sont les essais hors-phase qui pilotent sa durée de vie.

Les essais hors-phase dont l'endommagement est contrôlé par la résistance de la matrice sont très sensibles à l'environnement.

La durée de vie des essais en-phase est déterminée par la résistance des fibres. Ces essais sont peu sensibles à l'environnement.

De façon plus générale, les essais de fatigue mécano-thermique présentant des pics de contrainte à hautes températures favorisent les transferts de charge et donc un endommagement contrôlé par les fibres. Plus les transferts de charge depuis la matrice vers les fibres seront importants et moins le composite sera sensible à l'environnement.

A l'inverse, les essais de fatigue mécano-thermique présentant des déphasages entre les pics de contrainte et de température favorisent l'endommagement de la matrice. La résistance du composite en fatigue mécano-thermique sera alors contrôlée par la matrice et ceci d'autant plus que la ductilité de la matrice est faible à la température d'application de la charge. Ces essais présentent une forte dépendance vis-à-vis de l'environnement.

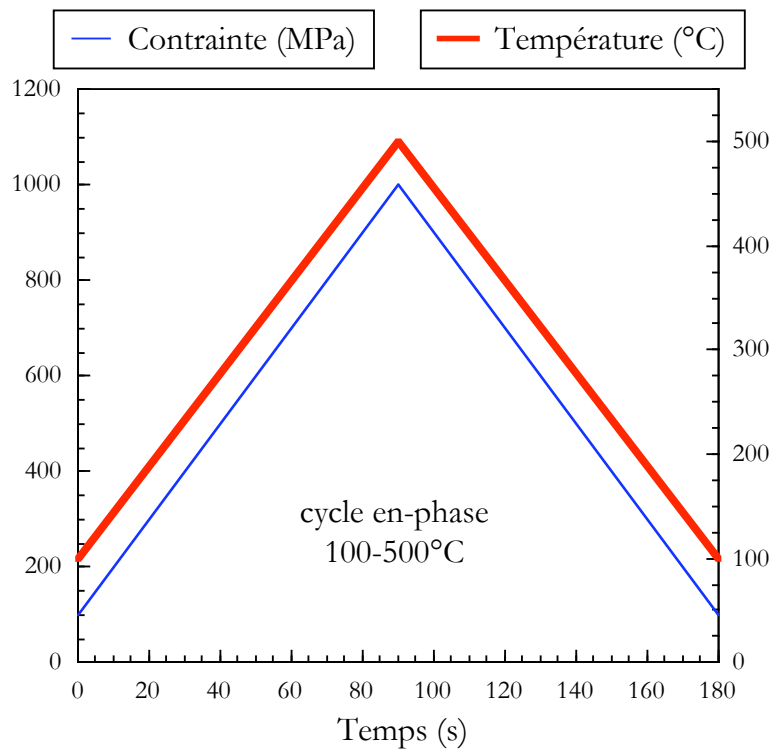


Figure III-1 Exemple de cycle de fatigue mécano-thermique en-phase entre 100 et 500°C à une contrainte maximale de 1000 MPa

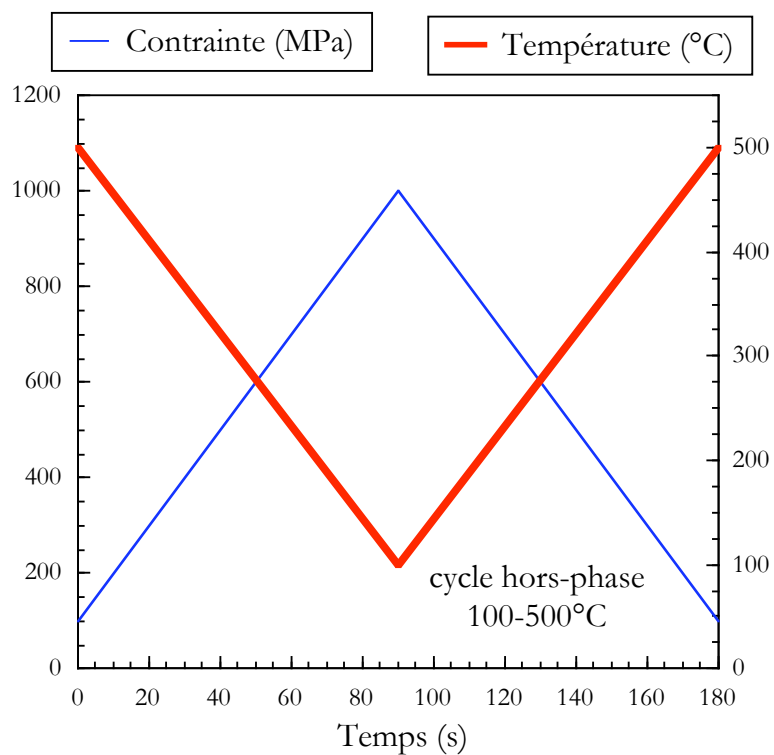


Figure III-2 Exemple de cycle de fatigue mécano-thermique hors-phase entre 100 et 500°C à une contrainte maximale de 1000 MPa

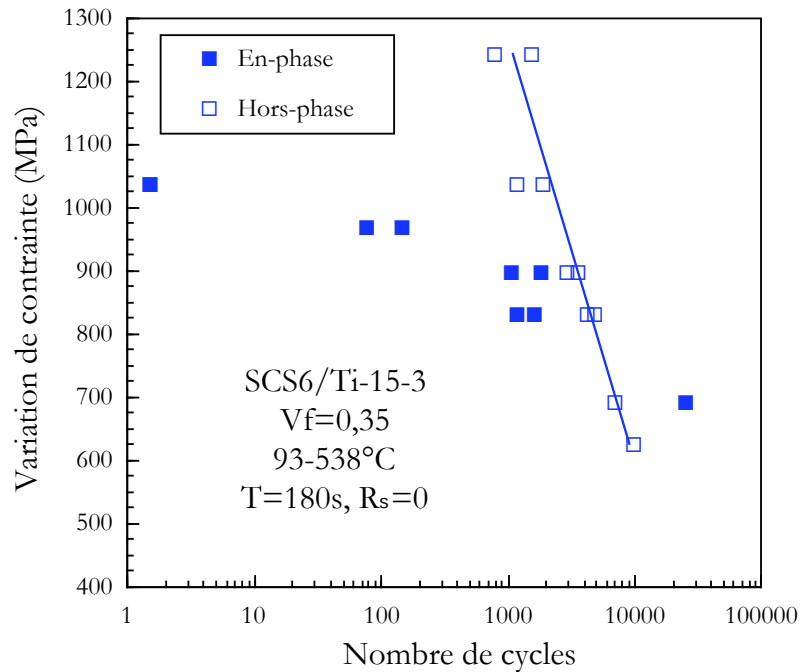


Figure III-3 Evolution de la durée de vie du composite SCS6/Ti-15-3 en fatigue mécano-thermique entre 93 et 538°C, d'après [Castelli et al. 93].

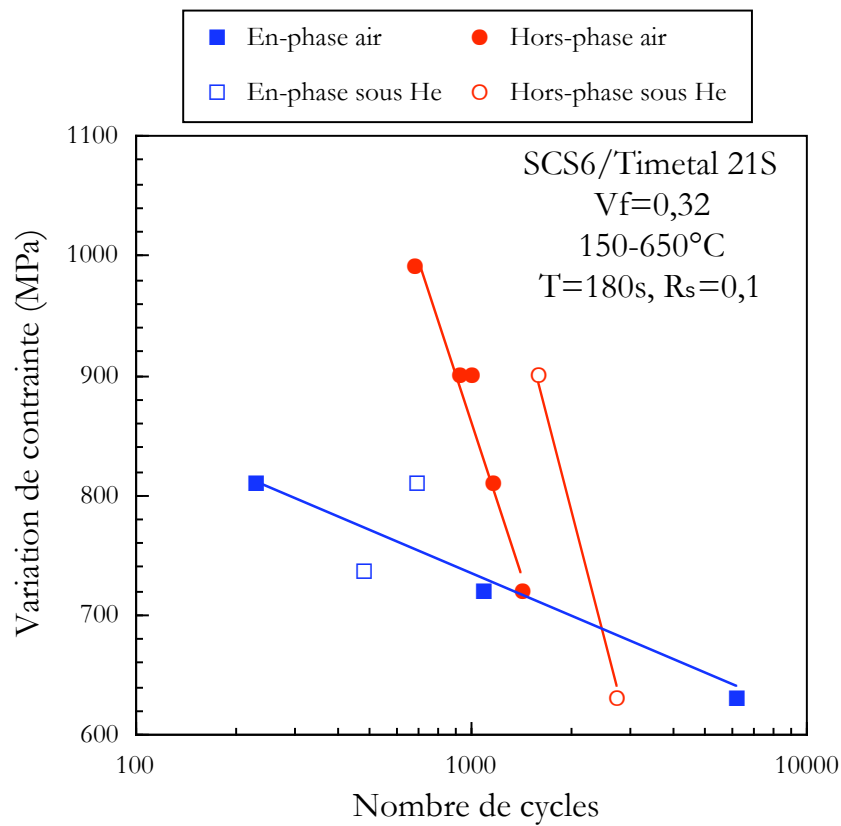


Figure III-4 Evolution de la durée de vie du composite SCS6/Timetal 21S en fatigue mécano-thermique entre 150 et 650°C sous air et atmosphère neutre, d'après [Rosenberg et al. 97].

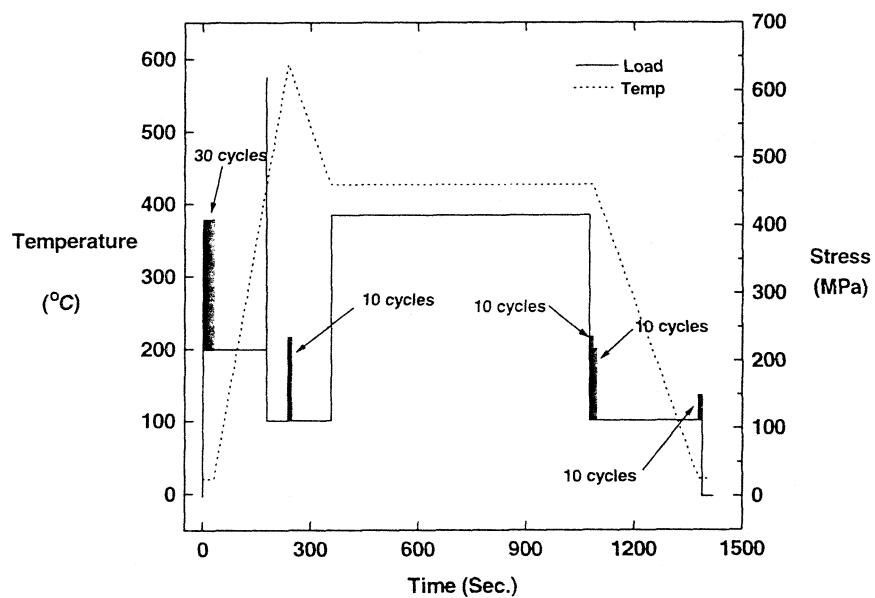


Figure III-5 : Cycle imposé au composite visant à simuler une mission, d'après [Johnson et al. 96]

III.3 DUREES DE VIE DU COMPOSITE SM1140+/TI6242 EN FATIGUE MECANO-THERMIQUE

La durée de vie d'une éprouvette est définie ici comme le nombre de cycles qui conduit à sa rupture complète (séparation en deux parties). La convention utilisée pour définir les cycles de fatigue mécano-thermique réalisés au cours de cette étude est FMT-As-B°C avec A durée du temps de maintien à charge maximale et B la température maximale du cycle. Deux formes de cycle de fatigue mécano-thermique ont été étudiées au cours de ce travail :

- le premier cycle, FMT-90s-500°C, présenté figure III-6 pour une contrainte maximale de 1000 MPa est le cycle référence. Ce cycle, issu de calculs numériques, représente le chargement supporté par la partie composite de l'ANAM au cours de la séquence décollage-atterrissage d'un avion. La température varie au cours de ce cycle entre 100 et 500°C à une vitesse de 5°C/s avec un rapport de charge, R_s , nul. La période de ce cycle FMT-90s-500°C est de 290s.
- le second cycle, FMT-0s-500°C, présenté figure III-7 est inspiré du cycle référence duquel a été supprimé le temps de maintien à charge maximale. La période de ce cycle est donc égale à celle du cycle référence moins la durée du temps de maintien soit 200s au total. Les températures minimales et maximales sont inchangées : 100 et 500°C.

Tableau III-1 : Essais réalisés sur le SM1140+/Ti6242 en fatigue mécano-thermique

Repère éprouvette	Type de cycle	S_{max} (MPa)	N_r	V_f (%)
UBELD-10	FMT-90s-500°C	1000	2108	27,6
UBELD37-2	FMT-90s-500°C	1000	3204	33,5
UBELD-12	FMT-90s-500°C	1075	526	26,1
UBELD-13	FMT-90s-500°C	1150	45	26,2
UBELD37-12	FMT-0s-500°C	1075	1060	34,3

Le tableau III-1 présente l'ensemble des essais réalisés en fatigue mécano-thermique sur le composite SM1140+/Ti6242 au cours de cette étude. Quatre essais ont été réalisés suivant le cycle FMT-90s-500°C et un essai suivant le cycle FMT-0s-500°C. Il est important de noter que les éprouvettes issues du premier lot (à savoir les éprouvettes UBELD10, UBELD12 et UBELD13) présentent une fraction volumique de fibres plus faible. Cette différence ne s'explique pas par un plus grand nombre de fibres mais par une plus grande surépaisseur de titane autour de la partie composite de l'éprouvette. La

fraction volumique de fibres indiquée dans le tableau III-1 est la fraction globale calculée sur l'ensemble de la section de l'éprouvette.

Le tableau III-2 présente les résultats de l'ensemble des essais de fatigue mécano-thermique réalisés sur le composite SM1140+/Ti 6242 au Centre des Matériaux de l'Ecole des Mines. Il rapporte les essais effectués au cours de cette thèse ainsi que des essais réalisés précédemment [Legrand et al. 96]. Ces derniers essais avaient été réalisés suivant deux autres types de cycles :

- un cycle, dit FMT-390s-500°C et présenté figure III-8, qui présente les mêmes caractéristiques que le cycle de référence excepté la durée du temps de maintien à charge maximale. Si la durée du temps de maintien pour le cycle référence est de 90s, il atteint 390s dans le cas du cycle III. La période complète du cycle III est donc de 590s.
- et un cycle représenté figure III-9, que l'on appellera cycle FMT-90s-550°C, pour lequel la température varie cette fois entre 100 et 550°C. Les vitesses de chauffage et de refroidissement étant inchangées, la période totale du cycle se trouve donc égale à 310s.

Tableau III-2 : Ensemble des essais de fatigue mécano-thermique réalisés à l'Ecole des Mines sur le composite SM1140+/Ti 6242

Repère éprouvette	Type de cycle	$S_{\max}$ (MPa)	$\Delta e_{\text{méc}}$ (%)	Δe_{n} (%)	N_r
UBELD-10	FMT-90s-500°C	1000	0,641	0,024	2108
UBELD37-2	FMT-90s-500°C	1000	0,606	0,062	3204
UBELD-12	FMT-90s-500°C	1075	0,682	0,028	526
UBELD-13	FMT-90s-500°C	1150	0,742	0,037	45
UBELD37-12	FMT-0s-500°C	1075	0,617	0,021	1060
UBELD16*	FMT-390s-500°C	1000	-	-	>195**
UBELD16*	FMT-90s-550°C	1000	0,62	-	21
UBELD16*	FMT-90s-550°C	1000	0,65	-	5

* résultats issus de [Legrand et al. 96]

** essai interrompu au 195^{ème} cycle

La figure III-10 présente, dans un diagramme donnant la durée de vie du composite en fonction de l'amplitude de contrainte appliquée, tous les résultats obtenus sur le composite SM1140+/Ti6242 en fatigue mécano-thermique. Des résultats obtenus sur le même matériau en fatigue isotherme à 550°C [Legrand 97] y sont représentés. Ces essais ayant été menés en contrôle de déformation, avec $R_e = 0$, l'amplitude de contrainte à mi-durée de vie a été utilisée pour représenter ces résultats.

La figure III-11 reporte les résultats des mêmes essais de fatigue mécano-thermique dans un diagramme qui donne la durée de vie du composite en fonction de l'amplitude de déformation mécanique. Tous les essais de fatigue mécano-thermique sont menés dans notre étude en contrainte imposée, l'amplitude de déformation mécanique à mi-durée de vie est donc utilisée pour représenter les résultats.

Les figures III-10 et III-11 permettent de mettre en évidence quelques résultats significatifs. On constate tout d'abord peu d'influence, pour les cycles étudiés, du temps de maintien sur la durée de vie du composite SM1140+/Ti6242 en fatigue mécano-thermique. Ainsi, il n'y a pas d'influence sur la durée de vie du composite quand on réduit le temps de maintien de 90 à 0s. Il est difficile de conclure sur l'essai comportant 390s de temps de maintien, éprouvette UBELD16, car celui-ci a été interrompu au 195^{ème} cycle. **On peut noter toutefois qu'une augmentation du temps de maintien est moins préjudiciable pour le matériau qu'une augmentation de la température.**

En effet, on peut voir 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 (2108 et 3204 cycles à 500°C pour 1000MPa, seulement 21 et 5 cycles à 550°C). A cette température, le comportement mécanique de la matrice est mauvais. Le report de charge entre la matrice et les fibres s'effectue donc très rapidement. La charge supportée par les fibres devenant trop importante, le composite rompt prématurément.

Il apparaît d'autre part que la sollicitation anisotherme est critique pour le composite SM1140+/Ti6242. Les durées de vie obtenues en fatigue mécano-thermique pour le cycle FMT-90s-500°C sont inférieures à celles obtenues en fatigue isotherme à 550°C, bien que cette température soit supérieure à la température maximale du cycle mécano-thermique, 500°C. **Néanmoins, pour de plus longues durées de vie (10000 cycles), il semble que les résultats auraient tendance à converger.** Ce domaine, qui est intéressant du point de vue de l'application industrielle, est malheureusement délicat à atteindre en conditions de laboratoire (10000 cycles en fatigue mécano-thermique suivant le cycle FMT-90s-500°C représentent plus de 33 jours).

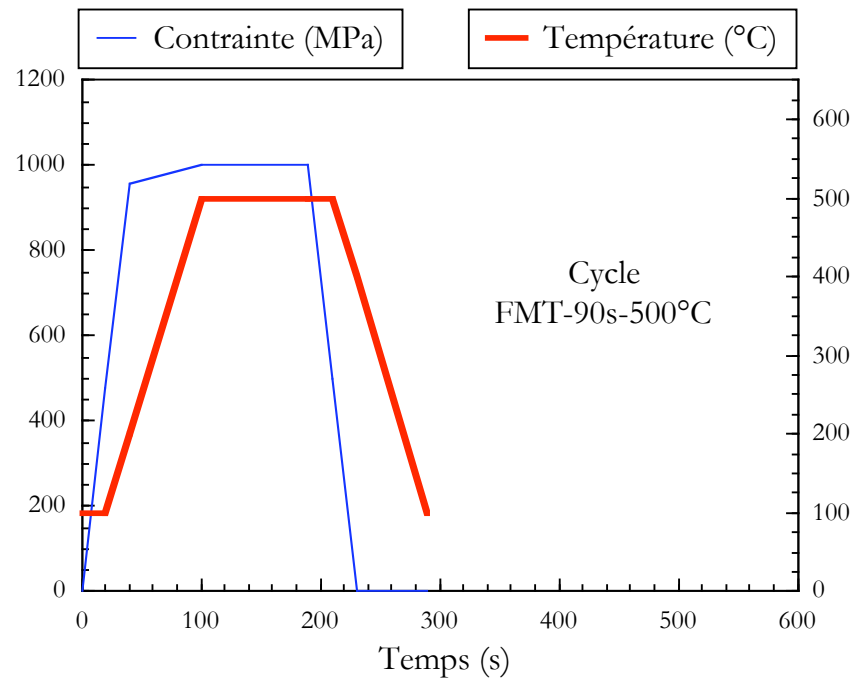


Figure III-6 □ Cycle FMT-90s-500°C (cycle référence) de fatigue mécano-thermique 100-500°C – 90s de temps de maintien à contrainte maximale.

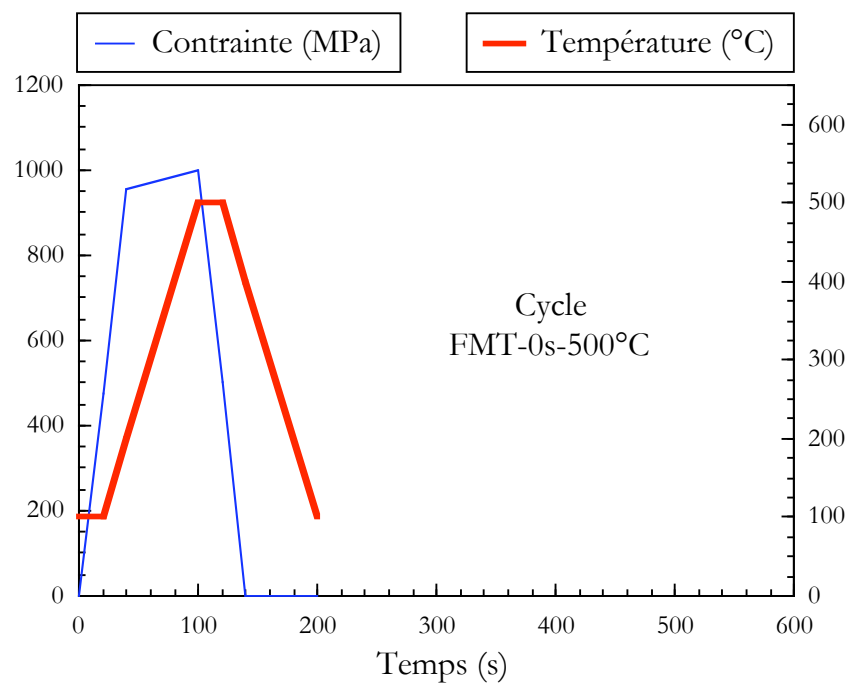


Figure III-7 □ Cycle FMT-0s-500°C de fatigue mécano-thermique 100-500°C – Pas de temps de maintien à contrainte maximale.

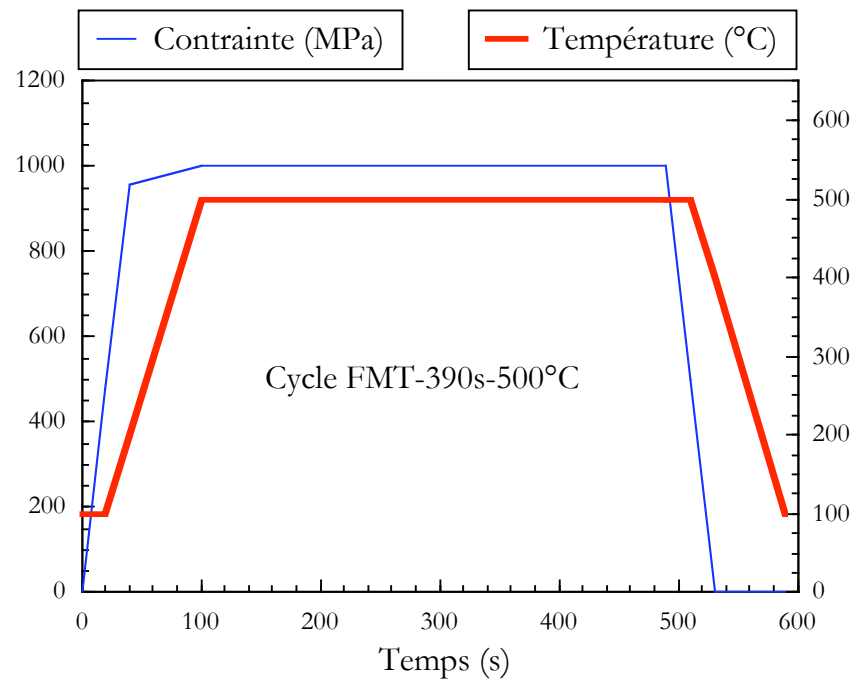


Figure III-8 Cycle FMT-390s-500°C de fatigue mécano-thermique 100-500°C – 390s de temps de maintien à contrainte maximale.

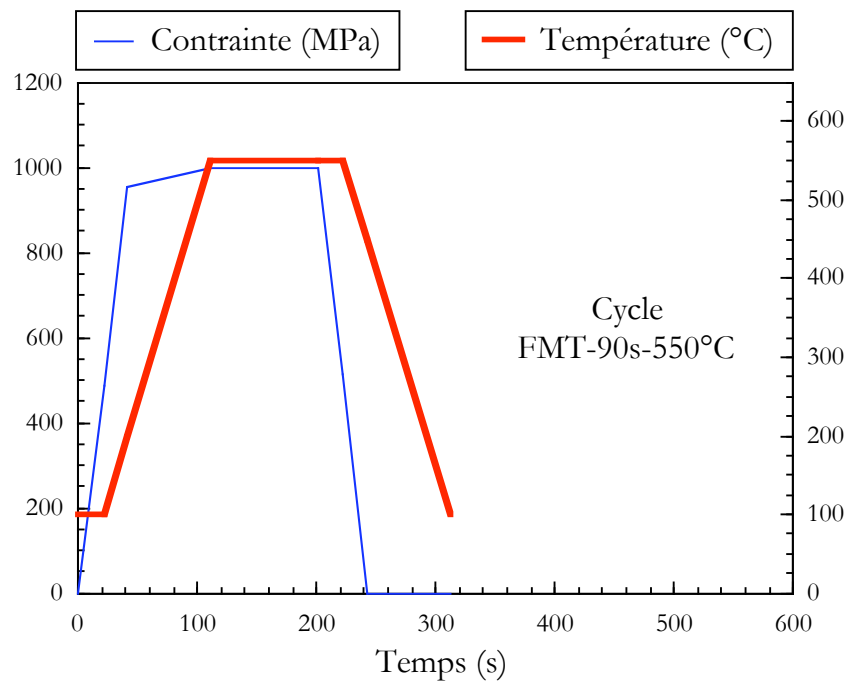


Figure III-9 Cycle FMT-90s-550°C de fatigue mécano-thermique 100-550°C – 90s de temps de maintien à contrainte maximale.

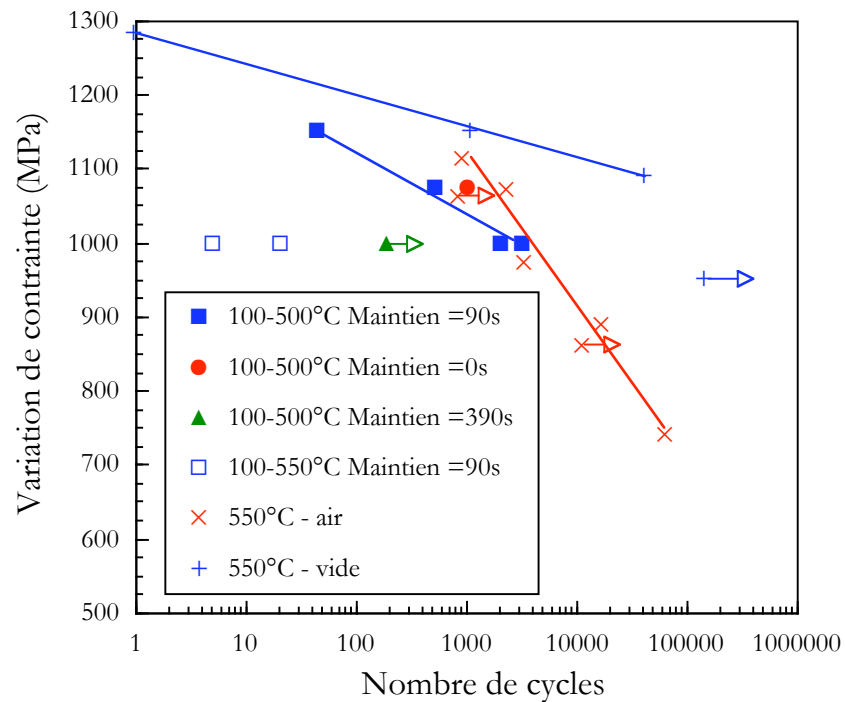


Figure III-10 Evolution de la durée de vie du composite SM1140+/Ti6242 en fatigue mécano-thermique en fonction de la variation de contrainte appliquée.

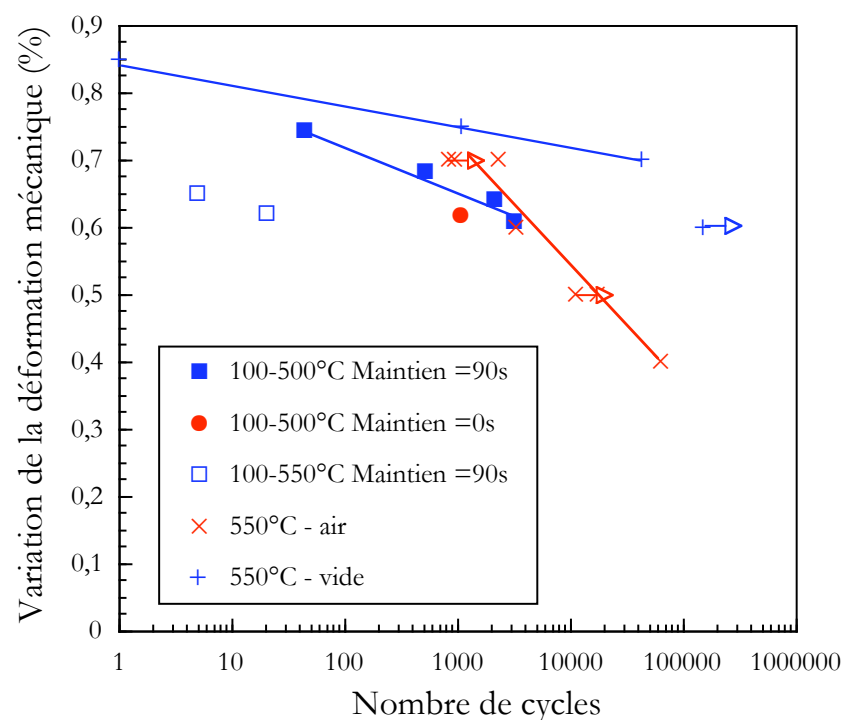


Figure III-11 Evolution de la durée de vie du composite SM1140+/Ti6242 en fatigue mécano-thermique en fonction de la variation de la déformation mécanique.

III.4 COMPORTEMENT DU COMPOSITE SM1140+/TI6242 EN FATIGUE MECANO-THERMIQUE

La figure III-12 présente l'évolution des déformations mécaniques minimales et maximales du composite SM1140+/Ti6242 au cours des essais de fatigue mécano-thermique réalisés pendant cette étude selon le cycle FMT-90s-500°C (cycle référence). Les essais étant menés en contrainte imposée, on observe une légère variation de la déformation mécanique avec le nombre de cycles.

Les niveaux de déformation mécanique atteints dépendent de la contrainte appliquée ; ainsi la figure III-12 permet de voir que plus la contrainte appliquée est élevée plus le composite se déforme mécaniquement. Les évolutions des déformations mécaniques présentent d'autre part trois stades distincts :

- pendant la première moitié l'essai, les déformations mécaniques augmentent progressivement. Cette légère augmentation est associée à la rupture prématurée de fibres endommagées au sein du composite et à la plasticité de la matrice qui entraîne un report de charge sur les fibres intactes. L'essai réalisé à la plus forte contrainte, 1150 MPa, ne comporte que ce stade. Le nombre des fibres rompues au cours de cette première phase étant trop important, la charge ne peut plus être supportée par les fibres intactes.
- dans un deuxième temps, les niveaux de déformation mécanique baissent. Ce phénomène qui caractérise un durcissement global du composite est sans doute lié à un endommagement significatif de la matrice.
- en fin de durée de vie, les niveaux de déformation augmentent de nouveau brutalement avant la rupture finale de l'éprouvette. Ce dernier régime de fatigue est caractérisé par la rupture finale des renforts encore intacts et donc par une baisse de la rigidité globale de l'éprouvette.

La figure III-13 représente l'évolution de la variation de la déformation mécanique du composite SM1140+/Ti6242 au cours des mêmes essais de fatigue mécano-thermique. A l'inverse des valeurs extrêmes, la variation de la déformation mécanique n'évolue pas beaucoup au cours de la durée de vie des éprouvettes. En effet, après un saut au premier cycle, le niveau de la variation de la déformation mécanique est quasiment identique jusqu'à la fin de l'essai. Ceci indique clairement que la raideur du composite n'est pas modifiée au cours de l'essai. On constate juste une augmentation en toute fin d'essai associée à la rupture finale des renforts.

La figure III-14 présente l'évolution des déformations inélastiques minimales et maximales du composite au cours des essais de fatigue mécano-thermique réalisés selon le cycle FMT-90s-500°C. Les valeurs extrêmes de la déformation inélastique évoluent de façon non négligeable au cours de l'essai. On retrouve ici les différents stades de fatigue commentés figure III-12. Il apparaît une différence de comportement entre les deux essais à plus haute contrainte et l'essai à 1000 MPa. Dans le premier cas, les déformations inélastiques augmentent tout au long de la durée de vie du composite. A l'inverse pour

L'essai réalisé à 1000 MPa, la déformation inélastique diminue fortement après 300 cycles. Ce comportement est associé à un endommagement de la matrice.

La figure III-15 présente l'évolution de la variation de la déformation inélastique avec le nombre de cycles pour les mêmes essais de fatigue mécano-thermique. Il apparaît sur cette figure une différence importante du niveau de la variation de déformation inélastique entre le premier cycle et le deuxième. La valeur de la variation de déformation inélastique est deux à trois fois plus grande au premier qu'au deuxième cycle. Le niveau n'augmente ensuite que très légèrement jusqu'à la fin de l'essai avant une augmentation brutale liée à la rupture finale de l'éprouvette.

La figure III-16 présente l'évolution des déformations mécaniques minimales et maximales en fonction du nombre de cycles pour les deux essais réalisés selon le cycle FMT-90s-500°C à une contrainte maximale de 1000 MPa. Comme attendu, l'essai présentant le plus de renforts conduit à la plus petite valeur de déformation mécanique.

La figure III-17 présente la variation des déformations mécaniques minimales et maximales pour deux essais de fatigue mécano-thermique réalisés à 1000 MPa. Les deux cycles étudiés présentent deux températures maximales différentes : 500 et 550°C. Les évolutions des déformations mécaniques caractérisent donc l'effet de la température maximale du cycle sur le comportement du composite SM1140+/Ti6242. On voit qu'une température maximale de 550°C conduit à une augmentation continue des déformations mécaniques, contrairement à 500°C. L'amplitude restant toutefois constante, on associe cette augmentation constante des niveaux de déformation à 550°C à une relaxation importante du niveau de contrainte dans la matrice et donc à un chargement continu des fibres.

La figure III-18 présente l'évolution des déformations mécaniques minimales et maximales au cours des deux essais de fatigue mécano-thermique réalisés à 1075 MPa. Le premier essai a été réalisé suivant le cycle de référence (cycle FMT-90s-500°C) comportant un temps de maintien de 90s. Le second essai qui correspond au cycle FMT-0s-500°C ne comporte pas de temps de maintien. On constate que l'évolution des déformations mécaniques est identique dans les deux cas. Aucun effet du temps de maintien n'est mis en évidence ici. Par contre, le niveau de déformation mécanique maximal atteint n'est pas le même pour les deux essais. Cette différence est à rapprocher de la valeur de la fraction volumique de chaque éprouvette (tableau III-1). La différence constatée ici entre les niveaux de déformation mécanique est donc liée à un effet de module d'Young. La figure III-19 présente l'évolution des déformations inélastiques au cours de ces deux essais. Le niveau d'inélasticité atteint dans la matrice est plus important dans le cas de l'essai ne présentant pas de temps de maintien.

Les figures III-20 et III-21 présentent les boucles de comportement contrainte-déformation mécanique obtenues sur le composite SM1140+/Ti6242 en fatigue mécano-thermique suivant le cycle FMT-90s-500°C à deux niveaux de chargement : 1000 et 1150 MPa. Les déformations inélastiques et mécaniques y sont reportées. Les courbes de comportement sont linéaires jusqu'à 200°C, aucune inélasticité n'est encore apparue. L'inélasticité apparaît lorsque la température augmente dans le matériau. En effet, dans l'essai à 1150 MPa, on atteint une contrainte nominale de 1000 MPa lors de la première

mise en charge (c'est-à-dire avant que la température n'atteigne 200°C), et à ce stade il n'y a pas apparition d'inélasticité. **La température joue donc un rôle fondamental dans l'apparition de ce seuil inélastique. Une compétition s'établit entre la chute du niveau de contraintes résiduelles dans la matrice avec l'augmentation de la température d'une part, et la chute des propriétés mécaniques de la matrice d'autre part.**

Ces courbes confirment de plus l'évolution des déformations inélastiques $\square$ une importante augmentation au premier cycle liée à la plasticité de la matrice puis une stabilisation. La partie supérieure des courbes contrainte-déformation mécanique présente une courbure qui s'explique en fait pas un chargement progressif des fibres par relaxation de la matrice avec l'augmentation de la température.

Enfin, le déchargement s'effectue aussi de façon linéaire avec un module différent de celui de la montée en charge. La température n'étant pas la même lors de la mise en charge et de la décharge, les modules initiaux et finaux se croisent.

Les figures III-22 et III-23 présentent l'évolution de la déformation mécanique au premier cycle et à mi-durée de vie pour deux essais de fatigue mécano-thermique réalisés à 1075 MPa entre 100 et 500°C. Ces deux figures permettent d'étudier l'effet du temps de maintien sur l'évolution de la déformation mécanique. La figure III-22 présente les résultats de l'essai réalisé suivant le cycle FMT-90s-500°C (90 $\square$ s de temps de maintien). La figure III-23 indique la variation de la déformation mécanique pour l'essai réalisé d'après le cycle FMT-0s-500°C (aucun temps de maintien à charge maximale). Il apparaît que l'augmentation de la déformation mécanique est importante entre 40 et 100 $\square$ s durant la phase de chauffage, beaucoup plus que pendant le temps de maintien. On s'aperçoit de plus que l'allure de cette partie de courbe change en fonction du nombre de cycles. Le comportement du composite entre 40 et 100 $\square$ s est linéaire durant tous les cycles sauf pendant le premier. Ce changement d'allure est associé à la plasticité de la matrice qui n'évolue quasiment plus après le premier cycle.

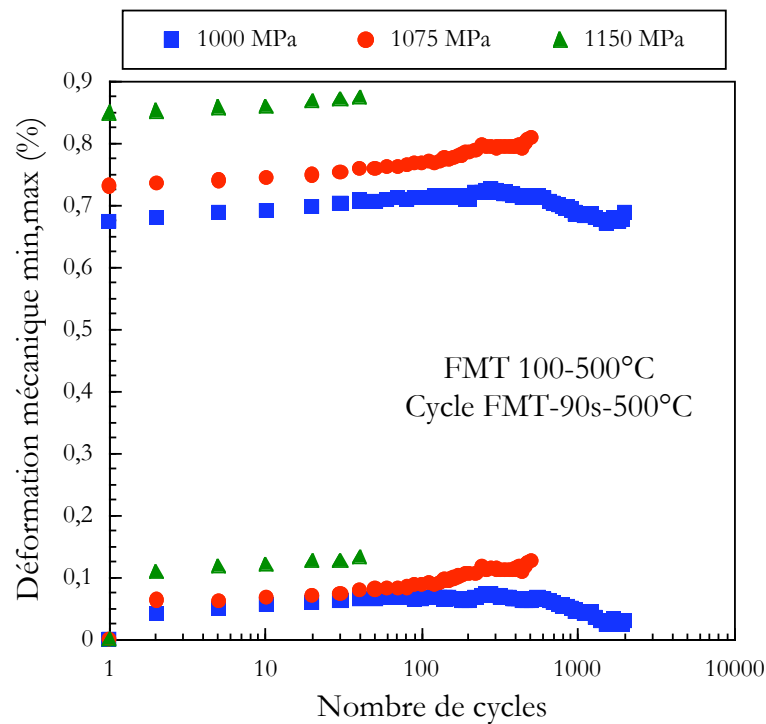


Figure III-12 Evolution de la déformation mécanique en fonction du nombre de cycles pour les essais de fatigue mécano-thermique réalisés selon le cycle FMT-90s-500°C.

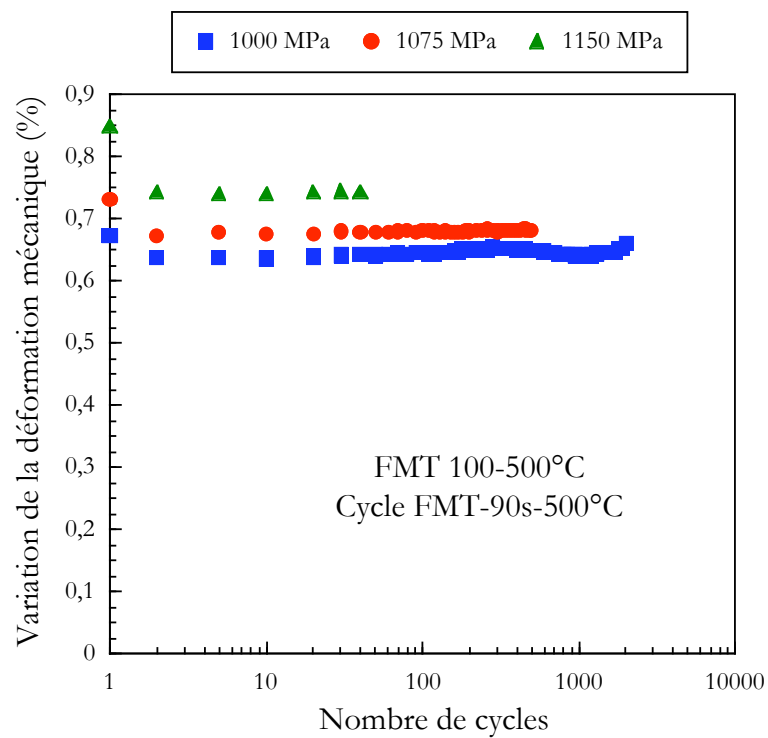


Figure III-13 Evolution de la variation de déformation mécanique en fonction du nombre de cycles pour les essais de fatigue mécano-thermique réalisés selon le cycle FMT-90s-500°C.

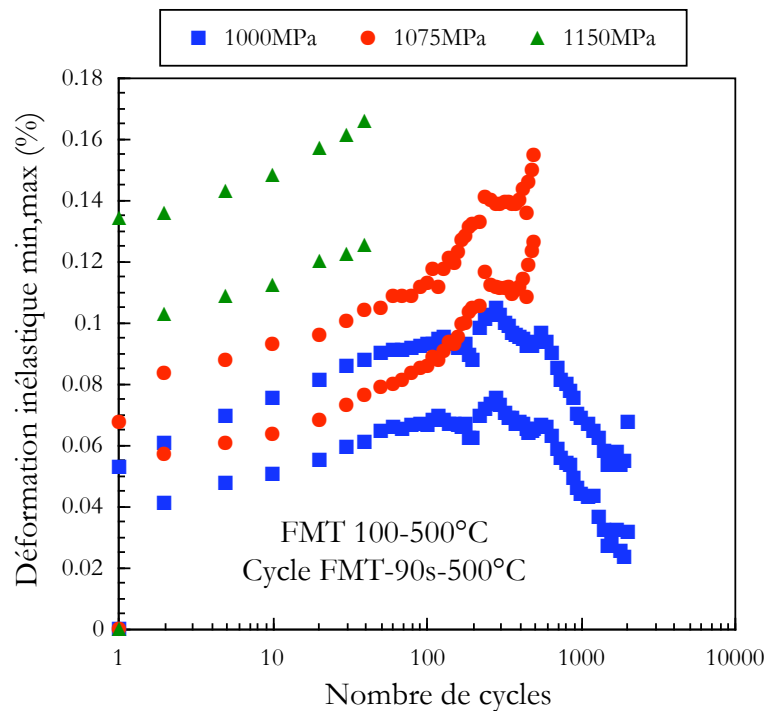


Figure III-14 Evolution de la déformation inélastique en fonction du nombre de cycles pour les essais de fatigue mécano-thermique réalisés selon le cycle FMT-90s-500°C.

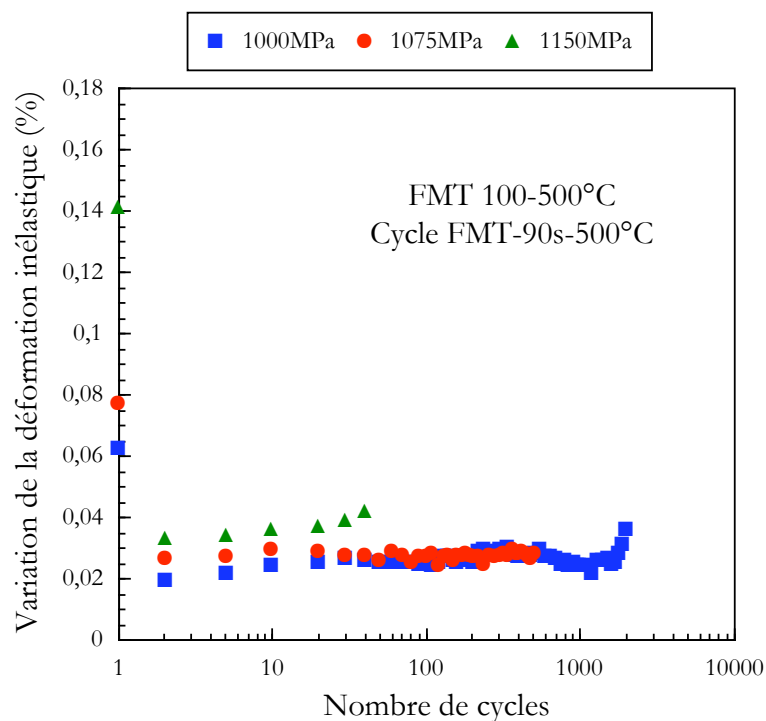


Figure III-15 Evolution de la variation de déformation inélastique en fonction du nombre de cycles pour les essais de fatigue mécano-thermique réalisés selon le cycle FMT-90s-500°C.

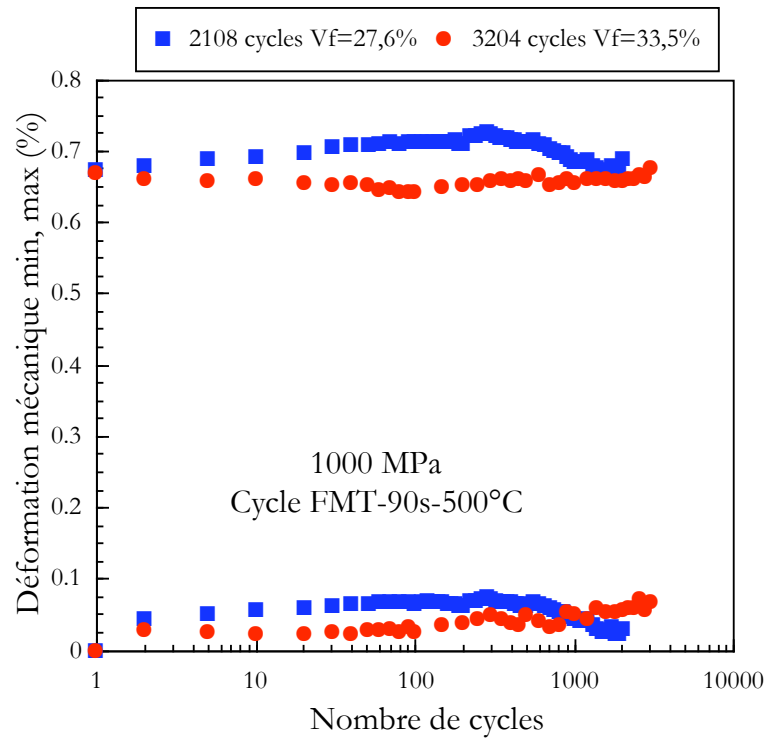


Figure III-16 Evolution de la déformation mécanique en fonction du nombre de cycles pour les deux essais de fatigue mécano-thermique réalisés selon le cycle FMT-90s-500°C à 1000 MPa.

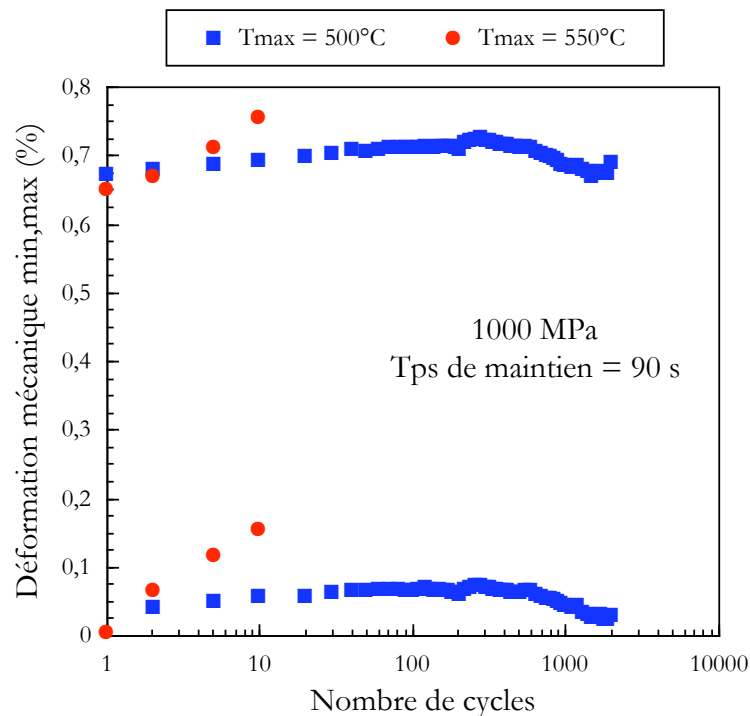


Figure III-17 Evolution de la déformation mécanique pour deux essais de fatigue mécano-thermique réalisés à une contrainte appliquée de 1000 MPa cycle FMT-90s-500°C et cycle FMT-90s-550°C.

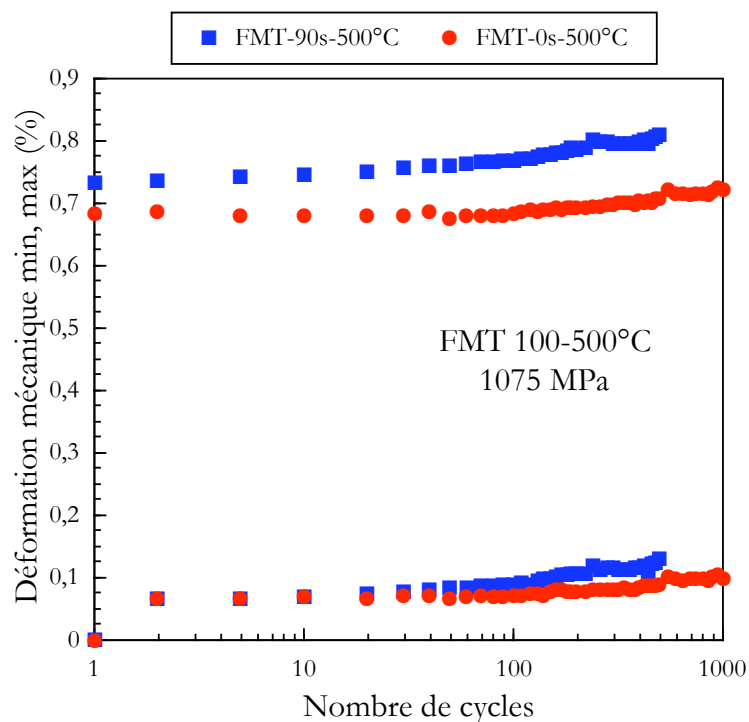


Figure III-18 Evolution de la déformation mécanique pour les deux essais de fatigue mécano-thermique réalisés à une contrainte appliquée de 1075 MPa cycle FMT-90s-500°C et cycle FMT-0s-500°C.

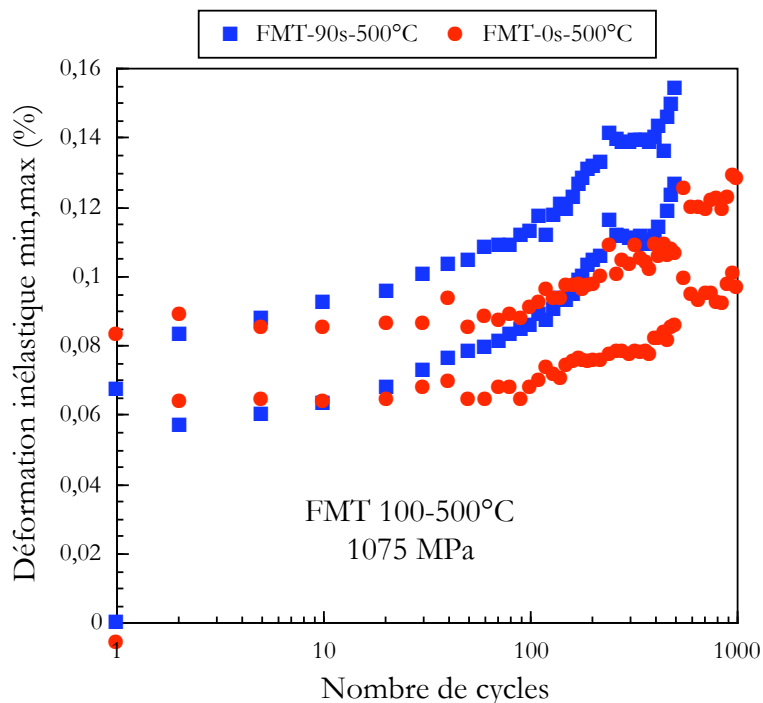


Figure III-19 Evolution de la déformation inélastique pour les deux essais de fatigue mécano-thermique réalisés à une contrainte appliquée de 1075 MPa cycle FMT-90s-500°C et cycle FMT-0s-500°C.

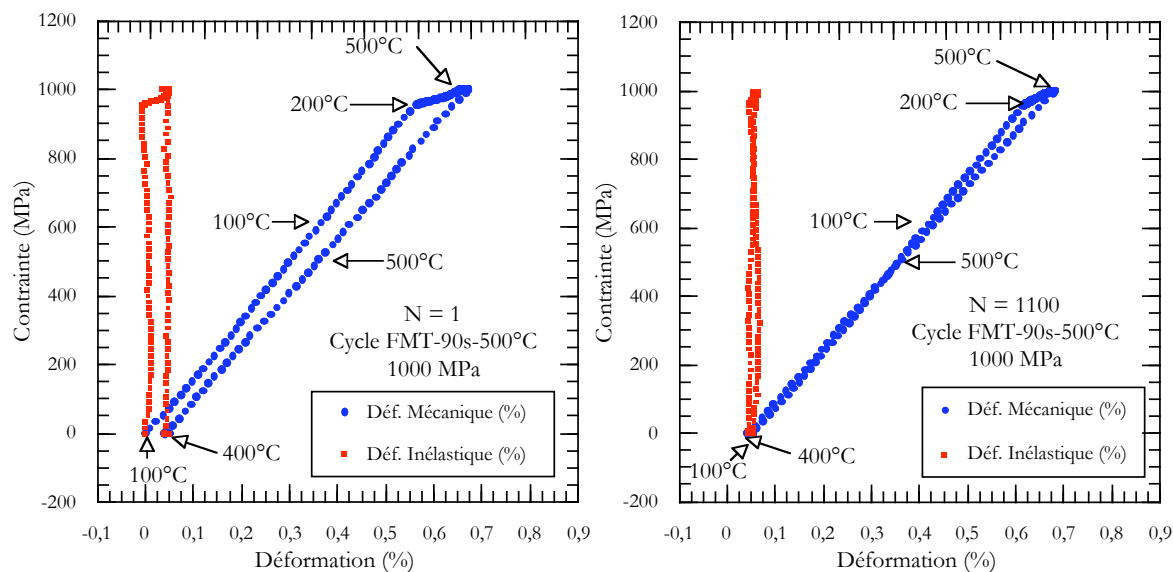


Figure III-20 : Boucles contrainte - déformation du SM1140+/Ti6242 pour un essai de fatigue mécano-thermique réalisé à une contrainte appliquée de 1000 MPa selon le cycle FMT-90s-500°C.

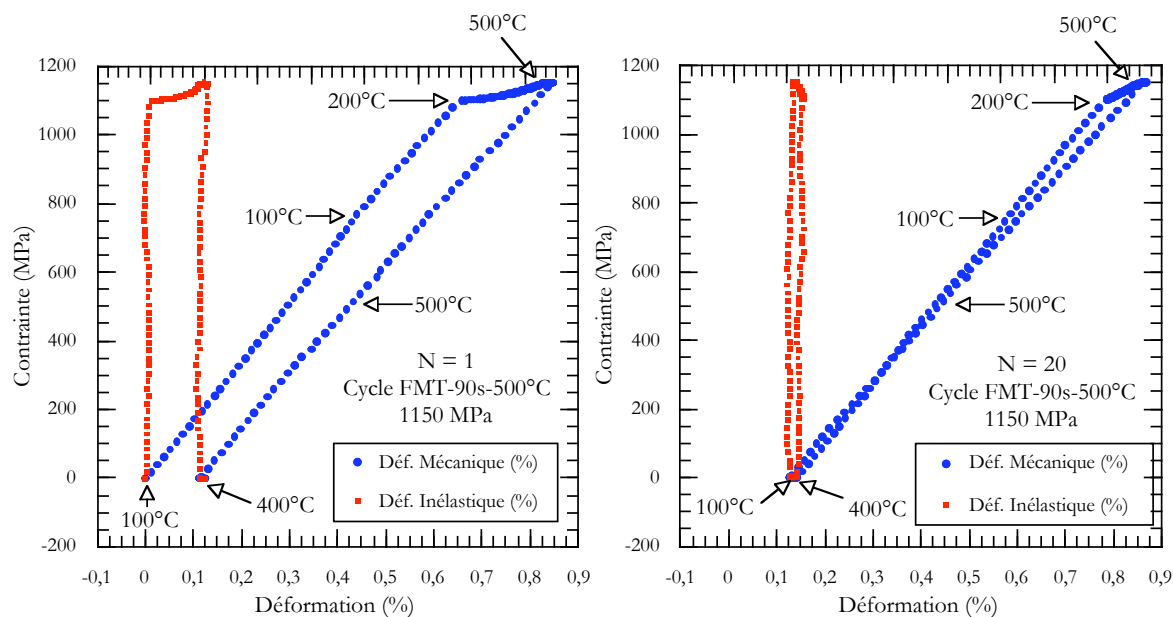


Figure III-21 : Boucles contrainte - déformation du SM1140+/Ti6242 pour un essai de fatigue mécano-thermique réalisé à une contrainte appliquée de 1150 MPa selon le cycle FMT-90s-500°C.

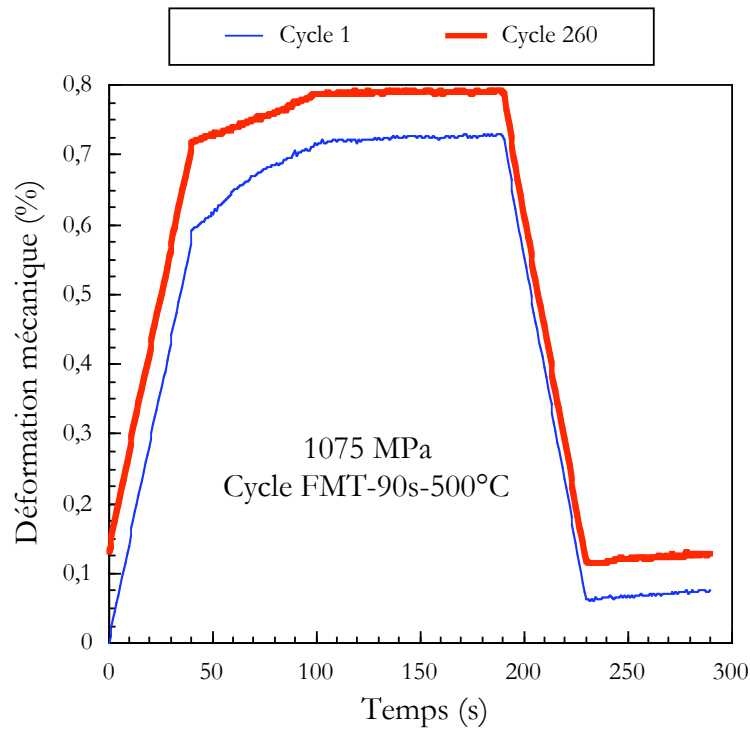


Figure III-22 Evolution de la déformation mécanique en fonction du temps au 1^{er} et 260^{ème} cycle pour un essai de fatigue mécano-thermique réalisé à une contrainte appliquée de 1000 MPa cycle FMT-90s-500°C.

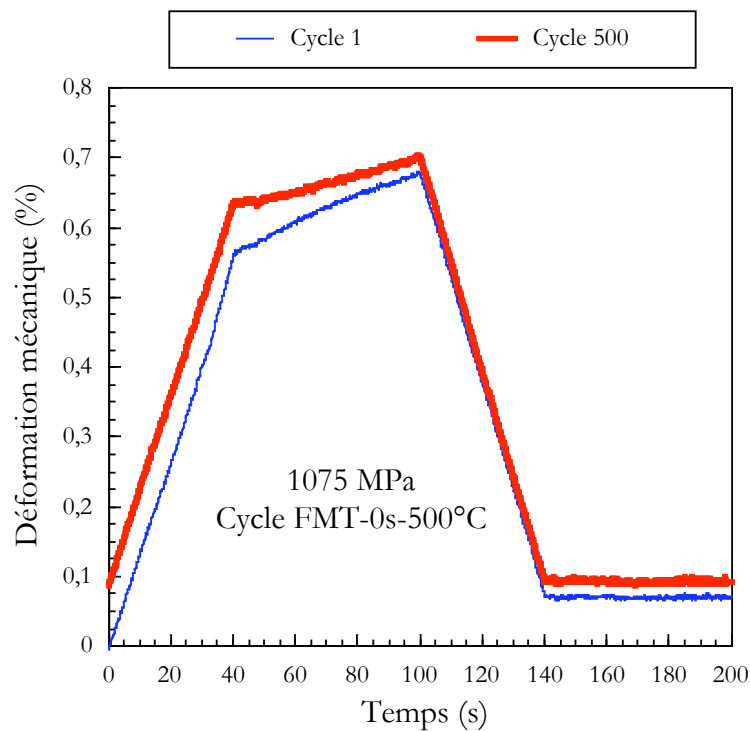


Figure III-23 Evolution de la déformation mécanique en fonction du temps au 1^{er} et 500^{ème} cycle pour un essai de fatigue mécano-thermique réalisé à une contrainte appliquée de 1000 MPa cycle FMT-0s-500°C.

III.5 ENDOMMAGEMENT DU COMPOSITE SM1140+/TI6242 EN FATIGUE MECANO-THERMIQUE

L'observation des différents faciès de rupture en fatigue mécano-thermique révèle une rupture majoritairement ductile de la matrice avec présence de cupules, figure III-24. Ce type de faciès, qui ne présente pas de signe d'endommagement progressif, correspond à la rupture finale de l'éprouvette et caractérise **une rupture du composite contrôlée par les fibres**.

On observe également sur les faciès des zones où la rupture de la matrice est de nature plus complexe. Ces zones «mixtes», de petites tailles, sont localisées près des chants courts des éprouvettes et souvent près des coins, figure III-24. Dans chacune de ces zones, la matrice possède deux aspects bien distincts : une partie de la matrice possède un faciès de type intergranulaire et l'autre un aspect plat.

Ces zones, contrairement au reste du faciès de rupture, apparaissent colorées en microscopie optique. Le titane étant sensible à l'environnement, les oxydes qui peuvent se former (en particulier la rutil TiO_2) en surface des échantillons ont la propriété de changer de couleur avec leur épaisseur. On peut donc penser que ces zones mixtes ont été exposées sous air à haute température, elles caractérisent ainsi le lieu de propagation d'une fissure de fatigue mécano-thermique. Par ailleurs, l'aspect des zones mixtes semble indiquer que la fissure s'est initiée dans la zone intergranulaire.

Des analyses ponctuelles effectuées par EDS confirment la présence d'oxygène dans ces zones mixtes. La figure III-25 présente les résultats d'un pointé réalisé à cœur d'échantillon, dans une zone où la matrice possède un aspect ductile. Les résultats obtenus indiquent clairement une haute teneur en titane et ne révèlent pas la présence d'éléments autres que ceux présents dans l'alliage. La figure III-26 présente cette fois un pointé réalisé dans la partie intergranulaire d'une zone mixte et met en évidence la présence importante d'oxygène et de carbone. La présence de l'oxygène est liée à la formation d'oxydes en surface de l'éprouvette. Celle du carbone s'explique mal, mais est peut être le résultat de traces du liant organique utilisé pour maintenir les fibres lors de la compaction.

Des mesures de ces zones ont été effectuées sur les éprouvettes testées au cours de cette étude. Le tableau III-3 présente la taille des zones observées dans chaque échantillon. Les valeurs indiquées sont rapportées à la surface de la matrice et non pas à celle du composite.

La taille globale des zones mixtes et leur nombre augmentent quand la contrainte appliquée diminue. **La fissuration matricielle est donc favorisée par des niveaux de contrainte peu élevée.** Cette observation concorde avec les résultats de [Legrand 97] obtenus en fatigue isotherme à 550°C sur le même matériau. Plus généralement, cette observation est en accord avec la littérature qui souligne que les mécanismes d'endommagement, dont la fissuration, contrôlés par la matrice sont exacerbés à basse contrainte [Taljera 95].

Des fissures ont été mises en évidence sur les chants courts des éprouvettes testées en fatigue mécano-thermique. Ces fissures s'initient dans les anciens logements de fibres, parties lors de l'usinage, ou au droit des fibres du premier pli et se propagent parallèlement à l'axe de sollicitation, figure III-27. Ce phénomène qui se retrouve sur des coupes polies, figure III-28, effectuées dans les talons des éprouvettes, c'est-à-dire loin du faciès, est directement lié à la géométrie des éprouvettes et à leur mode d'élaboration. La figure III-29 nous montre que ces fissures peuvent se propager sur de grandes distances au sein du composite. Elles se propagent toujours aux plans de soudure entre les anciens feuillards de titane. La figure III-30 montre que la compaction n'est pas parfaite dans l'ensemble de l'échantillon et peut favoriser ce type de décohésion.

Tableau III-3 : Mesures des zones mixtes observées sur les éprouvettes testées en fatigue mécano-thermique

Repère éprouvette	Nb de zones	Ds appliquée (MPa)	Type de cycle	Taille des zones (mm ²)	Zones mixtes (%)
UBELD-10	4	1000	FMT-90s-500°C	0,971	8
UBELD-12	2	1075	FMT-90s-500°C	0,222	1,8
UBELD-13	1	1150	FMT-90s-500°C	0,061	0,5
UBELD37-12	3	1075	FMT-0s-500°C	1,451	12,9

Ces fissures sont nocives pour la résistance de la matrice mais également pour celle des fibres. En effet, elles favorisent la pénétration d'oxygène jusqu'au renfort. Les figures III-31 et III-32 présentent des cartographies réalisées à la microsonde. La figure III-31 est la cartographie réalisée à partir d'une fibre située au cœur de l'échantillon. Elle n'a à priori pas été mise en contact avec l'environnement. On constate que l'interphase en carbone de cette fibre ne présente pas d'oxygène. A l'inverse, la figure III-32, qui reprend les résultats obtenus sur une fibre près du chant court de l'éprouvette révèle une quantité non négligeable d'oxygène dans l'interphase. **La fissure permet alors à l'oxygène d'atteindre les fibres au sein du composite.** Or il est établi qu'une consommation de l'interphase en carbone par l'oxygène réduit la résistance des fibres [Shatwell 94].

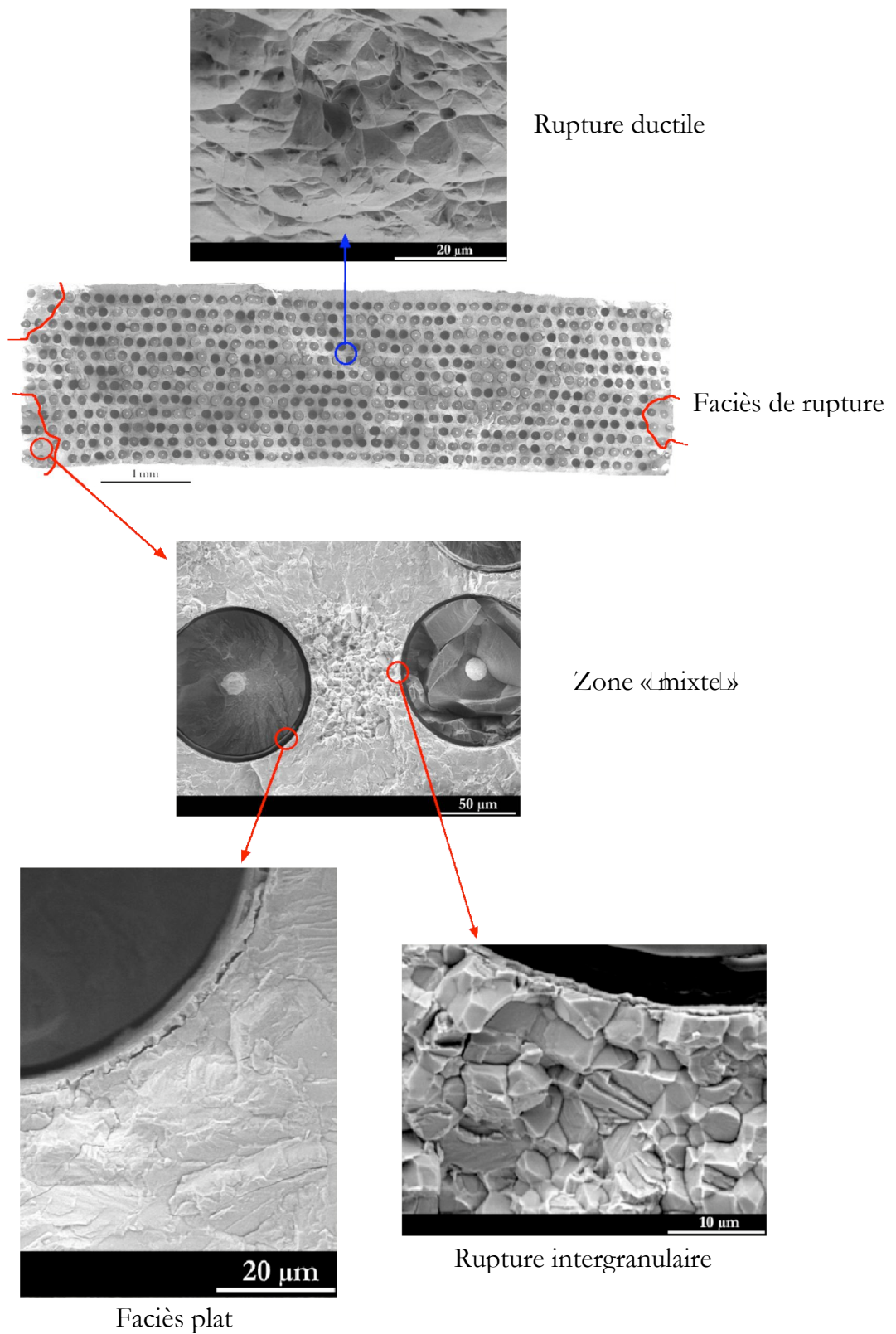


Figure III-24 : Faciès de rupture en fatigue mécano-thermique, cycle FMT-90s-500°C, du composite SM1140+/Ti 6242 à 1000 MPa – $N_r = 2108$ cycles

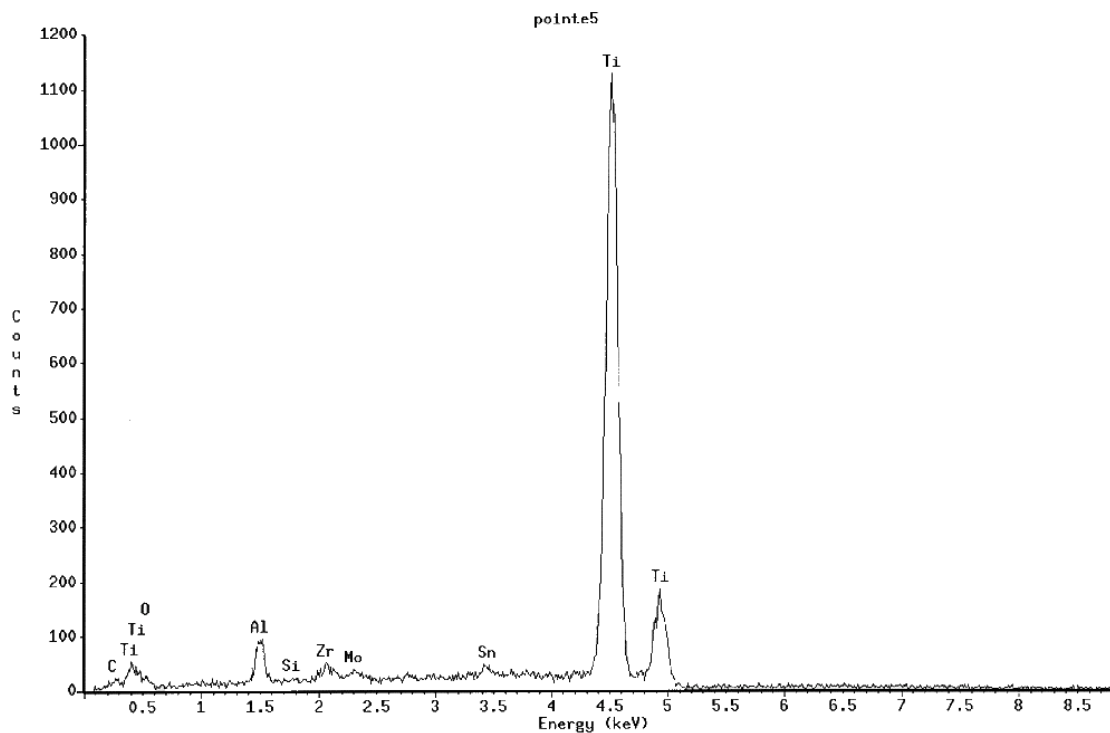


Figure III-25 Pointé EDS réalisé au cœur de l'éprouvette UBELD-10 testée en fatigue mécano-thermique à 1000 MPa, $N_r = 2108$ cycles. Absence d'oxygène.

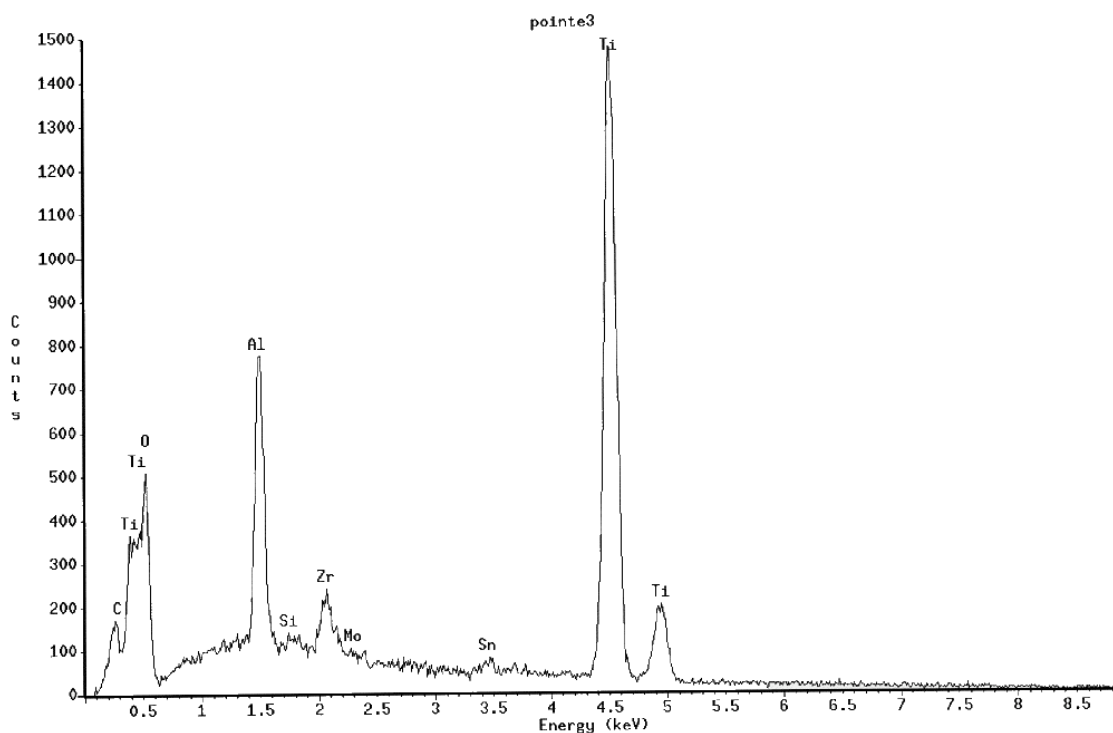


Figure III-26 Pointé EDS réalisé dans une zone «mixte» de l'éprouvette UBELD-10 testée en fatigue mécano-thermique à 1000 MPa, $N_r = 2108$ cycles. Présence d'oxygène et de carbone.

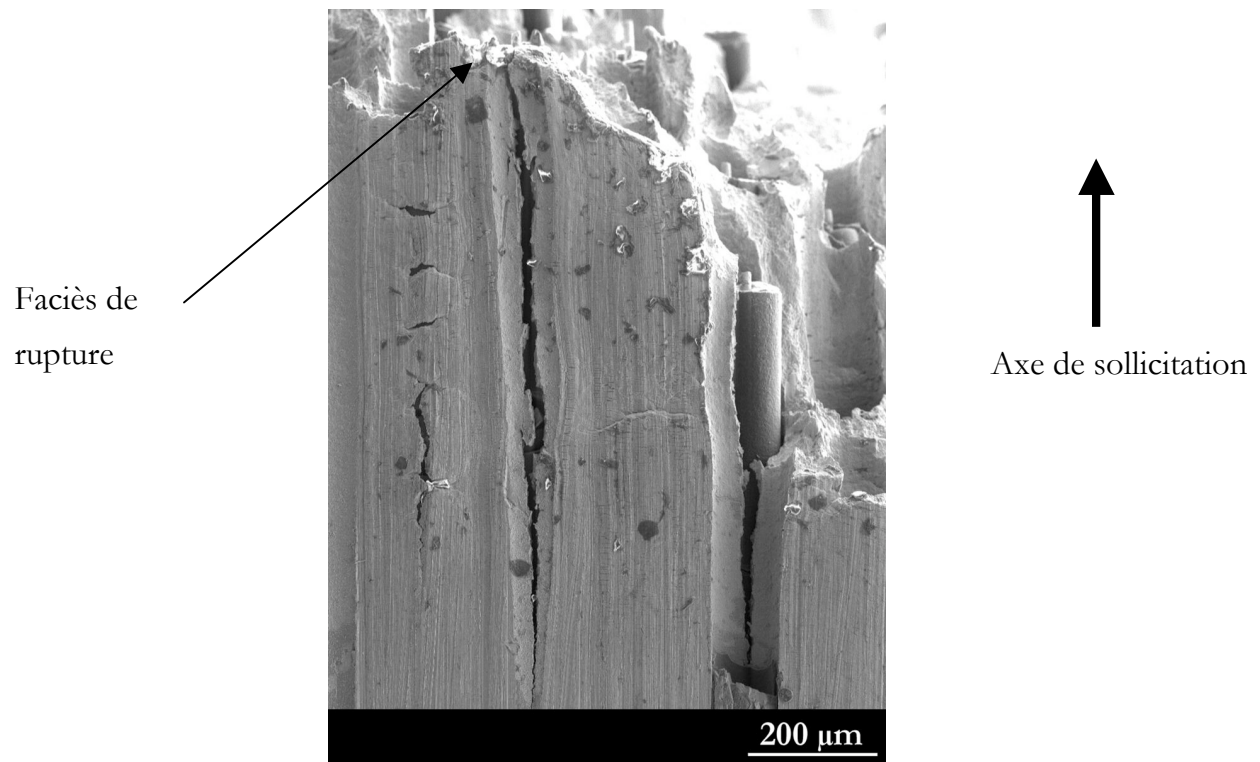


Figure III-27 Propagation de fissures parallèlement aux fibres sur les chants courts de l'éprouvette UBELD-13 testée en fatigue mécano-thermique à 1150 MPa, $N_r = 45$ cycles

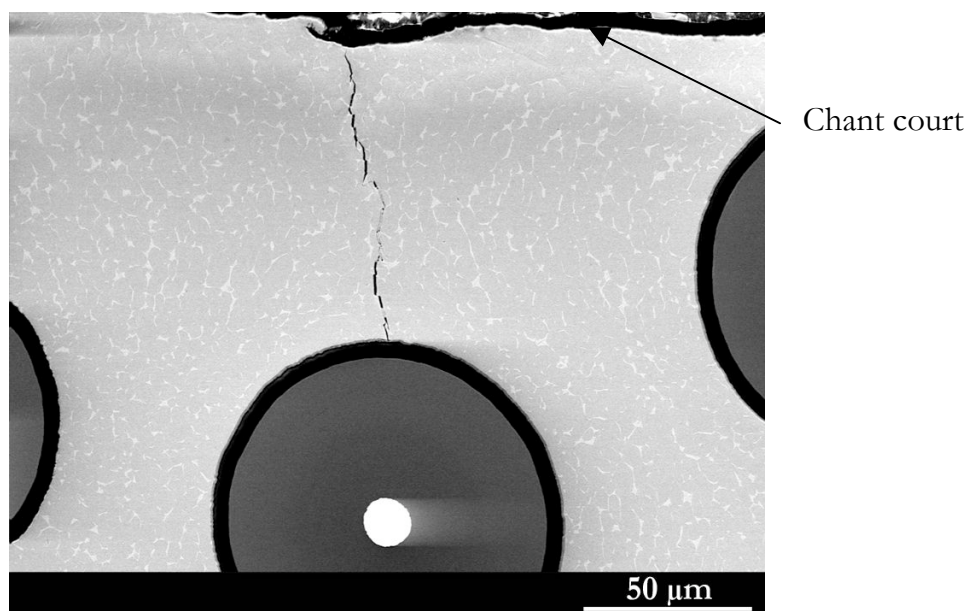


Figure III-28 Coupe polie de l'éprouvette UBELD-13 testée en fatigue mécano-thermique à 1150 MPa, $N_r = 45$ cycles – Propagation d'une fissure depuis le chant court de l'éprouvette.

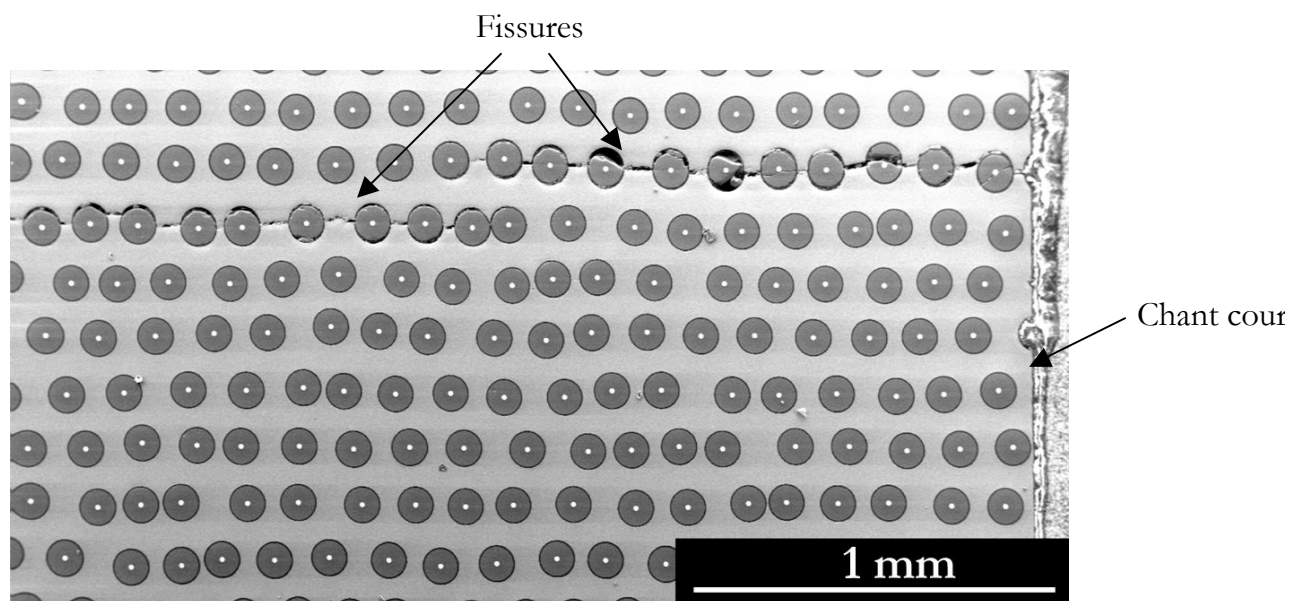


Figure III-29 □ Propagation de fissures issues des chants courts - Epreuve UBELD-10 testée en fatigue mécano-thermique à 1000 MPa selon le cycle FMT-90s-500°C, $N_r = 2108$ cycles

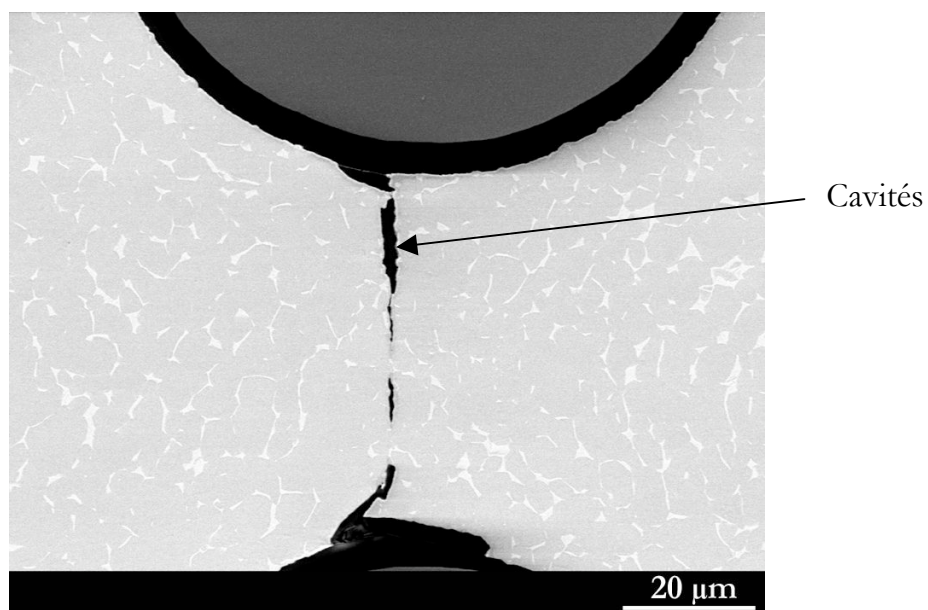


Figure III-30 □ Cavités inter-feuillards dues à une mauvaise compaction - Epreuve UBELD-10 testée en fatigue mécano-thermique à 1000 MPa selon le cycle FMT-90s-500°C, $N_r = 2108$ cycles

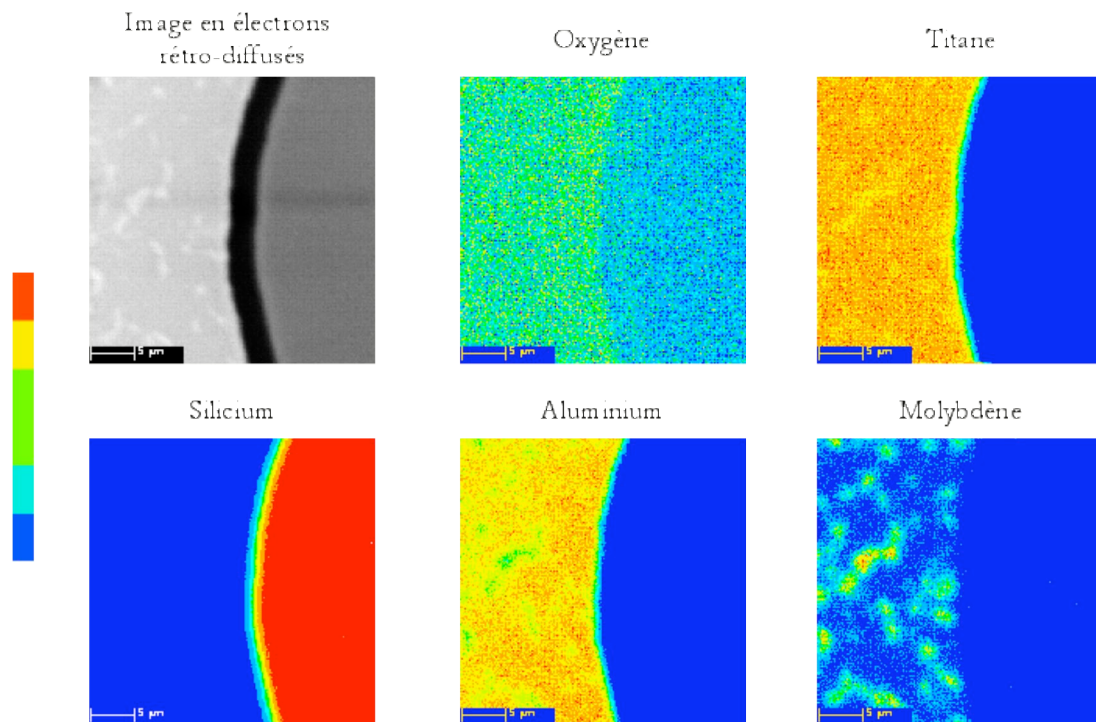


Figure III-31 – Cartographies réalisées à la microsonde d'une fibre au centre de l'éprouvette – Absence d'oxygène (2108 cycles selon le cycle FMT-90s-500°C à une contrainte maximale de 1000 MPa).

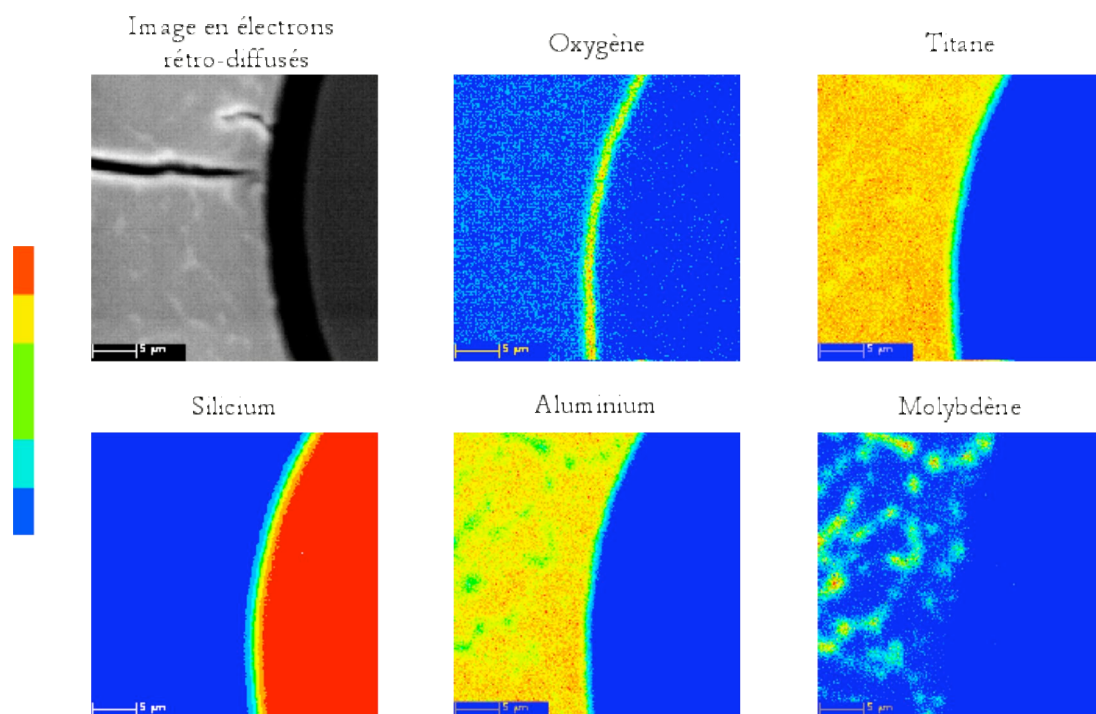


Figure III-32 – Cartographies réalisées à la microsonde d'une fibre atteinte par une fissure près d'un chant court – Présence d'oxygène (2108 cycles selon le cycle FMT-90s-500°C à une contrainte maximale de 1000 MPa).

III.6 EN RESUME

Des essais de fatigue mécano-thermique entre 100 et 500°C en contrôle de charge ont été réalisés sur le composite SM1140+/Ti6242 élaboré par la voie fibre/feuillard. Deux cycles différents ont été testés. Le premier comporte un temps de maintien à charge et température maximales de 90s. Le second cycle ne comporte pas de temps de maintien.

Les durées de vie obtenues en fatigue mécano-thermique semblent indiquer que cette sollicitation est critique pour le matériau. La fatigue mécano-thermique semble en effet plus dommageable pour le SM1140+/Ti6242 que la fatigue isotherme à une température plus élevée. D'autre part, une forte influence de la température maximale du cycle a été mise en évidence.

Les mécanismes d'endommagement du composite SM1140+/Ti6242 en fatigue mécano-thermique ont été identifiés. La fissuration de la matrice depuis les chants courts apparaît comme étant le mode principal d'endommagement du composite dans les conditions explorées. Ce mécanisme d'endommagement est d'autant plus important que la contrainte appliquée au composite est faible.

Un second type d'endommagement a été caractérisé au cours de cette étude. Des fissures se propageant parallèlement à l'axe de sollicitation ont été mises en évidence sur les chants courts des éprouvettes. Ces fissures peuvent se propager au sein du composite sur de grandes distances le long des anciens plans de soudure des feuillards de titane. Ces fissures permettent la pénétration de l'oxygène jusqu'aux fibres et donc la dégradation de leurs propriétés.

Les mécanismes mis en évidence caractérisent donc l'endommagement du composite SM1140+/Ti6242 en fatigue mécano-thermique, mais apparaissent très dépendants de la géométrie et du mode d'élaboration des éprouvettes.

IV COMPORTEMENT EN FISSURATION DU SM1140+/TI6242

Nous présentons dans ce chapitre les résultats des essais de propagation de fissure par fatigue réalisés sur le composite SM1140+/Ti6242. Les vitesses de propagation ont été mesurées dans différentes conditions de chargement. Les longueurs d'interphase en carbone usées des fibres SM1140+ présentes dans le chemin de fissuration ont également été mesurées grâce à des observations microstructurales.

IV. <u>COMPORTEMENT EN FISSURATION DU SM1140+/TI6242</u>	71
IV.1 INTRODUCTION	72
IV.2 PRINCIPE DES ESSAIS	74
IV.2.1 Géométrie des éprouvettes	74
IV.2.2 Choix des cycles	74
IV.2.3 Détails des essais de fissuration	75
IV.2.4 Représentation des résultats des essais de fissuration	76
IV.3 VITESSES DE PROPAGATION MESURÉES SUR LE COMPOSITE SM1140+/TI6242 EN FISSURATION	80
IV.3.1 Propagation en conditions anisothermes	80
IV.3.2 Propagation en conditions isothermes	80
IV.3.3 Effet de la forme du cycle sur la propagation	81
IV.3.4 Comparaison isotherme-anisotherme	82
IV.3.5 Information sur les mécanismes d'endommagement	82
IV.4 ENDOMMAGEMENT DU COMPOSITE SM1140+/TI6242 EN FISSURATION	89
IV.4.1 Faciès de rupture	89
IV.4.2 Cinétique d'oxydation des interphases en carbone de la fibre SM1140+	92
IV.4.3 Chemins de fissuration	100
IV.5 EN RÉSUMÉ	115

IV.1 INTRODUCTION

Dans ce chapitre sont présentés les résultats des essais de propagation de fissures relativement courtes en fatigue effectués sur le composite SM1140+/Ti6242. Ces essais ont un double objectif.

Tout d'abord ils répondent à un besoin du bureau d'études de Snecma Moteurs qui se doit de connaître les cinétiques de propagation de fissures au sein de l'ANAM. Des fissures peuvent s'initier dans l'insert en composite de l'ANAM sur des défauts géométriques (liaison composite-encapsulage, ...) ou microstructuraux (interface fibre matrice, ...). Or tous les essais conduits jusqu'à présent dans le programme de caractérisation du composite SM1140+/Ti6242 ont été menés sur des éprouvettes de type «Élément de volume». **Il est donc nécessaire d'établir des données de fissuration pour le dimensionnement de la partie composite de l'ANAM.** Le composite étant sollicité au cours de son utilisation dans l'ANAM principalement dans le sens des fibres, **les essais de propagation de fissure en fatigue doivent donc être réalisés sur des éprouvettes présentant une entaille perpendiculaire aux fibres.**

D'autre part, les mécanismes d'endommagement du composite en fatigue sont maintenant connus sur une certaine plage de durées de vie :

- entre 1000 et 65000 cycles en fatigue isotherme sous air à 550°C en contrôle de déformation avec $R_e = 0$ [Legrand 97]
- entre 1 et 43000 cycles en fatigue isotherme sous vide à 550°C en contrôle de déformation avec $R_e = 0$ [Legrand 97]
- entre 50 et 3200 cycles en fatigue mécano-thermique sous air entre 100 et 500°C en contrôle de charge avec $R_s = 0$

[Legrand 97] a établi une cartographie de l'endommagement en fatigue isotherme à 550°C du composite SM1140+/Ti6242, figure IV-1. Nous avons complété ce diagramme avec les résultats obtenus en fatigue mécano-thermique au cours de cette étude (Chapitre III). Mais **les plus longues durées de vie obtenues en fatigue mécano-thermique, 3204 cycles, sont très inférieures aux durées de vie intéressantes du point de vue industriel : 10000 cycles.** Or les observations effectuées sur ce matériau ont montré qu'en fatigue, isotherme ou anisotherme, **l'endommagement du composite dans le domaine des grandes durées de vie, c'est-à-dire celui des faibles contraintes appliquées, est dominé par la résistance à la fissuration de la matrice.** Donc à défaut d'accéder à de grandes durées de vie directement en fatigue mécano-thermique, on se propose donc de caractériser en fissuration le composite SM1140+/Ti6242 dans des conditions similaires de chargement à savoir le cycle de référence de Snecma Moteurs entre 100 et 500°C.

Les essais de fissuration sur le composite SM1140+/Ti6242 vont donc permettre :

- d'avoir accès à des cinétiques de propagation de fissures courtes
- d'envisager de prédire les durées de vie du composite au-delà de 10000 cycles en fatigue mécano-thermique

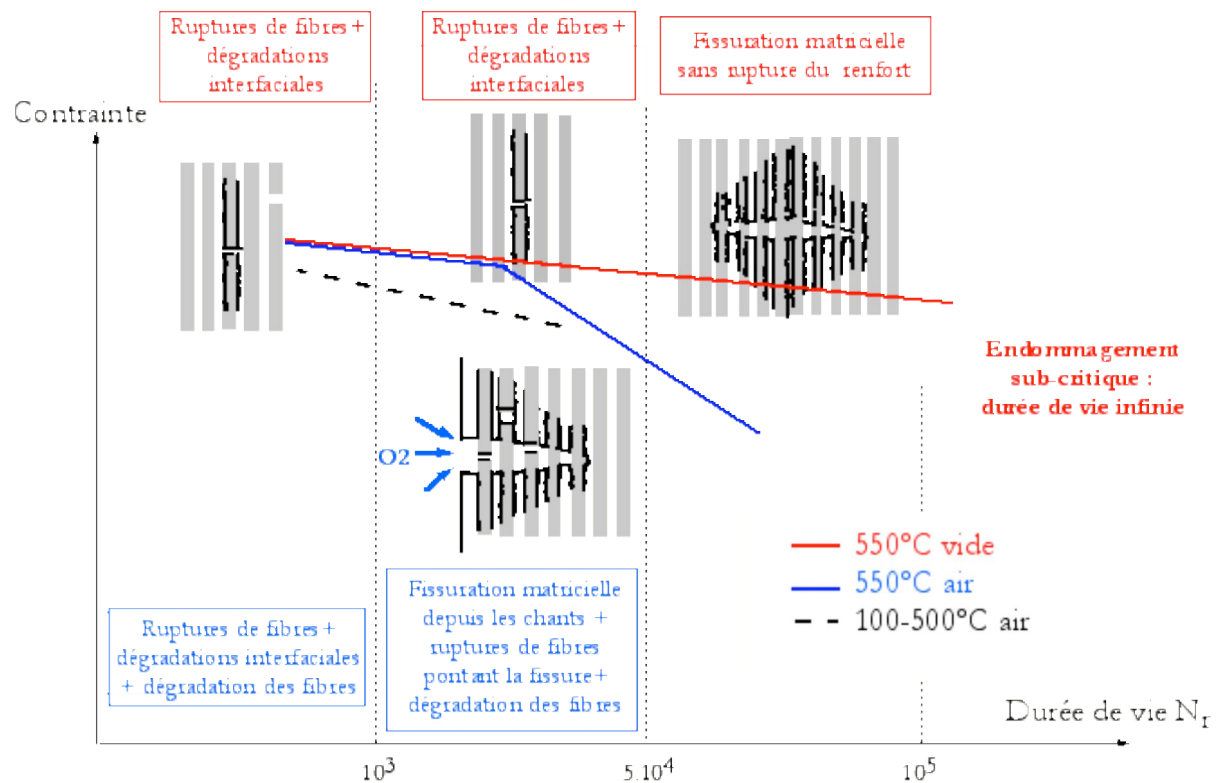


Figure IV-1 : Cartographie de l'endommagement du composite SM1140+/Ti6242 en fatigue isotherme à 550°C en contrôle de déformation (résultats [Legrand 97]) et en fatigue mécano-thermique entre 100 et 500°C

IV.2 PRINCIPE DES ESSAIS

IV.2.1 Géométrie des éprouvettes

Les essais réalisés ici en fissuration sur le composite SM1140+/Ti6242 s'intéressent à la propagation d'une fissure courte sous un chargement de fatigue appliqué perpendiculairement à la direction des renforts. On utilise le terme de fissures courtes par opposition aux essais de propagation de fissures longues qui sont menés jusqu'à la rupture des éprouvettes [Maire et al. 00]. Les essais conduits dans le cadre de notre étude sont réalisés sur des éprouvettes de la mécanique de la rupture de type SEN. La propagation s'effectue jusqu'à une taille de fissure normée, a/W (avec a taille de la fissure et W largeur de l'éprouvette), de 0,3 au maximum. En effet au-delà de cette dimension on peut penser que des composantes de flexion rendent la sollicitation imposée à l'éprouvette multiaxiale. La taille maximale de fissure étudiée ne dépasse donc pas 3,2 mm, entaille comprise.

La fissure étudiée au cours d'une propagation est initiée à partir d'une entaille réalisée par électro-érosion au fil. Cette technique qui permet d'obtenir des défauts de forme oblongue est basée sur le contact électrique. Or le fil qui permet de réaliser le défaut est mis en contact avec l'éprouvette le long du chant court là où les fibres de carbure de silicium sont débouchantes. Celles-ci étant mauvaises conductrices, le contact entre le fil et l'éprouvette n'est pas toujours de bonne qualité. Les défauts obtenus ne possèdent alors pas tous la même longueur. La figure IV-2 présente l'ensemble des grandeurs caractéristiques de l'entaille. a_0 et u_0 respectivement longueur et ouverture de l'entaille, a_i longueur de l'entaille après la préfissuration et a_f longueur de la fissure en fin d'essai. Le tableau IV-1 indique les dimensions caractéristiques de l'entaille des éprouvettes en SM1140+/Ti6242 testées en fissuration.

IV.2.2 Choix des cycles

La figure IV-3 présente les trois cycles testés en fissuration sur le composite. Le premier cycle est le cycle de fatigue mécano-thermique établi par Snecma Moteurs simulant le chargement de la partie composite au sein de l'ANAM au cours d'un vol. Ce cycle a été utilisé au cours de l'étude sur le comportement en fatigue mécano-thermique du composite (Chapitre III). Le deuxième cycle est un cycle classique 1 Hz utilisé en fatigue isotherme avec un rapport de charge $R_s = 0,1$. Le dernier cycle étudié pendant ce travail, appelé cycle 1s20s, est également un cycle isotherme réalisé à un rapport de charge $R_s = 0,1$. Ce cycle présente toutefois une originalité liée à son asymétrie, en effet la vitesse de mise en charge est différente de celle de décharge. Pour reprendre les principales caractéristiques du cycle de fatigue mécano-thermique, la mise en charge de l'éprouvette s'effectue rapidement, en 1 s, alors que la décharge s'effectue plus lentement, 20 s. La mise en charge rapide reproduit le début du cycle de fatigue mécano-thermique (au cours de laquelle la charge varie depuis 0 à 95,5 % de la charge maximale entre 100 et 200°C), alors que la décharge plus lente s'efforce de reproduire la partie du cycle comportant un temps de maintien puis une décharge à haute température.

IV.2.3 Détails des essais de fissuration

Le tableau IV-2 présente l'ensemble des essais de fissuration sur le composite SM1140+/Ti6242. Trois essais ont été réalisés sur le composite suivant le cycle référence de fatigue mécano-thermique, FMT-90s-500°C, mis au point par Snecma Moteurs.

- le premier essai, UBELD37-4, a été mené à une contrainte maximale de 100 MPa entre 100 et 500°C
- le deuxième essai, UBELD37-5, toujours mené entre 100 et 500°C a été conduit à une contrainte maximale de 250 MPa
- pendant le dernier essai, UBELD37-6, réalisé suivant le cycle de fatigue mécano-thermique deux séquences de chargement ont été effectuées successivement. Après une première séquence à une contrainte maximale 250 MPa, la propagation s'est poursuivie à une contrainte appliquée de 625 MPa.

Quatre essais ont ensuite été réalisés sur le composite SM1140+/Ti6242 en fissuration isotherme.

- toute la propagation du premier essai, UBELD37-8, a été menée à 500°C sous une contrainte maximale de 250 MPa à une fréquence de 1 Hz.
- le deuxième essai, UBELD37-9, réalisé à 500°C a été conduit selon le cycle 1s20s. Il a permis d'effectuer trois séquences de chargement. Les deux premières phases de propagation sous air ont été conduites sous une contrainte maximale de 500 MPa puis de 625 MPa. La dernière séquence menée sous vide a été réalisée à 689 MPa, des chargements de 625 puis 656 MPa n'ayant pas permis la propagation de la fissure.
- le troisième essai de fissuration, UBELD37-11, sur le composite SM1140+/Ti6242 a entièrement été conduit sous vide. La première séquence à 500°C et à une fréquence de 1 Hz a été menée sous une contrainte maximale de 500 MPa. La deuxième phase de propagation a également été réalisée à 1 Hz sous une contrainte maximale de 500 MPa mais à une température de 200°C. Enfin la dernière phase de propagation menée à 500°C a été réalisée à 686 MPa selon le cycle 1s20s.
- le dernier essai de propagation, UBELD37-13, comportant trois de séquences de chargement a été réalisé à 500°C à une fréquence de 1 Hz. Les contraintes maximales appliquées dans les différentes phases ont été successivement de 500, 550 puis 625 MPa.

La contrainte appliquée considérée est la contrainte calculée sur l'ensemble de l'éprouvette, l'effort appliqué est rapporté à la section totale de l'éprouvette, entaille comprise.

L'ensemble des essais de propagation réalisés sur le composite SM1140+/Ti6242 ont donc été menés soit en conditions anisothermes entre 100 et 500°C, soit en conditions isothermes à 200 ou 500°C. La température de 500°C a été choisie car elle est la température maximale du cycle de fatigue mécano-thermique. Le cycle de fatigue

mécano-thermique étudié présente le maximum de la contrainte appliquée à la température maximale du cycle. On peut donc penser que le comportement du composite à cette température est déterminant vis-à-vis de la sollicitation de fatigue mécano-thermique. Une séquence de chargement a été réalisée à 200°C pour caractériser le comportement du composite en fissuration dans le domaine des basses températures. En effet, la première mise en charge du composite au cours du cycle de fatigue mécano-thermique est effectuée à basse température. [Jousset et al. 99] ont montré que dans ce domaine de températures l'alliage de titane Ti6242 avait un comportement atypique.

IV.2.4 Représentation des résultats des essais de fissuration

La mécanique linéaire élastique de la rupture qui permet l'étude des essais de fissuration en fatigue par l'utilisation de termes tel que le facteur d'intensité des contraintes, K , est fondée sur une analyse élastique du champ de contraintes d'un milieu fissuré plan en petites déformations. Or la fissure que l'on étudie dans nos essais de propagation 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 fissure non rectiligne. **Ces considérations nous ont conduits à analyser nos essais de fissuration sur le composite SM1140+/Ti6242 en terme de taille de fissure et non avec un paramètre de la mécanique linéaire élastique de la rupture de type K qui n'a pas dans ce cas de signification claire.**

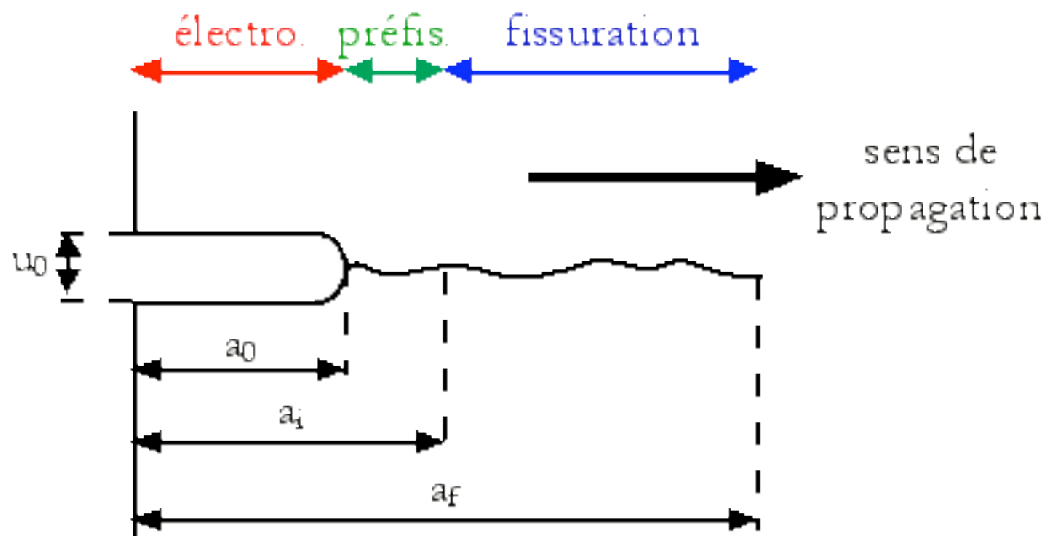


Figure IV-2 Schéma de l'entaille détaillant les différentes grandeurs caractéristiques

Tableau IV-1 Caractéristiques géométriques des éprouvettes en composite SM1140+/Ti6242 testées en fissuration

Repère	u_0 (mm)	a_0 (mm)	a_i (mm)
UBELD37-4	0,305	1,462	1,513
UBELD37-5	0,298	0,677	0,895
UBELD37-6	0,306	0,603	1,018
UBELD37-8	0,352	0,525	0,73
UBELD37-9	0,347	0,306	0,47
UBELD37-11	0,331	0,401	0,925
UBELD37-13	0,336	0,332	0,471

Tableau IV-2 : Description des essais réalisés sur le composite SM1140+/Ti 6242

Repère	Type de chargement	Température (°C)	S _{max} (MPa)	Environnement
UBELD37-4	FMT-90s-500°C	100-500	100	air
UBELD37-5	FMT-90s-500°C	100-500	250	air
UBELD37-6	FMT-90s-500°C	100-500	250 625	air air
UBELD37-8	1 Hz	500	250	air
UBELD37-9	1s20s	500	500 625 689	air air vide
UBELD37-11	1 Hz 1 Hz 1s20s	500 200 500	500 500 686	vide vide vide
UBELD37-13	1 Hz	500	500 550 625	air air air

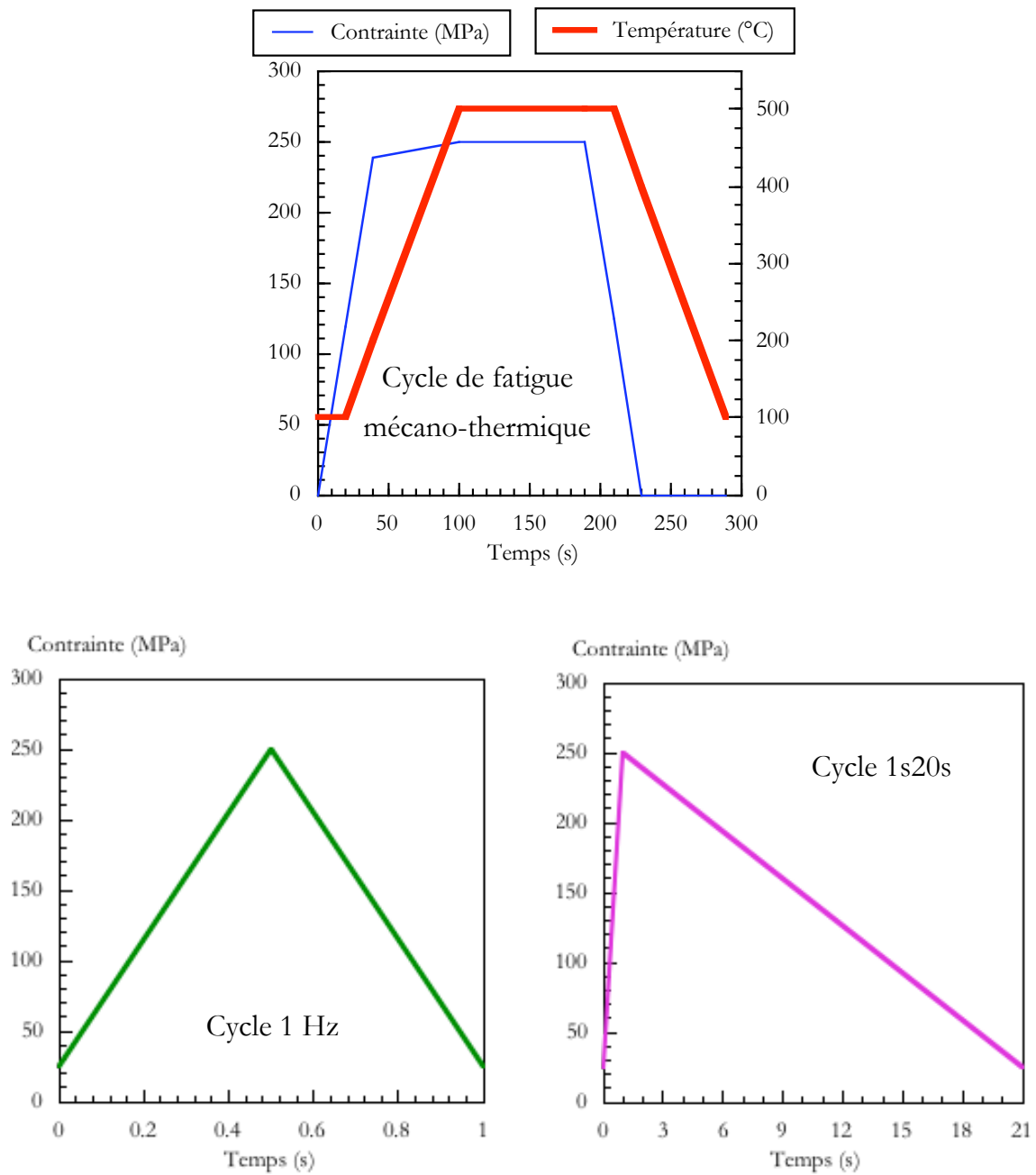


Figure IV-3 : Présentation des trois cycles réalisés sur le composite SM1140+/Ti 6242 en fissuration

IV.3 VITESSES DE PROPAGATION MESUREES SUR LE COMPOSITE SM1140+/Ti6242 EN FISSURATION

Le tableau IV-3 fournit pour chaque essai de fissuration réalisé sur le composite l'incrément de propagation obtenu. Pour chaque séquence, nous nous sommes efforcés de faire propager la fissure sur une longueur suffisamment importante pour qu'elle soit représentative vis-à-vis de la microstructure du composite. Ce seuil minimum a été fixé à 200 μm . Cette valeur a été systématiquement obtenue excepté pour l'essai UBELD37-11 mené entièrement sous vide. Le dispositif expérimental utilisé lors des essais sous vide ne permet pas de mesurer directement la longueur de la fissure. Celle-ci doit donc être estimée. L'erreur commise dans l'estimation de la taille de la fissure explique donc les faibles incréments de propagation réalisés lors de l'essai UBELD37-11.

IV.3.1 Propagation en conditions anisothermes

La figure IV-4 présente les résultats obtenus en fissuration sur le composite SM1140+/Ti6242 selon le cycle de fatigue mécano-thermique référence FMT-90s-500°C. Les résultats présentent l'évolution de la vitesse de fissuration (da/dN) en fonction de la longueur de la fissure (a) pour les différents essais réalisés.

Pour tous les chargements effectués, excepté le chargement à 625 MPa de contrainte maximale, la vitesse de fissuration mesurée n'augmente pas avec la taille de la fissure. **En effet, à chaque séquence, 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.** Plus la charge appliquée à l'éprouvette augmente plus la vitesse de propagation est importante.

Il apparaît que les essais sont reproductibles, pour les deux séquences réalisées à 250 MPa avec le cycle de fatigue mécano-thermique les vitesses de fissuration obtenues sont similaires. Un calcul de vitesse moyenne sur ces deux séquences à 250 MPa donne respectivement $2,64.10^{-7}$ et $2,44.10^{-7}$ m/cycle.

La dernière séquence réalisée à 625 MPa conduit contrairement aux autres phases de propagation à une augmentation finale de la vitesse de fissuration. Celle-ci est associée à la rupture brutale de l'éprouvette intervenue lors de cette séquence. La propagation est donc passée d'un régime stable de fissuration à un régime instable de propagation brutale.

IV.3.2 Propagation en conditions isothermes

La figure IV-5 indique l'évolution des vitesses de fissuration du composite SM1140+/Ti6242 obtenues à 500°C suivant le cycle 1s20s. Cette figure reprend les résultats des trois séquences réalisées pendant l'essai UBELD37-9 ainsi que la dernière phase de propagation de l'essai UBELD37-11. Les deux séquences de propagation sous

air permettent d'accéder, comme pour les essais de fissuration anisothermes, à des régimes stables – la vitesse de propagation ne dépend que de la contrainte appliquée. Par ailleurs, **un important effet d'environnement est mis en évidence** au cours de l'essai UBELD37-9. En effet, le passage air-vide réalisé pendant la dernière séquence conduit à une chute de la vitesse de fissuration du composite d'un facteur supérieur à 10 par rapport à la vitesse mesurée sous air. Les deux phases de propagation sous vide conduisent apparemment dans les deux cas à des ralentissements de la fissure au cours de la séquence. Le chargement réalisé sous vide à 686 MPa pendant la dernière phase de l'essai UBELD37-11 conduit à une vitesse de fissuration plus élevée qu'à 689 MPa. Ceci nous indique que dans ce régime de propagation le comportement en fissuration du composite n'est pas intrinsèque. Les deux séquences sous vide n'ont pas été menées après la même histoire de chargement du composite. La propagation à 686 MPa intervient après un essai entièrement sous vide alors que la phase à 689 MPa intervient après un cyclage sous air. Le cyclage sous air ralentit la fissure lors d'un passage sous vide.

La figure IV-6 présente l'évolution des vitesses de fissuration exprimées en fonction de la longueur de la fissure du composite pour l'essai UBELD37-11 réalisé sous vide. Malgré les faibles incréments de longueurs obtenus, un effet important lié à la forme du cycle est mis en évidence lors de la dernière séquence. Un cycle 1s20s conduit à une augmentation de la vitesse de fissuration d'un facteur proche de 10 par rapport à un cycle classique 1Hz. L'effet de température souligné lors du passage de 500 à 200°C est faible et peu significatif dans ce régime de propagation où les fissures tendent naturellement à ralentir. En effet, à l'intérieur de chaque séquence la vitesse de fissuration diminue. Ce phénomène se retrouve pour toutes les séquences effectuées sous vide.

La figure IV-7 rassemble les résultats des essais de fissuration réalisés sur le composite SM1140+/Ti6242 à 500°C et 1Hz. Les résultats des essais référencés UBELD37-8 et UBELD37-13 sont donc représentés figure IV-7. Il apparaît qu'à partir d'une contrainte appliquée de 500 MPa la propagation de la fissure s'effectue à une vitesse constante qui dépend uniquement du niveau de chargement. En-dessous de cette valeur seuil, la vitesse de fissuration diminue. C'est le cas de l'essai UBELD37-8 mené à une contrainte de 250 MPa qui conduit après une réduction de la vitesse de fissuration à une stabilisation à une vitesse de propagation assez faible (environ 3.10^{-9} m/cycle). Ce comportement se rapproche de celui observé lors des essais réalisés sous vide.

IV.3.3 Effet de la forme du cycle sur la propagation

Les figures IV-8 et IV-9 présentent l'ensemble des essais de fissuration réalisés respectivement à une contrainte maximale appliquée de 500 MPa et de 625 MPa. Ces figures permettent de classer les sollicitations par leur degré de criticité. Le cycle 1Hz apparaît comme celui qui conduit aux plus faibles vitesses de fissuration pour le composite SM1140+/Ti6242. A l'inverse, les essais réalisés avec le cycle de fatigue mécano-thermique mènent aux vitesses les plus élevées. Comme on avait pu le constater lors des essais de fatigue mécano-thermique, **la sollicitation anisotherme apparaît comme la sollicitation la plus sévère pour le composite**. La figure IV-8 souligne également l'importance des effets d'environnement dans la valeur des vitesses de

fissuration obtenues sur le composite. En effet, les vitesses sous vide sont plus faibles que les vitesses sous air d'un facteur 10 environ.

IV.3.4 Comparaison isotherme-anisotherme

La figure IV-10 présente l'évolution des vitesses de fissuration du composite en fonction de la longueur de la fissure pour les essais réalisés suivant le cycle fatigue mécano-thermique et ceux réalisés sous air pour le cycle 1s20s. Il apparaît que le chargement 1s20s permet de reproduire les vitesses de fissuration obtenues suivant le cycle de fatigue mécano-thermique mais à des niveaux de contrainte appliqués différents. Des oscillations sont mises en évidence sur les courbes de fissuration. Celles-ci sont peut-être dues au franchissement par la fissure d'un rang de fibres. En effet la distance inter-fibre paraît parfois peu éloignée de la période d'oscillation.

La figure IV-11 présente l'évolution de la vitesse de fissuration stabilisée du composite SM1140+/Ti 6242 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 entre les résultats obtenus à 1 Hz et ceux mis en évidence avec le cycle 1s20s.

IV.3.5 Information sur les mécanismes d'endommagement

Les résultats obtenus sous air au cours des séquences de propagation de fissure par fatigue sur le composite ont conduit à obtenir des régimes stables de propagation. La vitesse de fissuration dépend uniquement de la charge appliquée et de la forme du cycle. **La taille de la fissure n'influence pas dans le régime de propagation étudié la vitesse de fissuration.** Ce résultat n'est pas conventionnel pour les matériaux monolithiques classiques. Il suggère pour les matériaux composites testés en fissuration un effet important des phénomènes interfaciaux [Ritchie 1996] et **une propagation de fissure gouvernée par le pontage des fibres**, figure IV-12. Ce point est à confirmer par des observations microstructurales.

Tableau IV-3 : Caractéristiques de la fissure au cours de chaque séquence réalisée sur le composite SM1140+/Ti6242

Repère	Type de chargement	Température (°C)	a _i (mm)	a _f (mm)	Δa (mm)
UBELD37-4	FMT-90s-500°C	100-500	1,513	2,193	0,68
UBELD37-5	FMT-90s-500°C	100-500	0,895	2,34	1,445
UBELD37-6	FMT-90s-500°C	100-500	1,018	1,494 1,928*	0,476 0,434*
UBELD37-8	1 Hz - air	500	0,73	1,525	0,795
UBELD37-9	1s20s – air	500	0,47	0,714	0,244
	1s20s – air			1,071	0,357
	1s20s – vide			1,317	0,246
UBELD37-11	1 Hz – vide	500	0,925	1,218*	0,293*
	1 Hz – vide	200		1,289*	0,071*
	1s20s – vide	500		1,352	0,063
UBELD37-13	1 Hz - air	500	0,471	0,698	0,227
				0,925	0,227
				1,218	0,293

* longueurs estimées

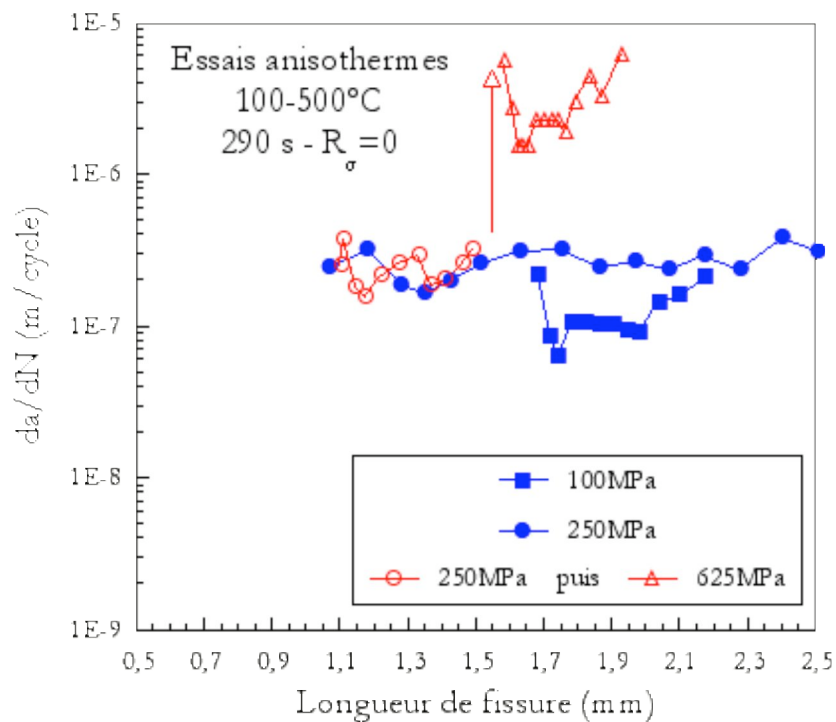


Figure IV-4 Vitesses de propagation (da/dN) en fonction de la longueur de fissure (a) mesurées en fatigue mécano-thermique sur le SM1140+/Ti 6242

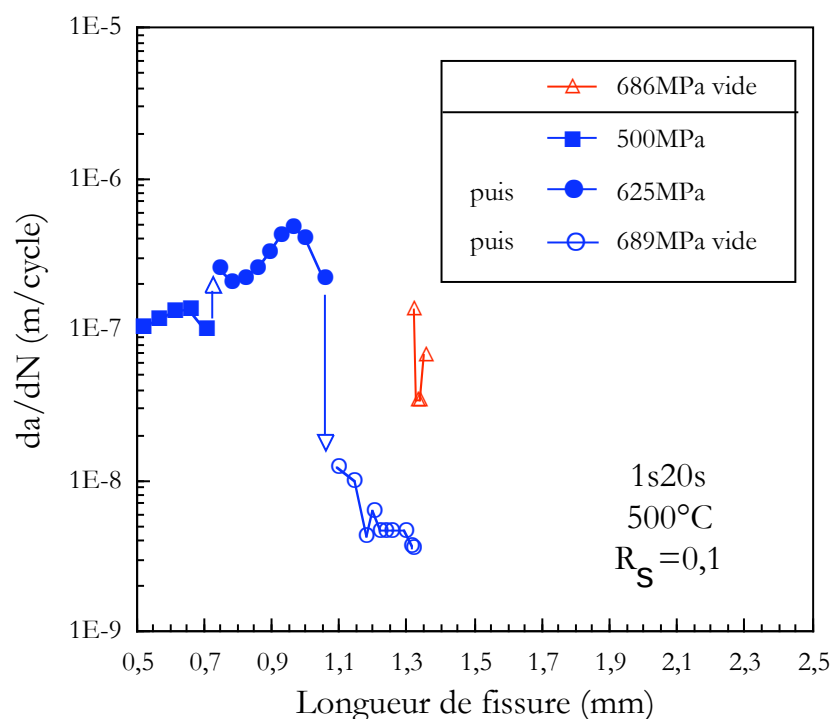


Figure IV-5 Vitesses de propagation (da/dN) en fonction de la longueur de fissure (a) mesurées sur le SM1140+/Ti 6242 pour un cycle 1s20s à 500°C

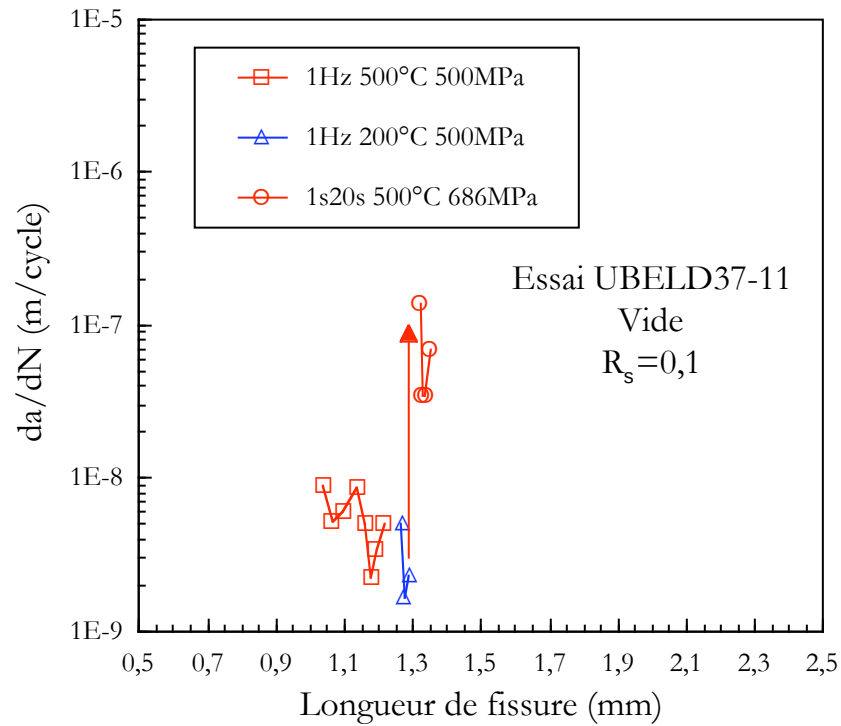


Figure IV-6 Vitesses de propagation (da/dN) en fonction de la longueur de fissure (a) mesurées sur le SM1140+/Ti6242 pour l'essai UBELD37-11

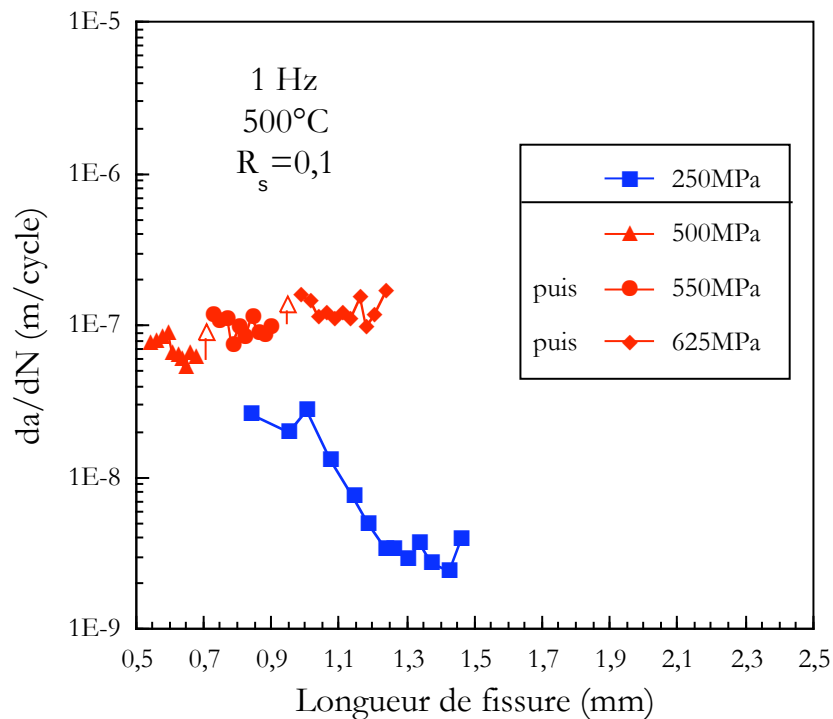


Figure IV-7 Vitesses de propagation (da/dN) en fonction de la longueur de fissure (a) mesurées sur le SM1140+/Ti6242 pour l'essai UBELD37-13

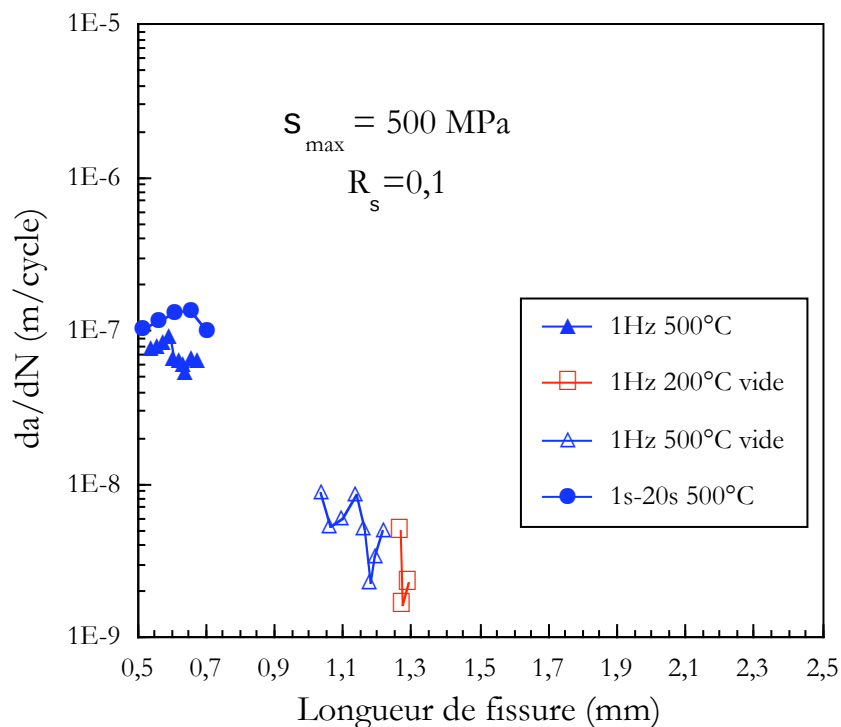


Figure IV-8: Vitesses de propagation (da/dN) en fonction de la longueur de fissure (a) mesurées sur le SM1140+/Ti 6242 pour une contrainte maximale de 500 MPa

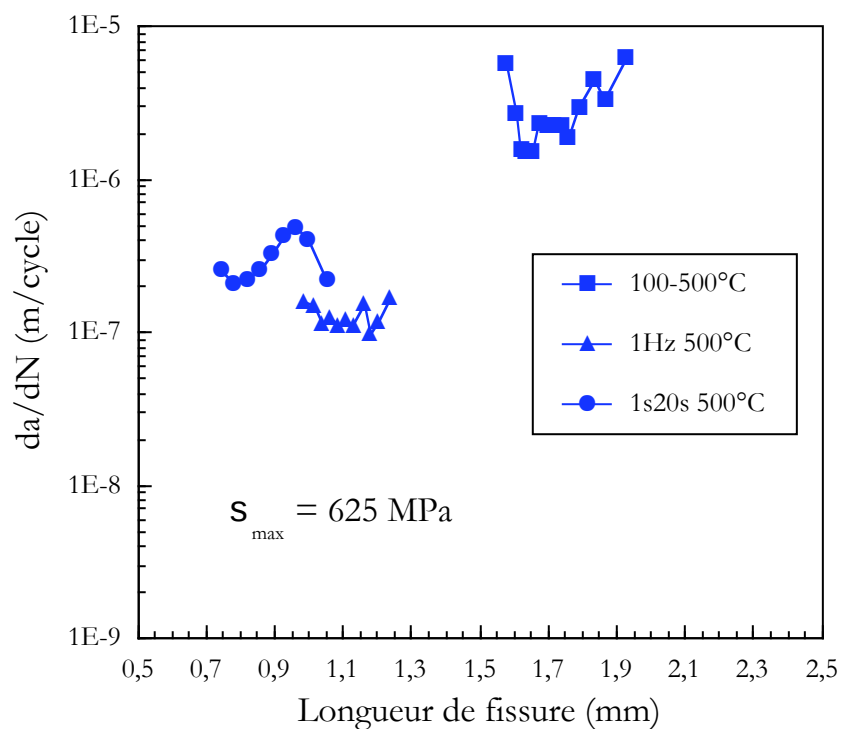


Figure IV-9: Vitesses de propagation (da/dN) en fonction de la longueur de fissure (a) mesurées sur le SM1140+/Ti 6242 pour une contrainte maximale de 625 MPa

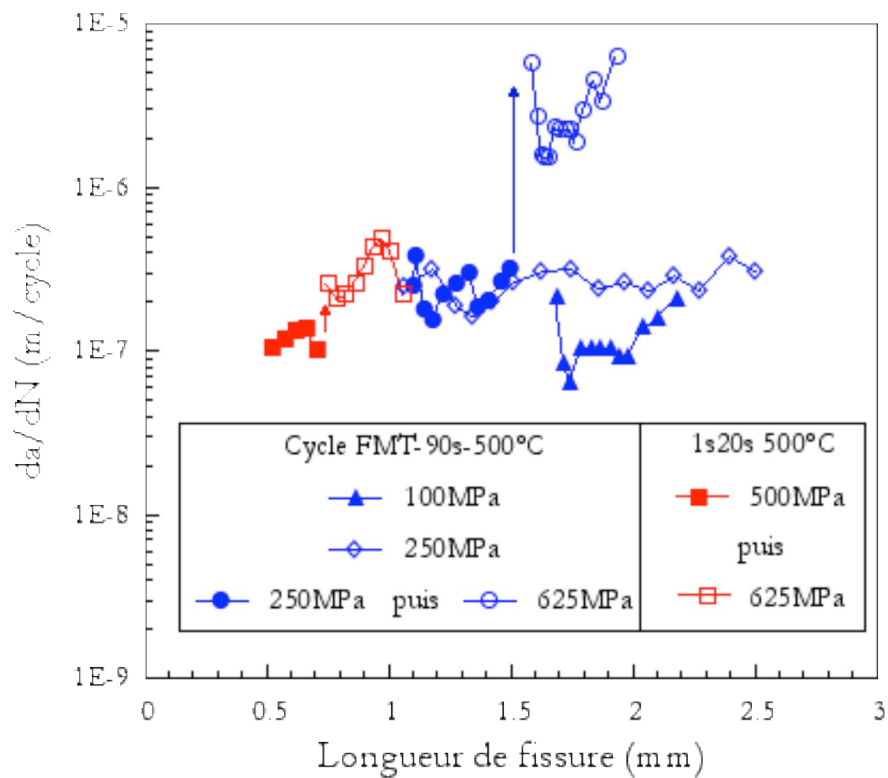


Figure IV-10 Vitesses de propagation (da/dN) en fonction de la longueur de fissure (a) mesurées sur le SM1140+/Ti6242 pour les cycles anisothermes et 1s20s

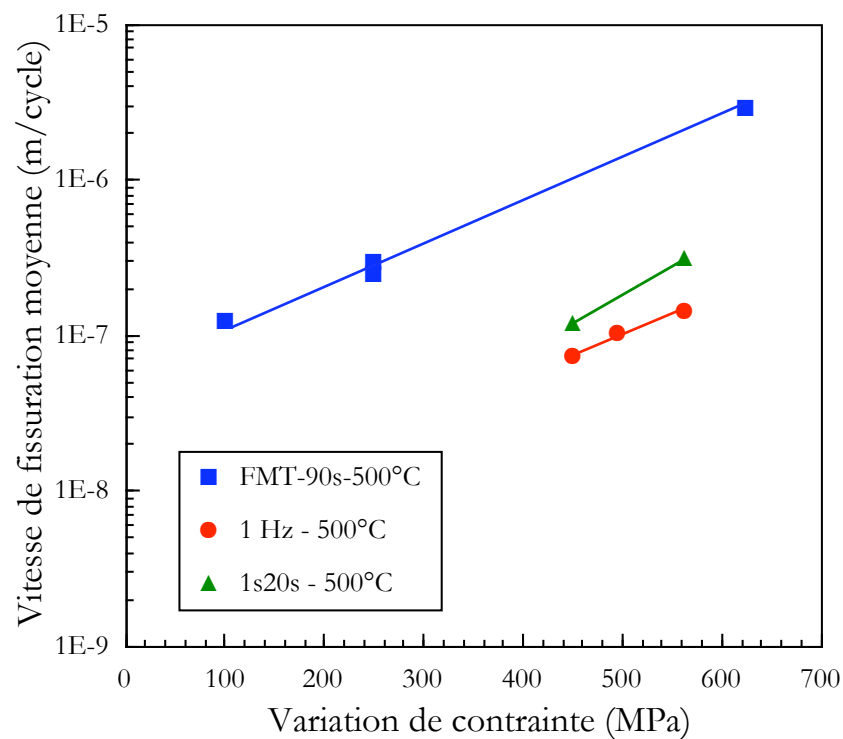


Figure IV-11 Evolution de la vitesse de propagation stabilisée en fonction de la variation de contrainte appliquée pour le SM1140+/Ti6242

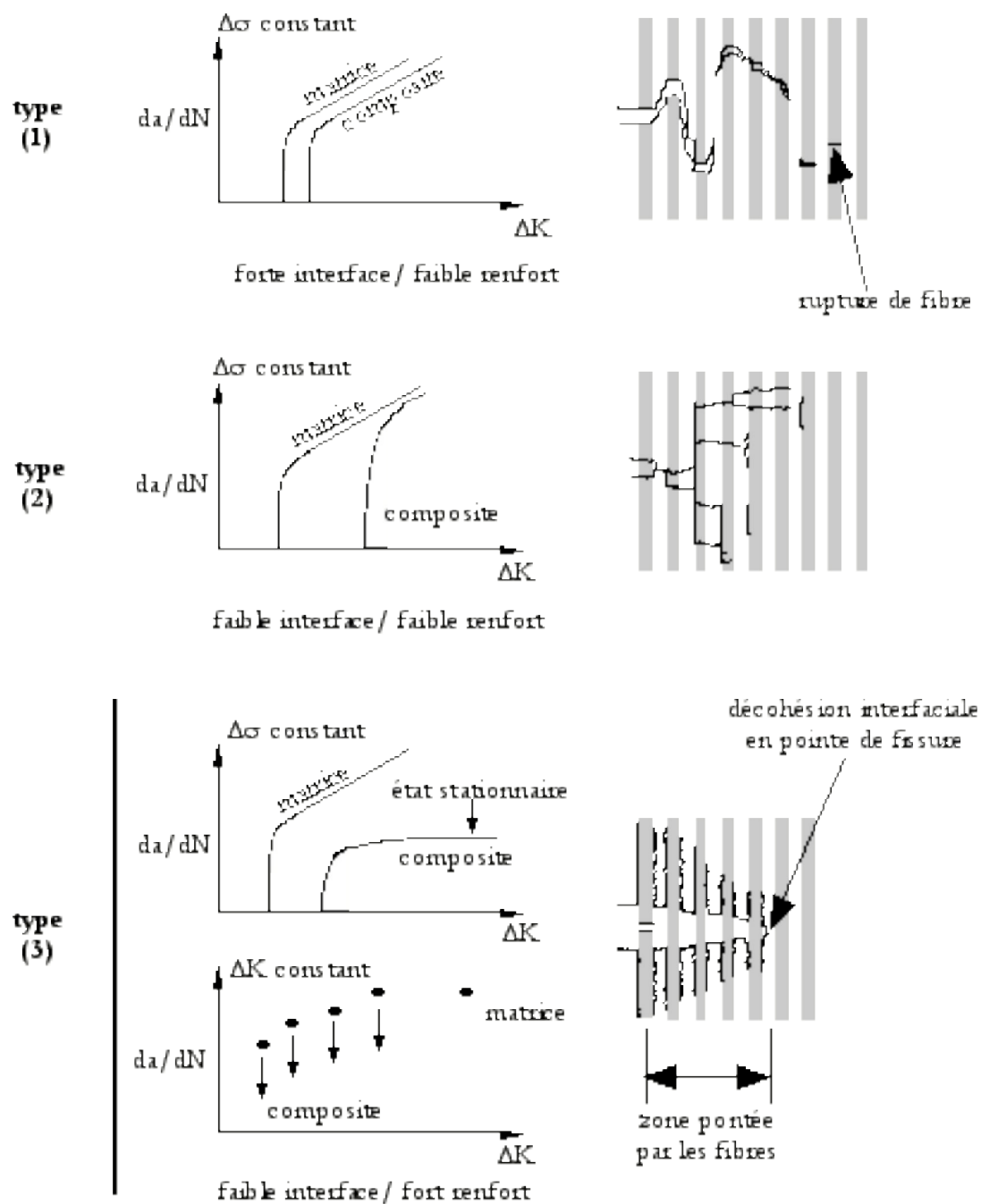


Figure IV-12 Représentation schématique dans un diagramme da/dN - ΔK des 3 types de comportement en fissuration de composites à matrice métallique à fibres longues et des endommagements associés, d'après [Ritchie 96]

type (1) dominé par la rupture des fibres

type (2) dominé par les décohésions interfaciales

type (3) dominé par le pontage des fibres

IV.4 ENDOMMAGEMENT DU COMPOSITE SM1140+/TI6242 EN FISSURATION

IV.4.1 Faciès de rupture

L'éprouvette UBELD37-6 testée en fissuration avec le cycle de fatigue mécano-thermique a été rompue lors de la dernière séquence de chargement à 625 MPa. La figure IV-13 présente le faciès de rupture de cette éprouvette observé en microscopie optique. Elle révèle les différentes zones de propagation qui se sont succédé au cours de l'essai de fissuration. Chaque couleur du faciès de rupture correspond à une séquence différente de propagation. En effet, l'oxyde qui se forme en surface de l'alliage de titane change de couleur en fonction de son épaisseur et donc avec le temps d'exposition à haute température. Un étalonnage des zones avec les mesures optiques de fissures effectuées a permis d'identifier les différentes séquences. La figure IV-13 nous renseigne aussi sur la forme du front de fissuration au sein d'un matériau composite à matrice métallique renforcée par des fibres longues.

On constate de plus que la fissure progresse plus rapidement dans la surépaisseur de titane que dans le composite. La fissure mesurée optiquement au cours de l'essai correspond à la partie se propageant dans la surépaisseur de titane, on surestime donc peut-être la taille de fissure au cours de l'étalonnage.

La figure IV-14 présente également le faciès de rupture de l'éprouvette UBELD37-6 mais observé cette fois en microscopie électronique à balayage. Il est alors possible de distinguer les différents aspects de la matrice dans les zones de propagation. L'alliage Ti6242 possède dans la zone de préfissuration un aspect intergranulaire. Dans la zone qui correspond à la propagation de la fissure à une contrainte maximale de 250 MPa, le faciès de rupture de la matrice est de type transgranulaire. Dans la zone de propagation finale, on retrouve un aspect de type intergranulaire comme dans la zone de préfissuration. Selon le niveau de chargement appliqué et le type de cycle, le faciès de rupture de la matrice est donc différent.

Il est intéressant de comparer ces observations à celles réalisées sur les éprouvettes SM1140+/Ti6242 «élément de volume» testées en fatigue mécano-thermique (§ Chapitre III). Les deux aspects alors observés dans les zones «mixtes» sont identiques à ceux mis en évidence ici : une zone intergranulaire et une zone transgranulaire. Les conclusions émises sur l'endommagement du composite en fatigue mécano-thermique et sur l'interprétation des zones «mixtes», comme étant le lieu de propagation d'une fissure se confirment donc.

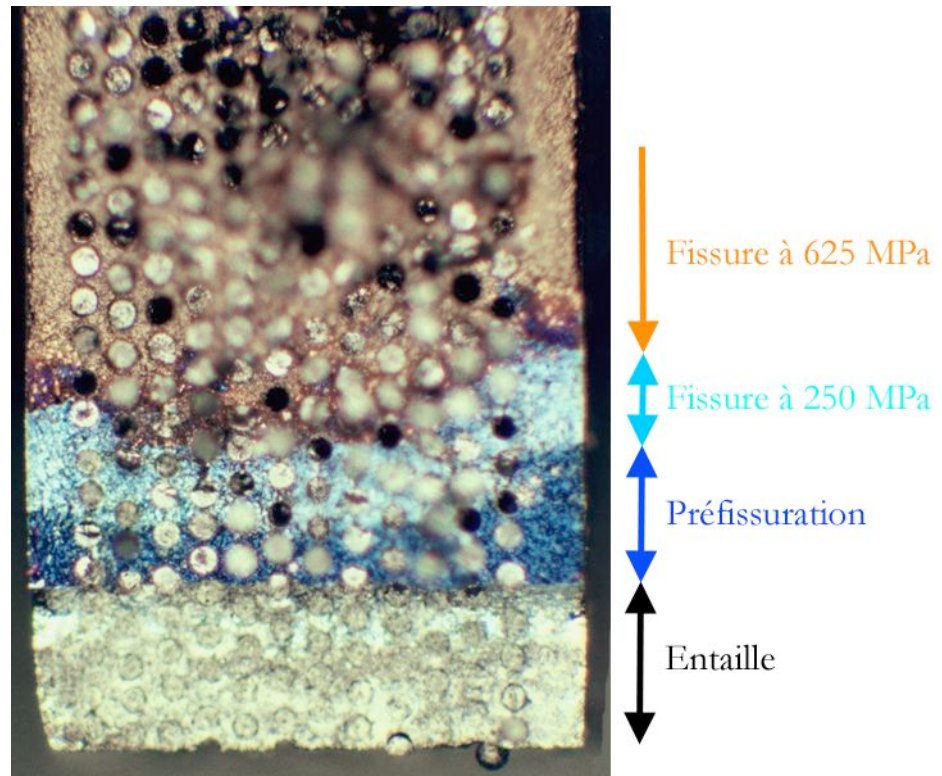


Figure IV-13 □ Faciès de rupture observé en microscopie optique de l'éprouvette UBELD37-6 rompue en fissuration pendant la séquence de chargement à $s_{\max} = 625\text{ MPa}$ suivant un cycle fatigue mécano-thermique

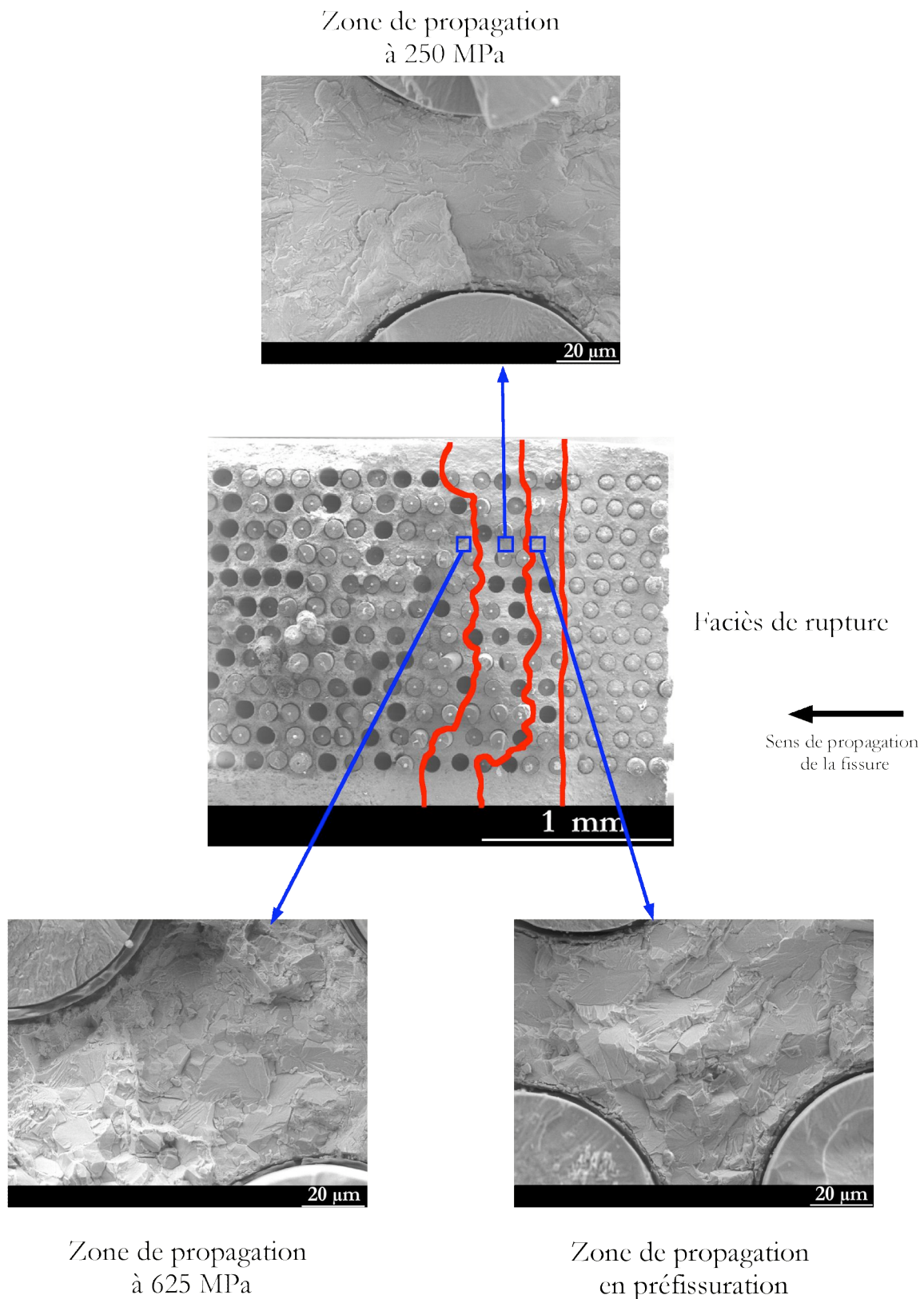


Figure IV-14 – Faciès de rupture observé en microscopie électronique à balayage de l'éprouvette UBELD37-6 rompue en fissuration pour le cycle de fatigue mécano-thermique à $S_{\max} = 625$ MPa

IV.4.2 Cinétique d'oxydation des interphases en carbone de la fibre SM1140+

IV.4.2.1 Introduction

Des résultats antérieurs ont montré que le composite SM1140+/Ti6242 est sensible à l'environnement [Legrand 97]. Cette sensibilité est liée à :

- un comportement du titane différent sous air et sous vide [Mailly 99]
- une réactivité importante du carbone pyrolytique à ces températures

Une quantification de l'oxydation de l'interphase en carbone a été réalisée au cours de cette étude. Nous présentons ici les résultats des mesures de longueurs oxydées d'interphase de carbone pyrolytique.

IV.4.2.2 Matériau et préparation des échantillons

Des traitements thermiques ont été réalisés statiquement à 550°C sur des coupons de composite SM1140+/Ti6242. Ces échantillons ont été prélevés dans la plaque UBELD37 ayant servi à la réalisation des éprouvettes de fatigue et de fissuration. Les coupons ont été polis avant traitement thermique jusqu'à un grade de 3µm sur toutes leurs faces.

IV.4.2.3 Mesures des longueurs d'interphase oxydées

La figure IV-15 présente l'observation d'un échantillon oxydé 100 heures à 550°C en Microscopie Electronique à Balayage. Les deux fibres de cette figure présentent une grande longueur d'interphase de carbone oxydée depuis le bord de l'échantillon. Ces longueurs d'interphase oxydées ont été observées, puis mesurées. Différentes observations sur chaque échantillon ont été réalisées grâce à des polissages successifs. Ces mesures sont toutefois rendues délicates par le grand soin qu'il faut apporter à la préparation de chaque échantillon.

La figure IV-16 indique les grandeurs mesurées sur chaque fibre observée en Microscopie Electronique à Balayage. l_{ox}^1 et l_{ox}^2 sont donc les deux longueurs d'interphase oxydées observables dans le plan. Des mesures des longueurs de fibres débouchantes, D_d , ont également été réalisées et sont présentées dans l'annexe H.

Le tableau IV-4 présente l'ensemble des mesures réalisées sur le composite SM1140+/Ti6242 à 550°C. La longueur l_{ox}^{moy} indiquée est la moyenne des deux longueurs mesurées l_{ox}^1 et l_{ox}^2 . Il n'apparaît dans le tableau que deux mesures après 300 heures de traitement thermique. Ce nombre très faible de résultats s'explique par la difficulté de réaliser des polissages sur de grandes longueurs sans endommager les constituants.

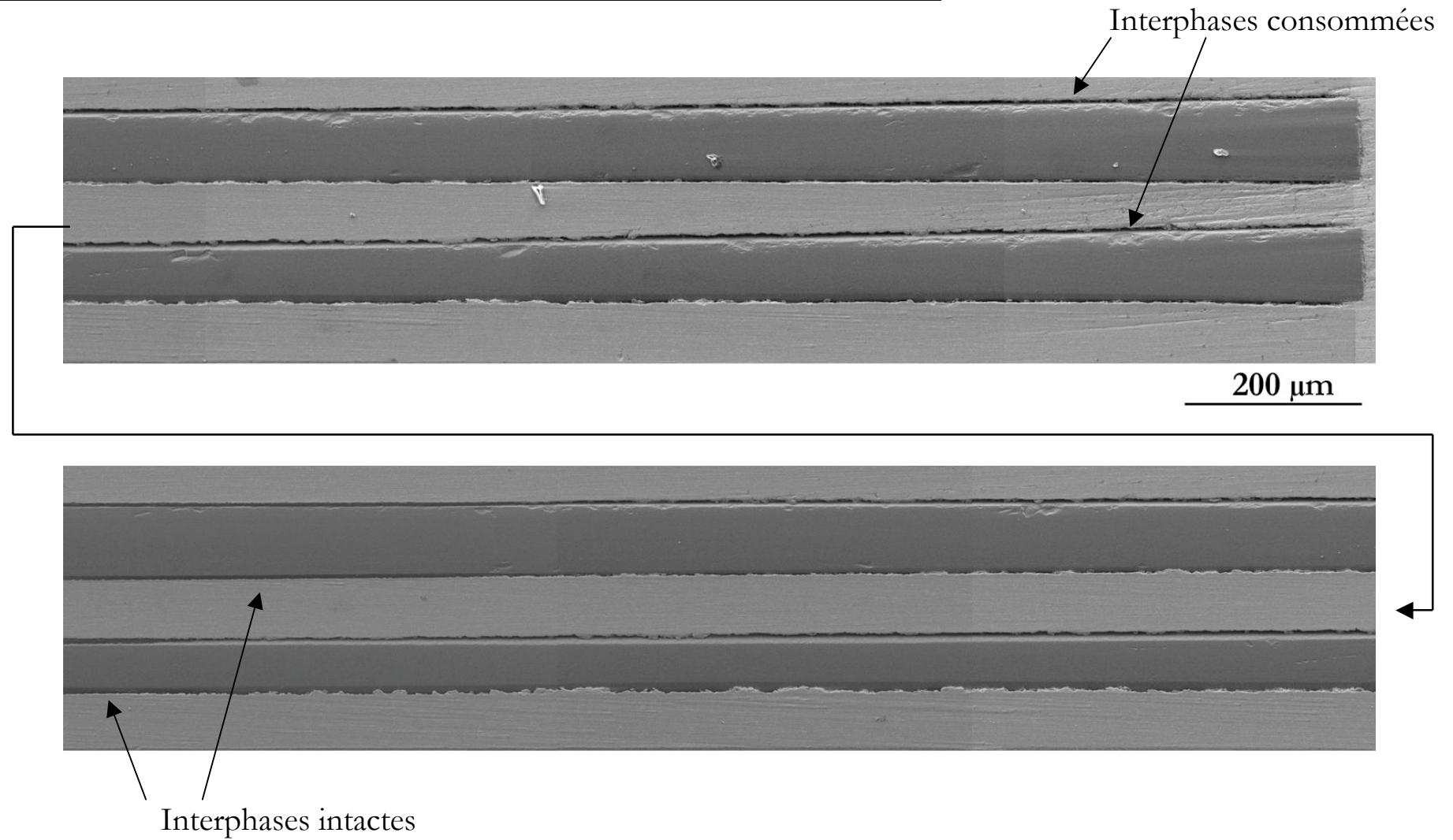


Figure IV-15 Observation en microscopie à balayage de deux fibres présentant des longueurs oxydées d'interphase –
Traitement de 100 heures à 550°C

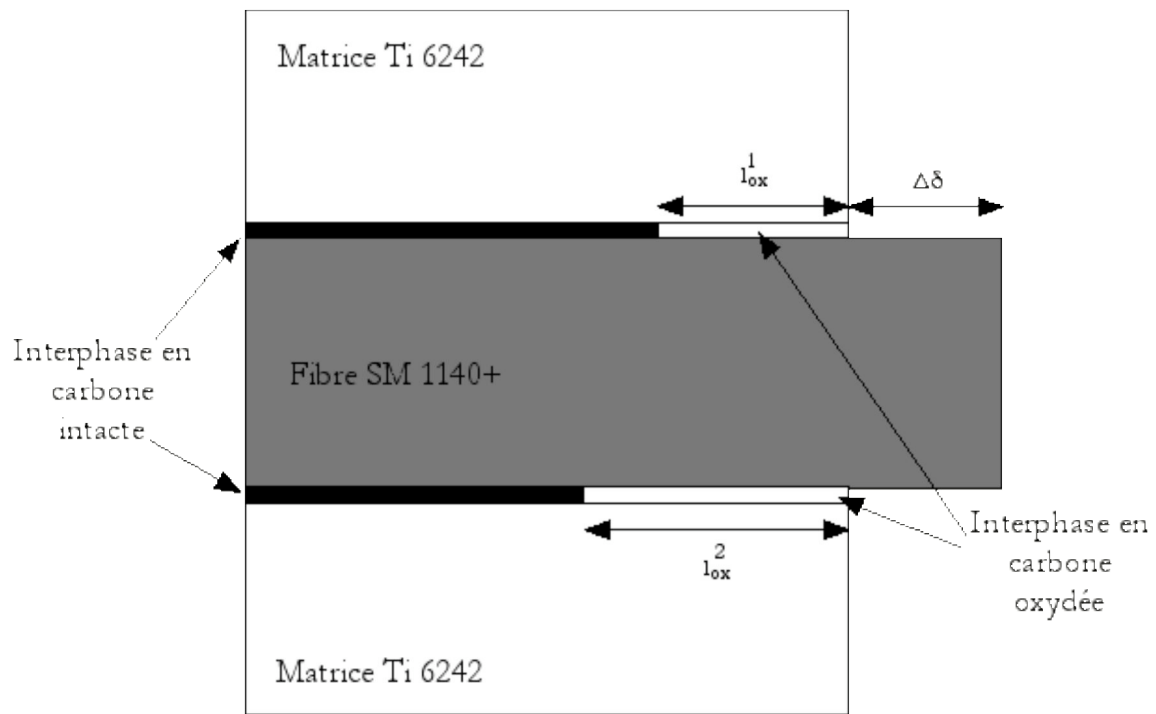


Figure IV-16 Longueurs oxydées mesurées sur les échantillons

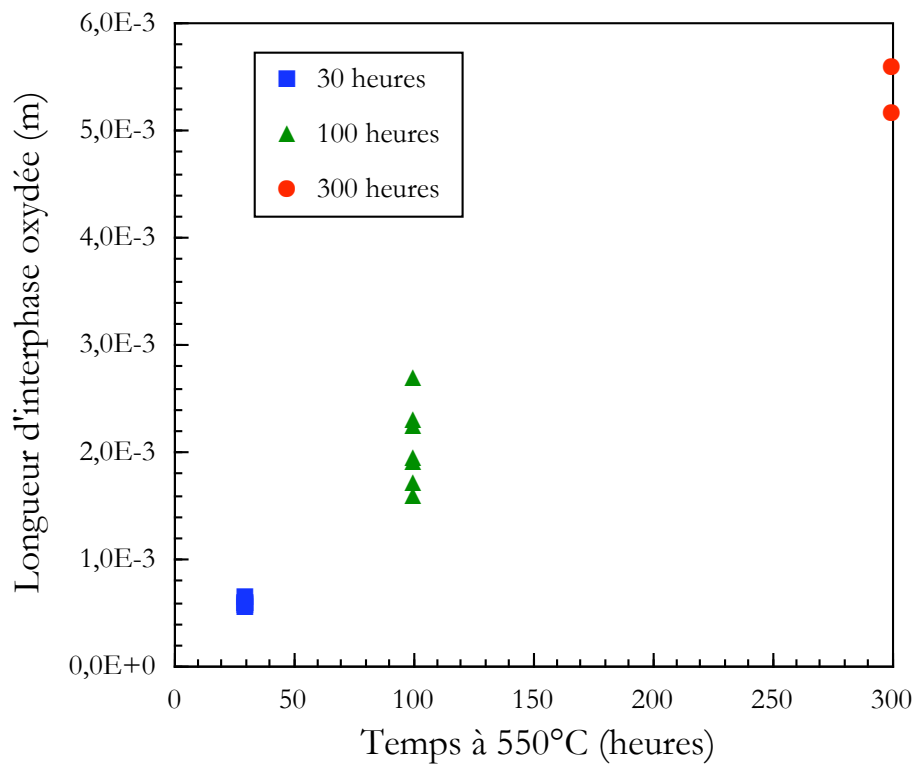


Figure IV-17 Evolution des longueurs d'interphase en carbone oxydées avec le temps de traitement thermique à 550°C

Tableau IV-4 : Mesures des longueurs d'interphase oxydées

Temps du traitement (heures)	l_{ox}^1 (mm)	l_{ox}^2 (mm)	l_{ox}^{moy} (mm)
30	656	652	654
	606	572	589
	562	532	547
	606	552	579
	592	588	590
100	1910	1896	1903
	1572	1596	1584
	2672	2708	2690
	2288	2306	2297
	1902	1980	1941
	1684	1724	1704
	2178	2300	2239
300	5157	5176	5166
	5587	5602	5594

La figure IV-17 présente l'ensemble des mesures réalisées. Elle caractérise ainsi l'évolution de la longueur d'interphase oxydée en fonction du temps passé à 550°C. **Les résultats semblent donc indiquer que la longueur d'interphase oxydée varie linéairement avec le temps passé à 500°C.**

IV.4.2.4 Cinétique d'oxydation du carbone pyrolitique

Les mesures effectuées à 550°C sont en bonne concordance avec celles de [Dambrine et al. 93] réalisées sur des fibres de carbure de silicium de type Nicalon à partir d'analyses thermogravimétriques. Les auteurs ont calculé les cinétiques d'oxydation de l'interphase de carbone pyrolitique et ont montré que celles-ci sont de type linéaire à partir de 600°C. La figure IV-18 présente l'évolution des longueurs oxydées d'interphase en fonction du temps pour nos travaux et ceux de [Dambrine et al. 93] sur des fibres de type Nicalon.

Les valeurs que nous avons obtenues semblent donc en bon accord avec les résultats issus d'une autre technique utilisée sur le même type d'interphase déposée sur une fibre différente. Il semble que la cinétique obtenue dans ce régime soit linéaire. Les longueurs oxydées de carbone pyrolitique peuvent se définir comme étant :

$$l_{ox} = a_0 t \quad (IV-1)$$

où l_{ox} est la longueur d'interphase de carbone oxydée, t le temps et a_0 une constante cinétique linéaire. Une identification réalisée sur les mesures réalisées après traitement thermique à 550°C donne :

$$a_0 = 5,19.10^{-9} \text{ m.s}^{-1}$$

Si l'on suppose que la constante d'oxydation obéit à une loi d'Arrhénius on peut écrire :

$$a_0 = a_{0,0} \exp\left(-\frac{E_a}{RT}\right) \quad (IV-2)$$

où $a_{0,0}$ est une constante.

Une identification réalisée à partir des mesures effectuées à 550°C et des calculs de [Dambrine et al. 93] nous a permis de déterminer les paramètres optimisés :

$$Q = 143,26 \text{ kJ.mol}^{-1} \text{ et } a_{0,0} = 6,25 \text{ m.s}^{-1}$$

$$\text{avec } R = 8,31 \text{ J.mol}^{-1}.\text{K}^{-1}$$

La figure IV-19 présente les évolutions des longueurs d'interphase oxydées expérimentales et calculées pour la fibre SM1140+. Les calculs sont en bon accord avec les mesures réalisées. Le calcul réalisé montre qu'à 400°C l'oxydation des interphases en carbone est quasiment nulle.

La figure IV-20 présente l'observation réalisée au Microscope Electronique à Balayage d'un échantillon ayant été traité thermiquement 100 heures à 600°C. La figure met en évidence l'absence d'oxydation de l'interphase en carbone de la fibre. **Les mécanismes associés à la disparition du carbone sont donc bien liés à l'oxydation.** [Filipuzzi et al. 90] ont identifié les mécanismes d'oxydation d'une interphase en carbone pyrolytique d'une fibre de type Nicalon comme étant liés à la formation de CO ou CO₂ et associés à une perte de masse.

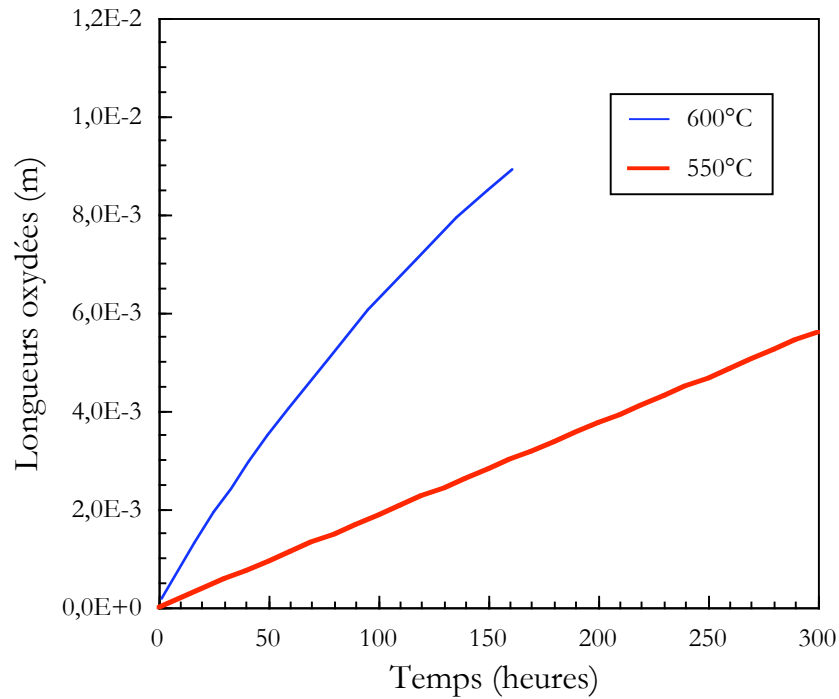


Figure IV-18 Evolution de la longueur de carbone oxydée en fonction du temps pour deux température 550°C et 600°C [Dambrine et al. 93]

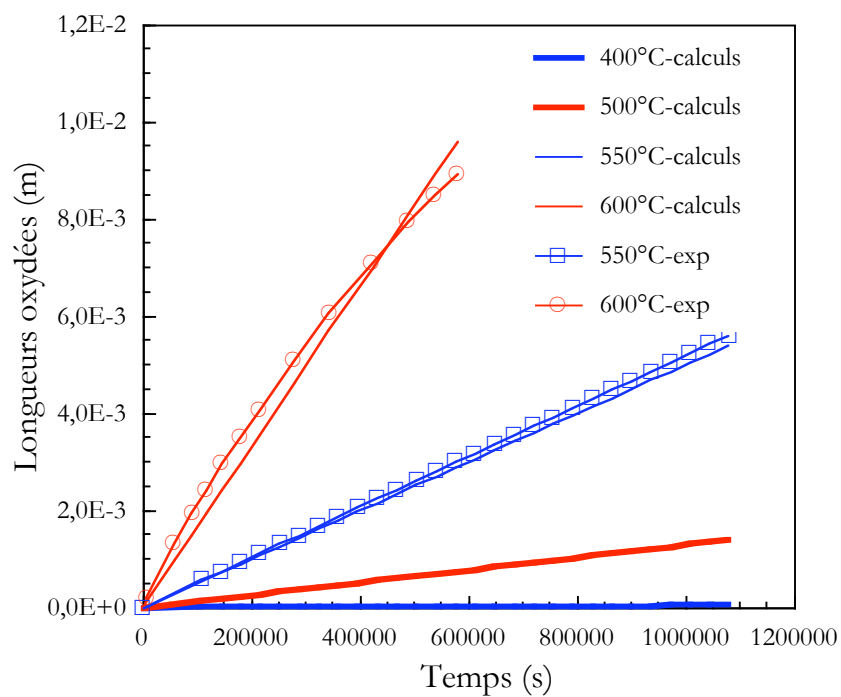


Figure IV-19 Evolution des longueurs oxydées mesurées et calculées pour différentes températures

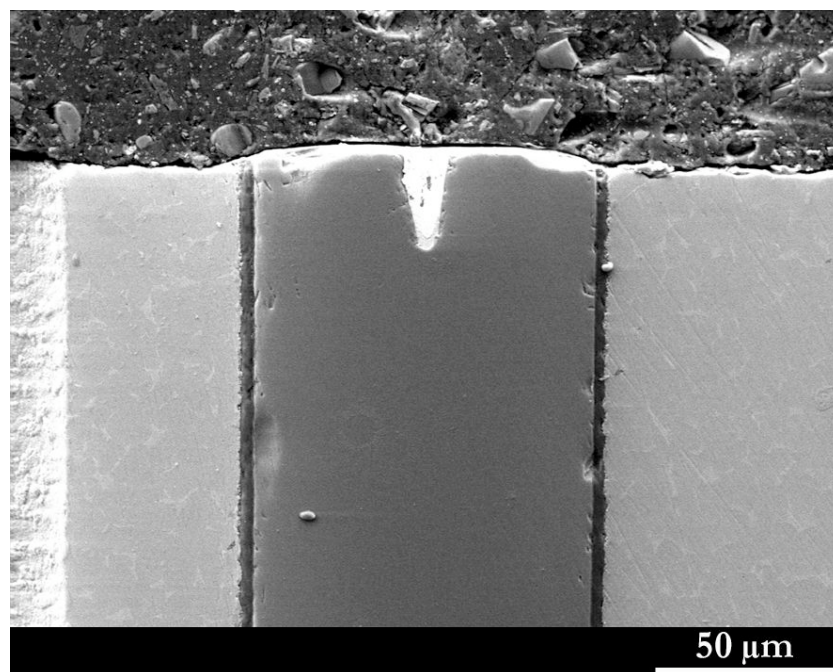


Figure IV-20 □ Fibre traitée 100 heures à 600°C sous vide – Absence d'oxydation de l'interphase en carbone.

IV.4.3 Chemins de fissuration

Les éprouvettes en composite SM1140+/Ti 6242 testées en fissuration ont été polies après essai jusqu'à un grade de 3 μ m sur toute leur longueur utile. Ce polissage a été réalisé grâce au montage qui permet habituellement de polir les éprouvettes de fatigue avant essai. Ce polissage a permis de mettre en évidence le chemin de fissuration au sein du composite.

Par convention, nous appellerons :

- longueur consommée : la longueur totale de l'interphase ayant disparu, c'est en fait la longueur mesurée expérimentalement
- longueur oxydée : la part de la longueur d'interphase en carbone ayant été oxydée
- longueur usée : la part de l'interphase en carbone ayant disparu sous l'effet des glissements à l'interphase fibre/matrice

IV.4.3.1 Observations des longueurs d'interphase de carbone consommées

Les figures IV-21, IV-23, IV-25, IV-27, IV-29, IV-31 et IV-32 présentent l'ensemble des chemins de fissuration observés au cours des différents essais de propagation réalisés. Sur l'ensemble de ces figures, l'entaille se trouve sur la gauche. La fissure se propage donc depuis la gauche de la photo vers la droite sous l'action d'un effort appliqué verticalement par rapport à l'image. Le tableau IV-5 indique l'ensemble des chemins de fissuration présentés et les essais auxquels ils correspondent. Ainsi, par exemple la figure IV-23 présente le chemin de propagation de l'éprouvette UBELD37-5 testée en fissuration selon le cycle de fatigue mécano-thermique.

Deux chemins de fissuration sont représentés pour l'essai UBELD37-9. Un premier polissage a été effectué après la séquence sous air réalisée à 625 MPa. Le chemin de propagation observé à la suite de ce polissage est présenté figure IV-27. Un second polissage a été effectué en fin d'essai, c'est-à-dire après la phase de propagation sous vide, sur la seconde face de l'éprouvette. La figure IV-29 reprend ce second chemin de fissuration. L'évolution entre ces deux figures représente la séquence de propagation sous vide.

Dans tous les cas (excepté pour l'essai UBELD37-6, celui-ci ayant été conduit jusqu'à rupture), **la fissure se propage à l'intérieur du composite sans rompre aucun renfort** : toutes les fibres présentes dans le plan d'observation sont intactes, même celles se trouvant loin derrière la pointe de la fissure. La fissure progresse donc au sein du composite en contournant les fibres. **Cette observation confirme les résultats obtenus en fissuration : les régimes stabilisés atteints s'expliquent donc bien par une cinétique de propagation dominée par le pontage de la fissure par les fibres.**

Tableau IV-5 Références des figures présentant les chemins de fissuration et les longueurs consommées des différents essais de fissuration réalisés sur le composite

Repère	Description	Chemin de fissuration	Longueurs consommées
UBELD37-4	100-500°C 100MPa	IV-21	IV-22
UBELD37-5	100-500°C 250MPa	IV-23	IV-24
UBELD37-8	1Hz 500°C 250 MPa	IV-25	IV-26
UBELD37-9	1s20s 500°C air	IV-27	IV-28
	1s20s 500°C vide	IV-29	IV-30
UBELD37-11	essai sous vide	IV-31	pas d'usure
UBELD37-13	1Hz 500°C 500-625MPa	IV-32	pas d'usure

De plus, on observe sur ces figures **une disparition de l'interphase en carbone des fibres**. Ainsi, sur la figure IV-21 il apparaît clairement que les cinq fibres présentent dans le chemin de fissuration n'ont plus d'interphase en carbone, contrairement à la fibre qui se trouve juste après la pointe de la fissure. Ceci suggère que la consommation de l'interphase n'intervient donc qu'au moment du passage de la fissure. Les longueurs «consommées», c'est-à-dire les longueurs où l'interphase en carbone a disparu, ont été mesurées pour chaque essai. Les figures IV-22, IV-24, IV-26, IV-28 et IV-30 donnent une représentation schématique des mesures des longueurs consommées effectuées sur chaque éprouvette. Le tableau IV-5 présente l'ensemble des schémas des longueurs consommées réalisés pour les essais de fissuration. Toutes les fibres pontant la fissure sont représentées sur les figures, on distingue alors la partie consommée de l'interphase de la partie intacte.

La figure IV-33 présente l'ensemble des longueurs d'interphase en carbone consommées lors des essais de fissuration. **Pour chaque essai, la longueur d'interphase consommée augmente avec la distance à la pointe de la fissure**. Les essais réalisés suivant le cycle de fatigue mécano-thermique présentent une consommation sur l'ensemble des fibres présentes dans le chemin de fissuration, ce qui n'est pas le cas des essais isothermes. Ces mesures confirment, grâce à l'essai UBELD37-9, l'absence de consommation d'interphase lors d'un cyclage sous vide.

IV.4.3.2 Cinétiques de consommation

En conditions anisothermes, la constante d'oxydation a_0 varie tout au long du cycle. La valeur utilisée, $\bar{a}_0$, doit donc être moyennée sur toute la boucle. On peut donc écrire :

$$\bar{a}_0 = \frac{1}{\Delta t_{\text{cycle}}} \int_0^{\Delta t_{\text{cycle}}} a_0(T) dt \quad (\text{IV-3})$$

où Δt_{cycle} est la période du cycle de fatigue mécano-thermique. Le calcul de cette constante sur le cycle de fatigue mécano-thermique FMT-90s-500°C utilisé donne :

$$\bar{a}_0 = 5,46.10^{-10} \text{ m.s}^{-1}$$

La figure IV-34 présente les longueurs d'interphase en carbone oxydées calculées avec la relation (IV-1) pour deux températures de traitement isotherme (500 et 550°C) et pour le cycle de fatigue mécano-thermique FMT-90s-500°C.

Les essais de fissuration réalisés sur le composite SM1140+/Ti6242 nous ont permis d'établir des cinétiques de propagation des fissures par fatigue : pour chaque cycle la taille de la fissure est connue. Connaissant la position de chaque fibre, il est possible de déterminer le nombre de cycles nécessaire à la fissure pour atteindre chacune d'elles. Le nombre de cycles passés à consommer, N_{cons} , est alors défini pour chaque fibre comme étant :

$$N_{\text{cons}} = N_{\text{tot}} - N_i \quad (\text{IV-4})$$

où N_{tot} est le nombre de cycles total de l'essai et N_i le nombre de cycles nécessaires à la fissure pour atteindre la fibre.

La figure IV-35 présente l'évolution pour chaque fibre du nombre de cycles passés à consommer l'interphase. Les cycles ainsi calculés correspondent donc au temps d'exposition de l'interphase à l'environnement. Il est alors possible de déterminer les longueurs oxydées de carbone pour chaque fibre pontant la fissure. La figure IV-36 présente ces longueurs oxydées calculées grâce à la relation (IV-1) pour deux essais menés selon le cycle de fatigue mécano-thermique à une contrainte maximale de 100 et 250 MPa et pour l'essai réalisé en fissuration isotherme selon le cycle 1 Hz. L'essai UBELD37-9 présentant différents chargements n'a pas été représenté ici. Les longueurs d'interphase oxydées ainsi obtenues sont nettement inférieures aux longueurs consommées. **Le seul phénomène d'oxydation ne peut donc pas expliquer à lui seul la consommation des interphases en carbone des fibres SM1140+.**

Une usure mécanique du carbone due aux frottements interfaciaux est par conséquent mis en évidence ici. On considère que ces longueurs d'interphase en carbone usées mécaniquement sont définies comme :

$$l_{usée} = l_{cons} - l_{oxy} \quad (IV-5)$$

avec l_{cons} la longueur d'interphase en carbone consommée mesurée et $l_{usée}$ les longueurs d'interphase usées mécaniquement. La figure IV-37 présente les longueurs d'interphase usées calculées grâce à la relation (IV-5).

Pour prévoir les longueurs de carbone consommées au cours d'un essai de fissuration, il est capital de modéliser ces longueurs usées mécaniquement. La figure IV-37 met en évidence une dépendance de la longueur usée par rapport à la position de la fibre. Plus la fibre est éloignée de la pointe de la fissure finale plus la longueur usée est importante. La relation cherchée devra donc dépendre de la position de la fibre.

$$l_{usée} = f(\text{position}) \quad (IV-6)$$

De plus, les longueurs de carbone usées dépendent du chargement mécanique local de la fissure ou encore de l'énergie présente dans le composite. Or, ces grandeurs sont difficiles à calculer de façon précise. Toutefois, l'énergie qui provoque l'usure de l'interface au sein du composite est celle qui conduit à la progression de la fissure. Introduire une dépendance des longueurs d'usure par rapport à une énergie d'usure revient donc à introduire une dépendance vis-à-vis de la vitesse de fissuration.

$$l_{usée} = f(\text{position, vitesse de fissuration}) \quad (IV-7)$$

Les longueurs usées dépendent enfin du temps passé à consommer, donc

$$l_{usée} = f(\text{position, vitesse de fissuration, temps passé à user}) \quad (IV-8)$$

La figure IV-38 présentent les grandeurs utilisées au cours de ce problème. La position de la fibre, p_i , au sein du composite est repérée par une grandeur adimensionnelle que l'on définit par

$$p_i = \frac{x_i}{a_f - a_0} \quad (IV-9)$$

où x_i est la position de la fibre par rapport à la pointe de la fissure finale, a_0 et a_f respectivement la taille initiale et finale de la fissure.

La vitesse de fissuration que l'on doit introduire dans la modélisation n'est pas la vitesse instantanée. En effet, la vitesse qu'il faut prendre en compte est la vitesse de fissuration moyenne résiduelle c'est-à-dire la vitesse de fissuration moyenne entre le cycle N_i et la fin de l'essai. On définit cette vitesse comme étant

$$\hat{\bar{a}}_{da} = \frac{1}{N_{tot} - N_i} \int_{N_i}^{N_{tot}} \frac{da}{dN} dN \quad (IV-10)$$

L'expression des longueurs d'interphase en carbone usée mécaniquement s'écrit donc

$$l_{usée} = a_1 \hat{\bar{a}}_{da} (N_{tot} - N_i) \quad (IV-11)$$

où a_1 est une constante. Il vient finalement

$$l_{usée} = a_1 \frac{x_i}{a_f - a_0} (Da)_{moy} \quad (IV-12)$$

$$\text{avec } (Da)_{moy} = \int_{N_i}^{N_f} \frac{da}{dN} dN \quad (IV-13)$$

Une identification de la constante a_1 a été réalisée en utilisant l'ensemble des mesures d'interphase usée. La valeur finale obtenue est

$$a_1 = 2,85$$

La figure IV-39 présente une comparaison entre les longueurs d'interphase consommées expérimentalement et calculées à l'aide des relations (IV-1) et (IV-12). **La modélisation mise en place rend compte de façon correcte des longueurs d'interphase en carbone consommées obtenues expérimentalement.**

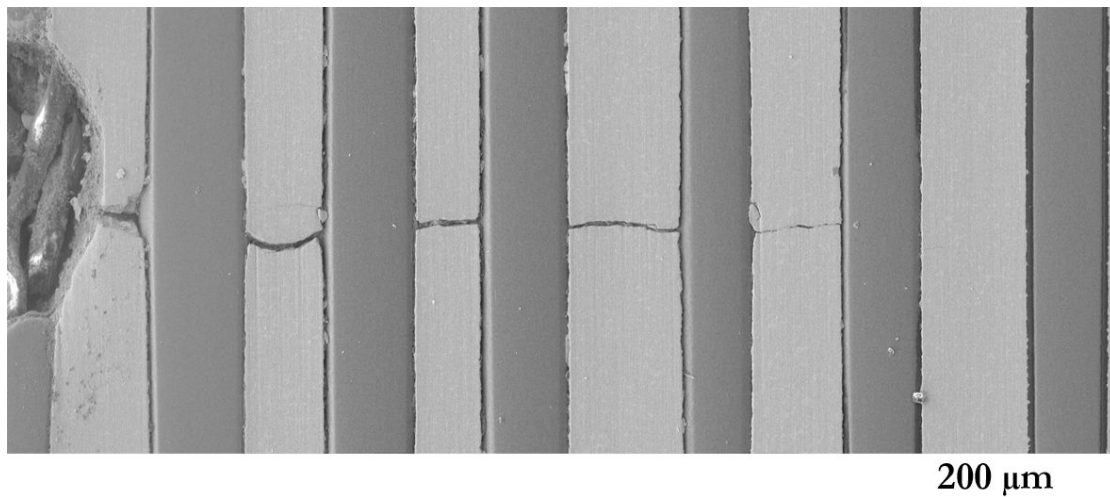


Figure IV-21 : Chemin de fissuration observé au microscope électronique à balayage sur le premier pli du SM1140+/Ti6242 après polissage pour l'essai UBELD37-4, cycle anisotherme 100-500°C – $S_{\max} = 100$ MPa

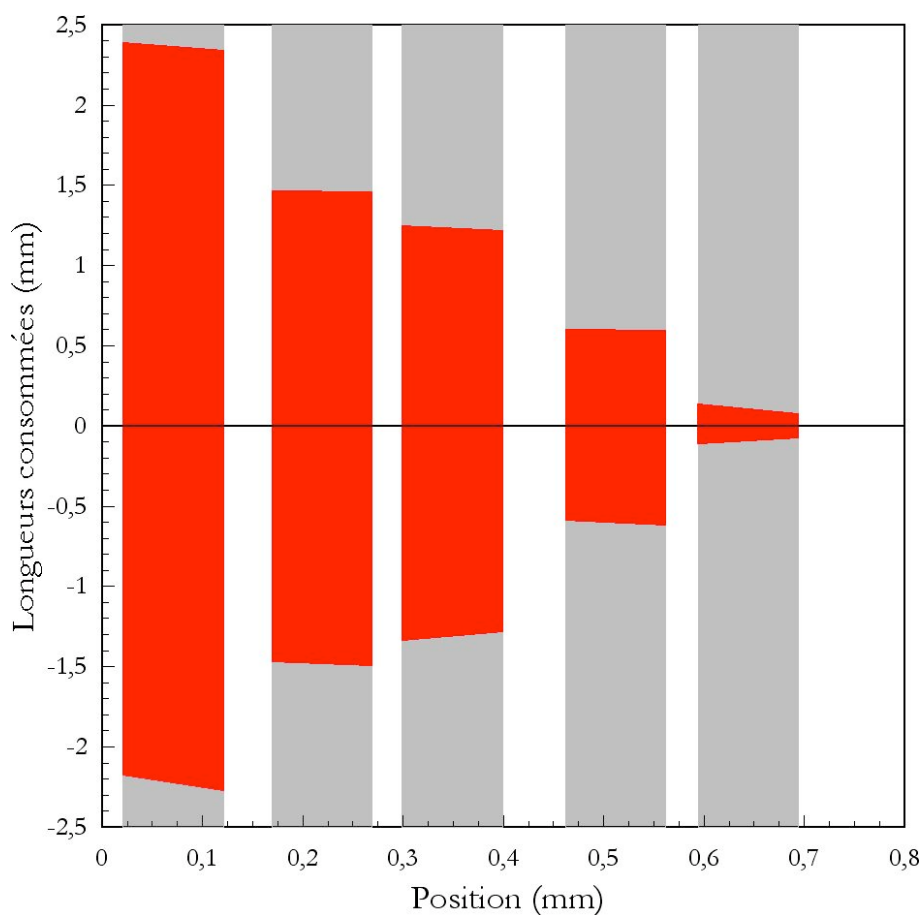


Figure IV-22 : Mesures des longueurs consommées observées au microscope électronique à balayage sur le premier pli du SM1140+/Ti6242 après polissage pour l'essai UBELD37-4, cycle anisotherme 100-500°C – $S_{\max} = 100$ MPa

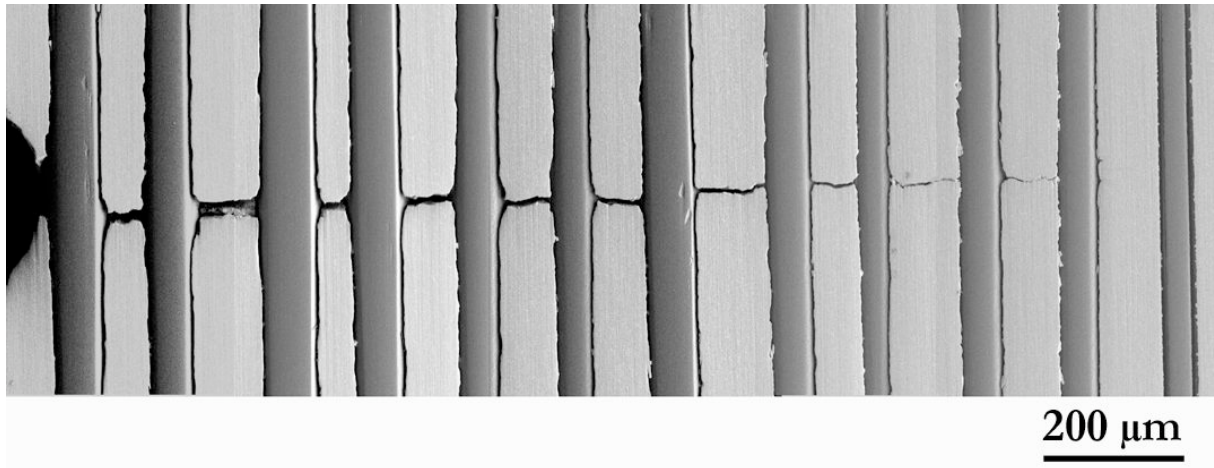


Figure IV-23 : Chemin de fissuration observé au microscope électronique à balayage sur le premier pli du SM1140+/Ti6242 après polissage pour l'essai UBELD37-5, cycle anisotherme 100-500°C – $\sigma_{\max} = 250$ MPa

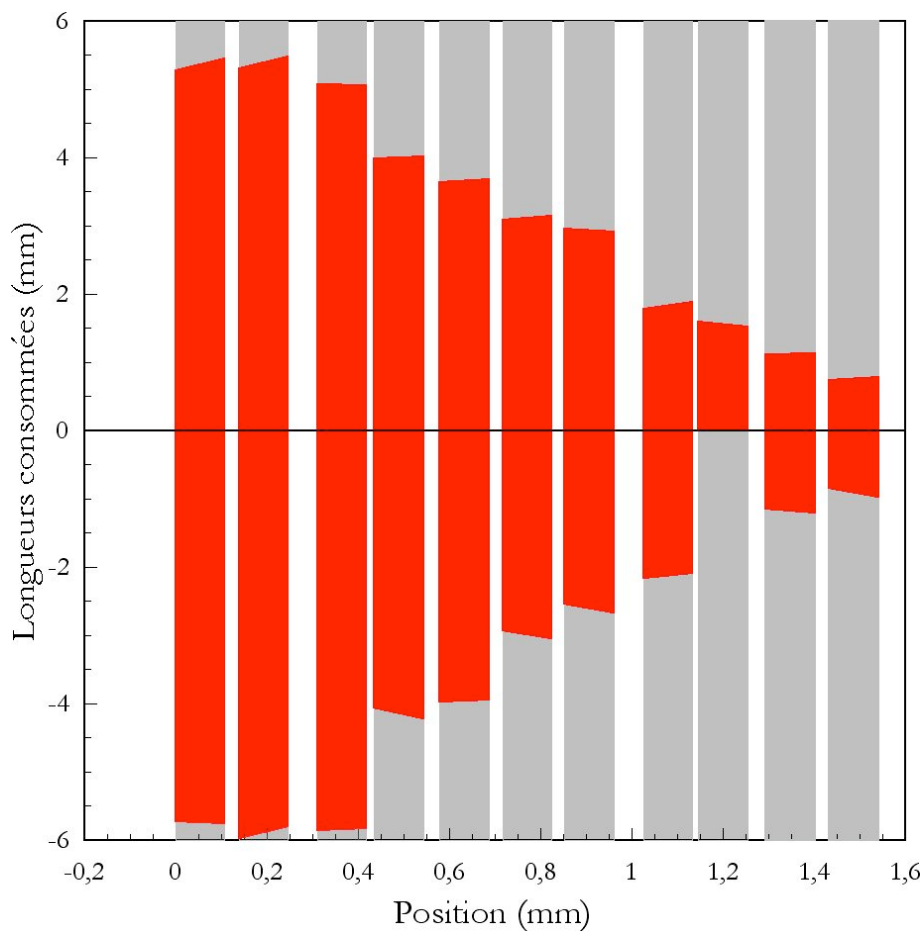


Figure IV-24 : Mesures des longueurs consommées observées au microscope électronique à balayage sur le premier pli du SM1140+/Ti6242 après polissage pour l'essai UBELD37-5, cycle anisotherme 100-500°C – $\sigma_{\max} = 250$ MPa

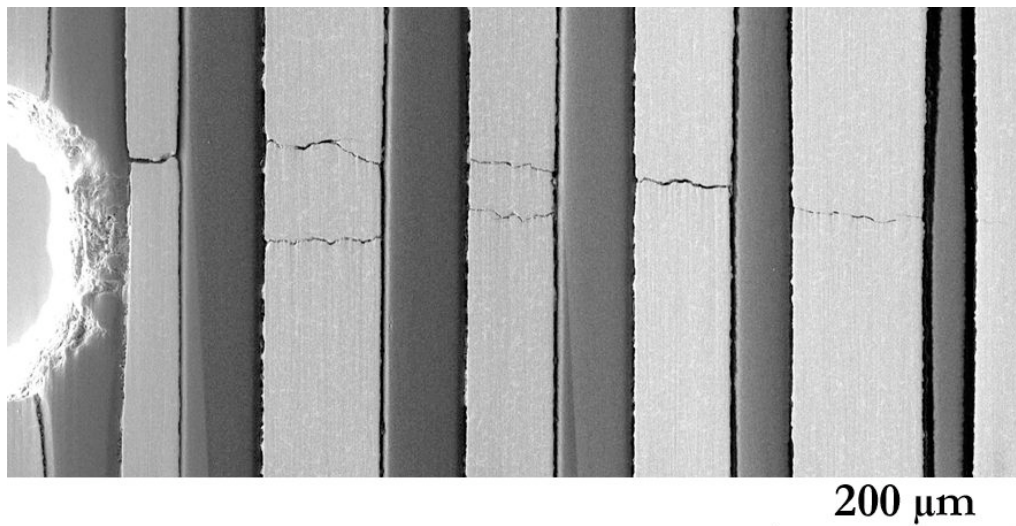


Figure IV-25 : Chemin de fissuration observé au microscope électronique à balayage sur le premier pli du SM1140+/Ti6242 après polissage pour l'essai UBELD37-8, cycle 1 Hz 500°C – $s_{\max} = 250$ MPa

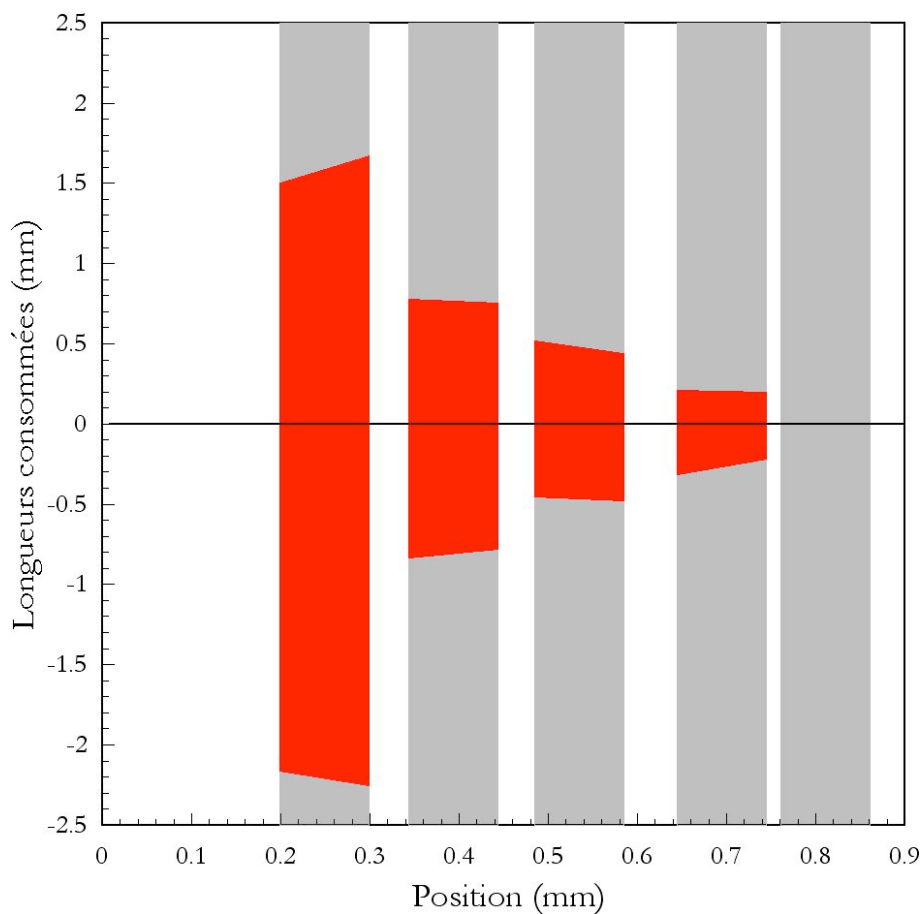


Figure IV-26 : Mesures des longueurs consommées observées au microscope électronique à balayage sur le premier pli du SM1140+/Ti6242 après polissage pour l'essai UBELD37-8, cycle 1 Hz 500°C – $s_{\max} = 250$ MPa

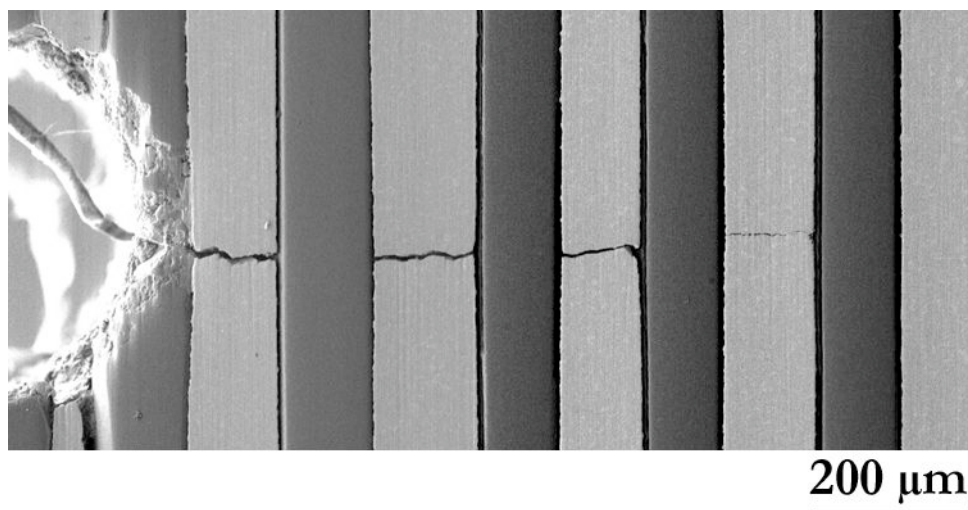


Figure IV-27 : Chemin de fissuration observé au microscope électronique à balayage sur le premier pli du SM1140+/Ti6242 après polissage de la face 1 de l'essai UBELD37-9, cycle 1s20s 500°C sous air

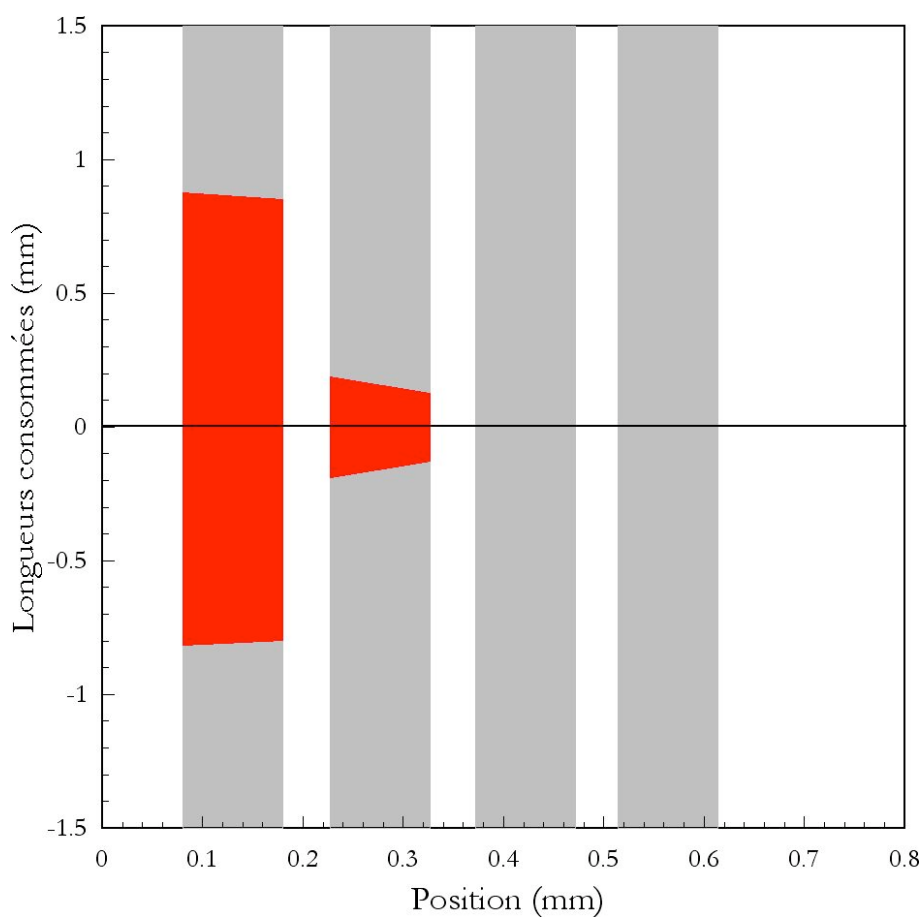


Figure IV-28 : Mesures des longueurs consommées observées au microscope électronique à balayage sur le premier pli du SM1140+/Ti6242 après polissage de la face 1 de l'essai UBELD37-9, cycle 1s20s 500°C sous air

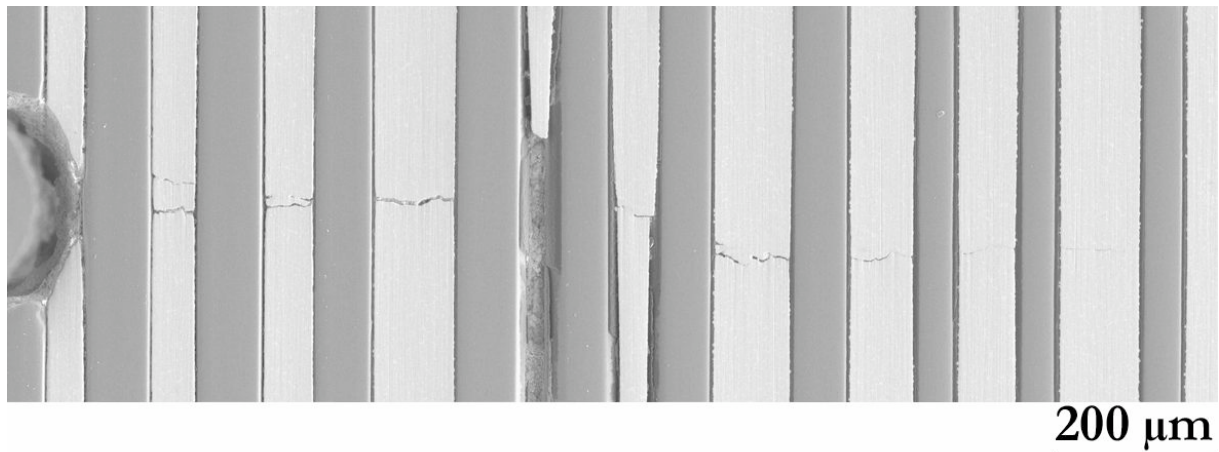


Figure IV-29 □ Chemin de fissuration observé au microscope électronique à balayage sur le premier pli du SM1140+/Ti6242 après polissage de la face 2 de l'essai UBELD37-9, cycle 1s20s 500°C sous vide

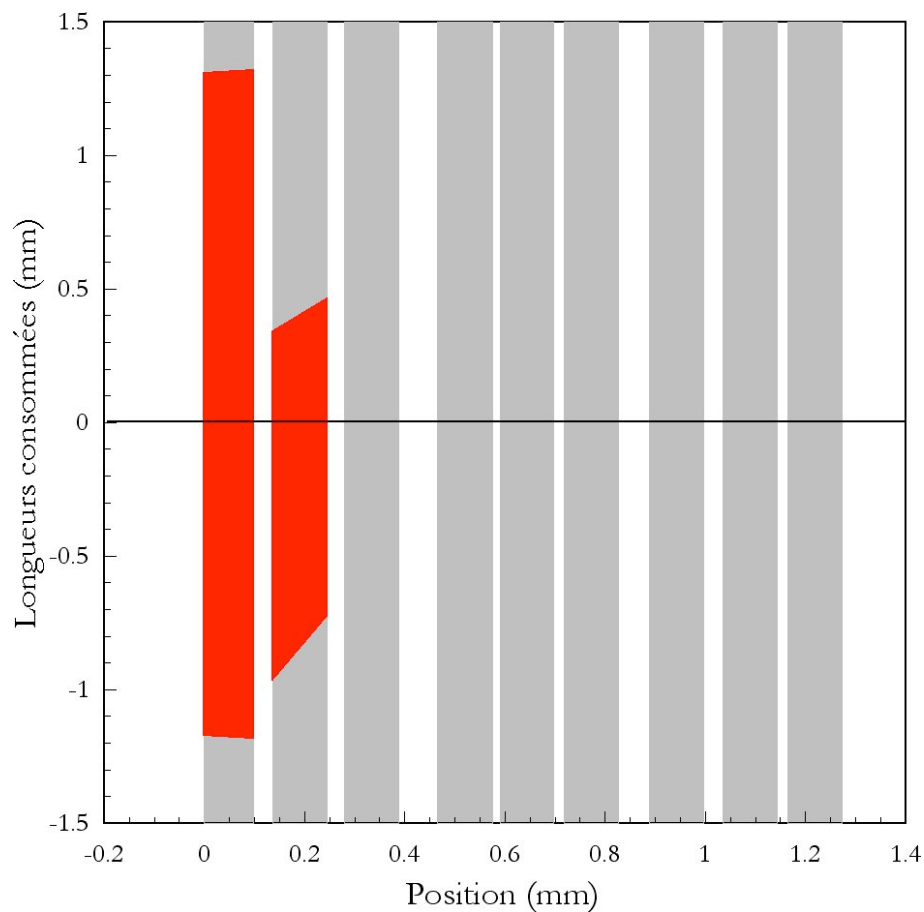


Figure IV-30 □ Mesures des longueurs consommées observées au microscope électronique à balayage sur le premier pli du SM1140+/Ti6242 après polissage de la face 2 de l'essai UBELD37-9, cycle 1s20s 500°C sous vide

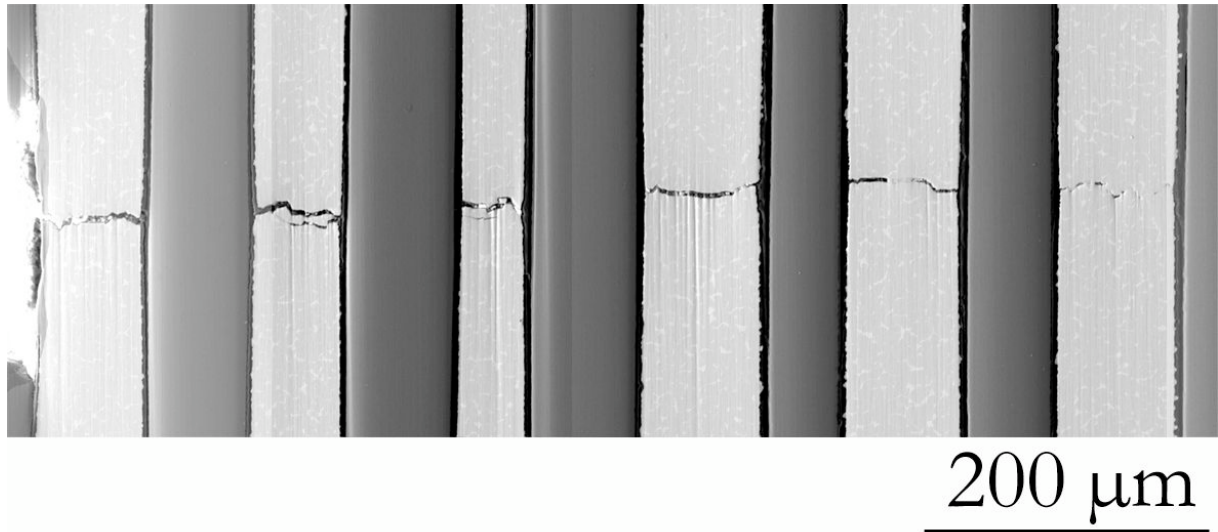


Figure IV-31 □ Chemin de fissuration observé au microscope électronique à balayage sur le premier pli du SM-140+/Ti-6242 après polissage pour l'essai UBELD37-11, cyclage sous vide.

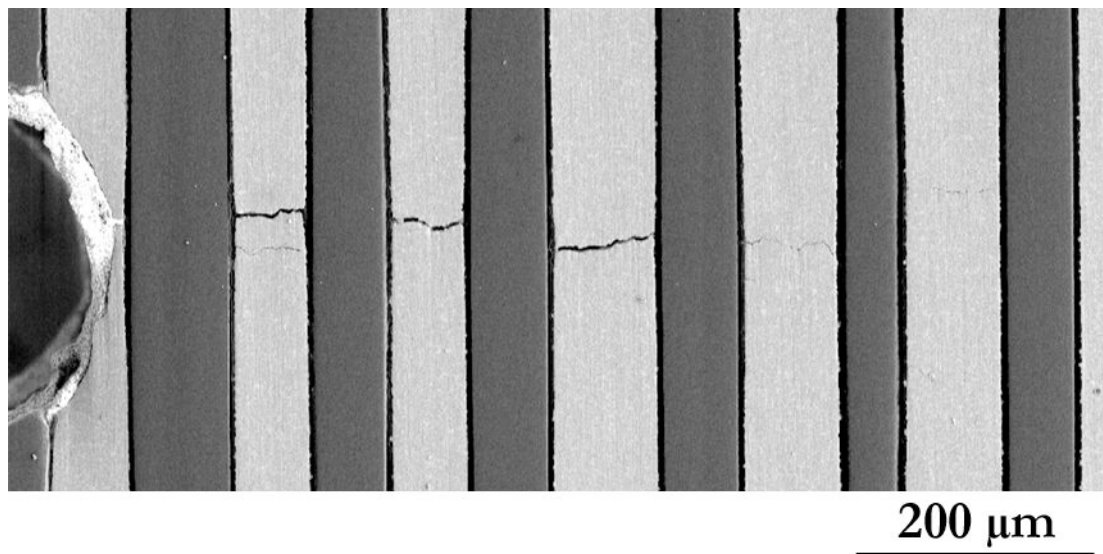


Figure IV-32 □ Chemin de fissuration observé au microscope électronique à balayage sur le premier pli du SM-140+/Ti-6242 après polissage pour l'essai UBELD37-13, cycle 1 Hz 500°C

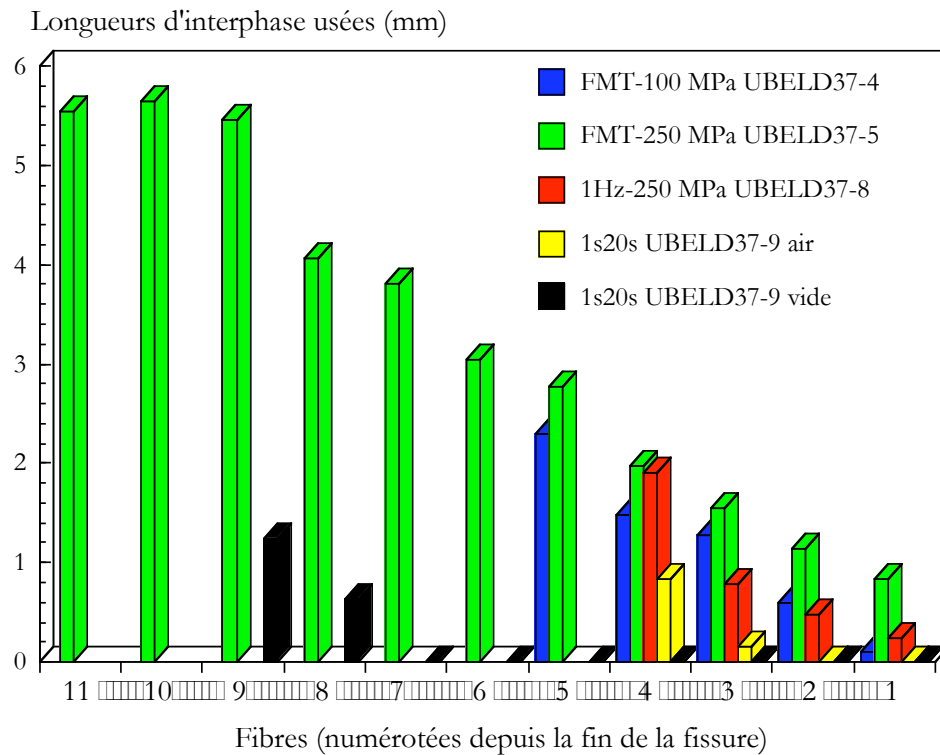


Figure IV-33 Evolution des longueurs consommées d'interphases en carbone des fibres pontant la fissure

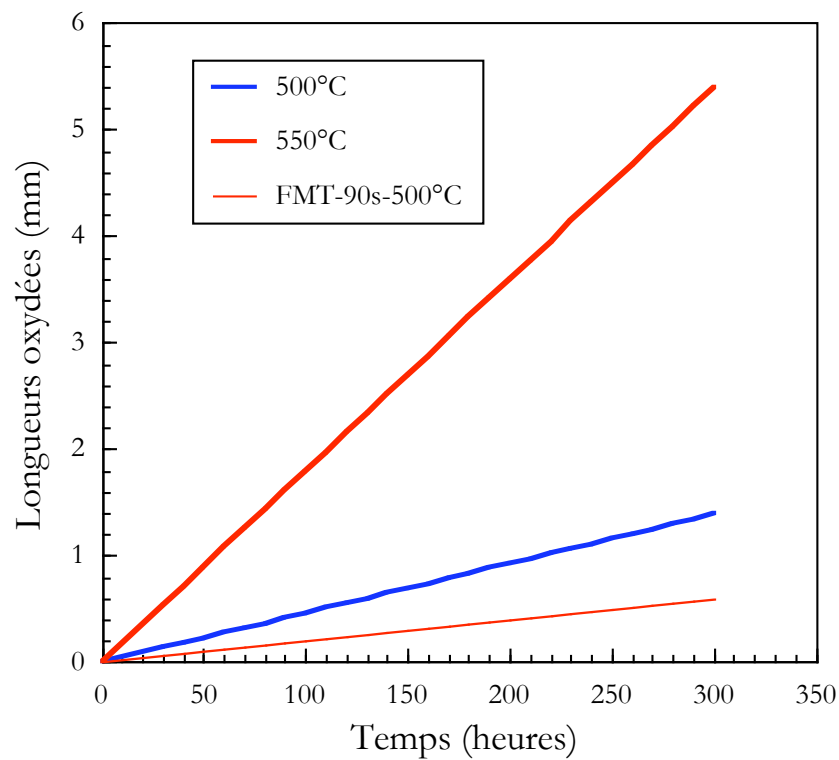


Figure IV-34 Evolution des longueurs de carbone oxydées calculées en fonction du temps

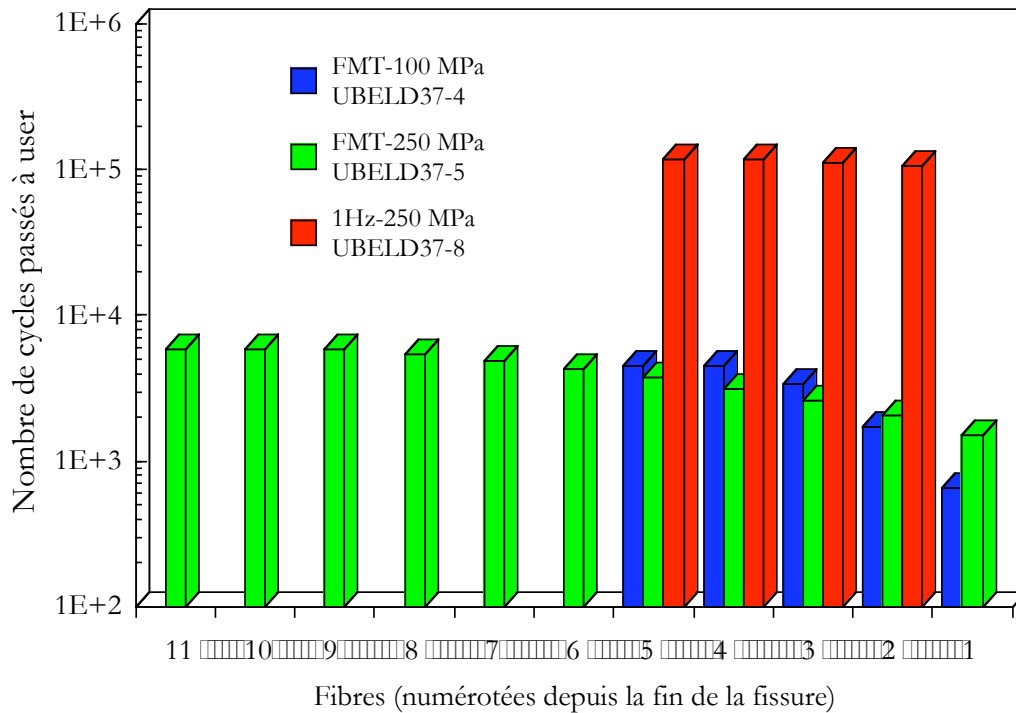


Figure IV-35 Evolution du nombre de cycles passé à user en fonction de la position de la fibre dans la fissure.

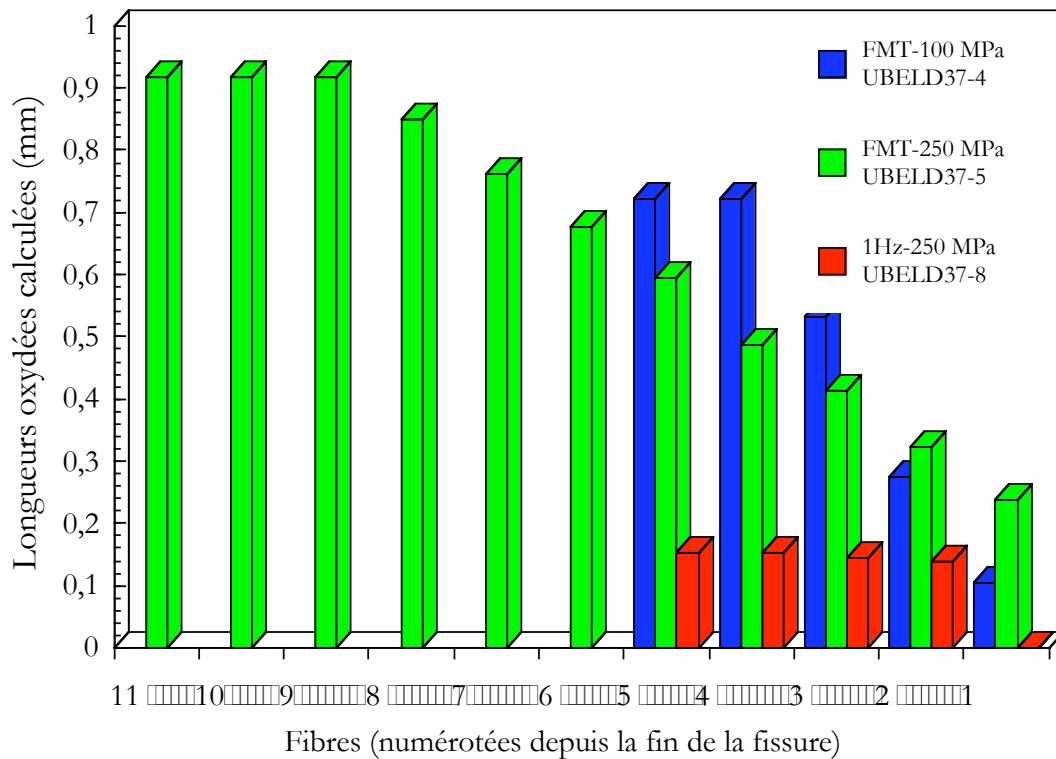


Figure IV-36 Evolution des longueurs d'interphase en carbone oxydées calculées pour les fibres pontant la fissure.

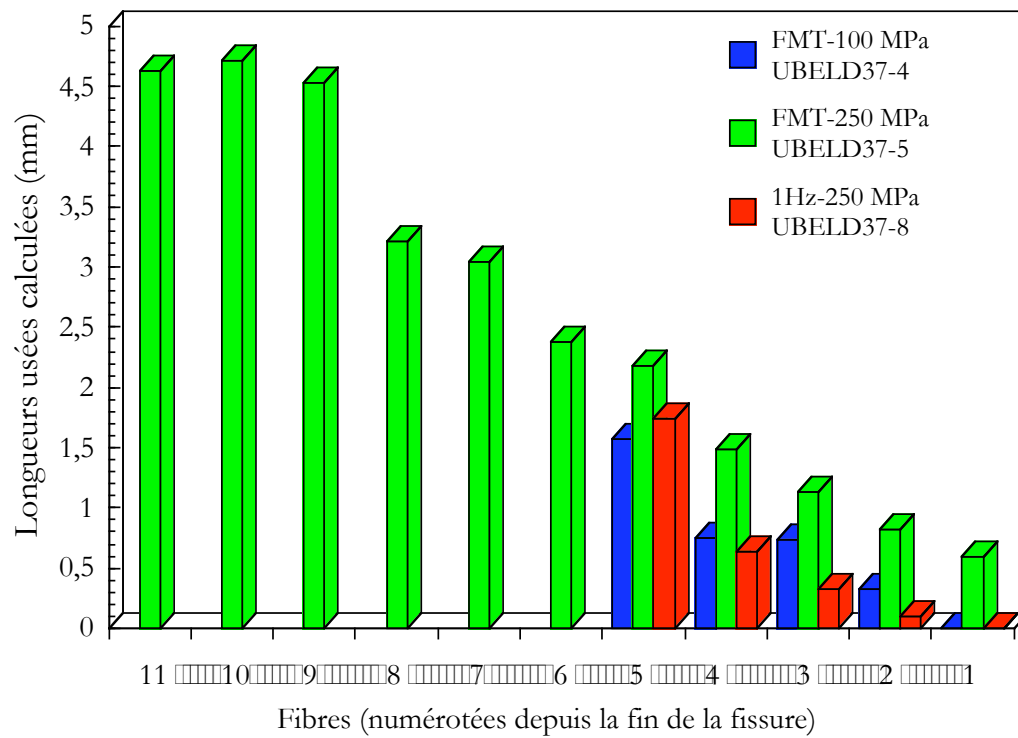


Figure IV-37 Evolution des longueurs calculées d'interphase en carbone usées mécaniquement pour les fibres pontant la fissure.

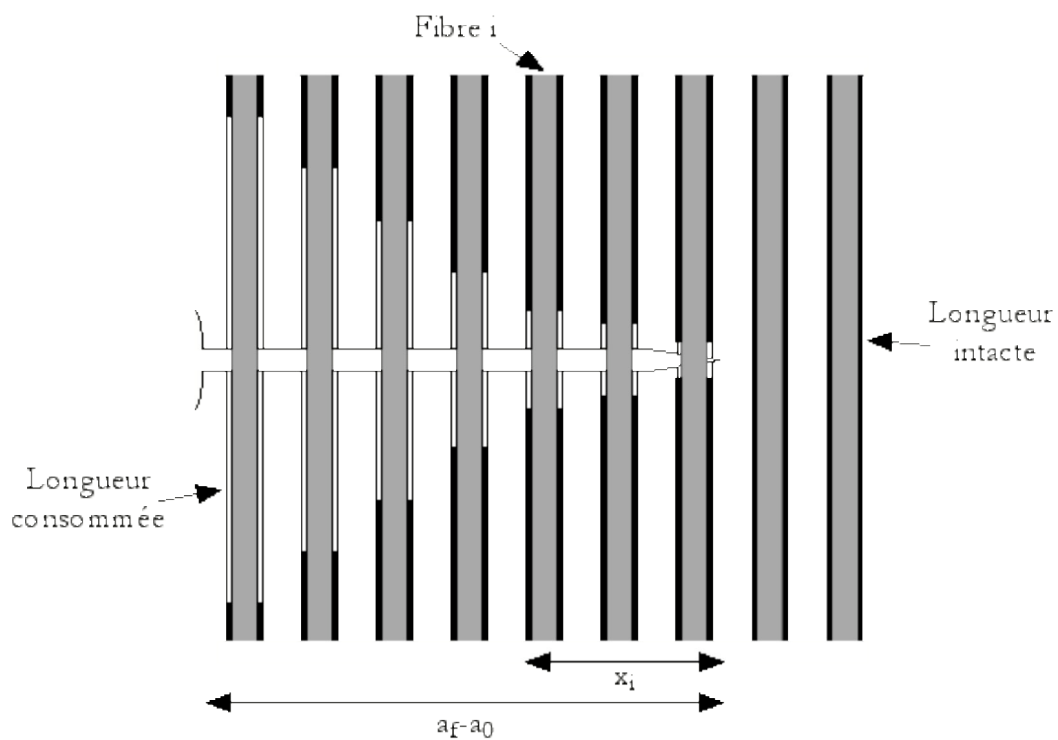


Figure IV-38 Représentation schématique d'une fissure pontée par des fibres dont l'interphase a été consommée.

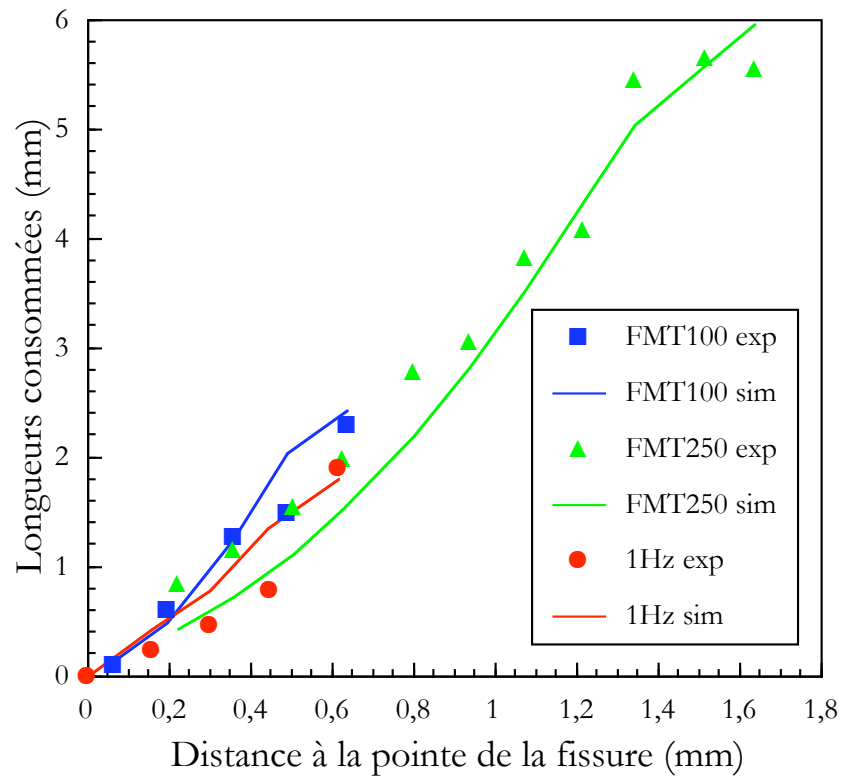


Figure IV-39 Comparaison des longueurs d'interphase en carbone consommées calculées et expérimentales.

IV.5 EN RESUME

Des essais de fissuration en fatigue ont été réalisés sur le composite SM1140+/Ti 6242 suivant trois types de chargement :

- *un cycle isotherme 1 Hz à 200 et 500°C*
- *un cycle isotherme «1s20s» à 500°C*
- *un cycle de fatigue mécano-thermique FMT-90s-500°C*

Des passages air-vide ont été effectués pour caractériser un éventuel effet d'environnement.

Les principaux faits marquants mis en évidence par la réalisation de ces essais ont été que :

- *des vitesses stabilisées de fissuration ont été obtenues sous air pour des chargements suffisamment élevés ; la vitesse de propagation ne dépend plus de la longueur de fissure.*
- *pour des chargements sous air faibles et pour des propagations sous vide la vitesse de fissuration diminue. La fissure tend à s'arrêter.*
- *pour tous les essais n'ayant pas été menés jusqu'à la rupture de l'éprouvette, la fissure s'est propagée sans rompre de renfort. La propagation s'effectue en régime de pontage de la fissure par les fibres.*
- *à l'image des essais de fatigue mécano-thermique menés sur des «éléments de volume» de composite qui réduisent la durée de vie par rapport à une sollicitation isotherme, les vitesses de fissuration obtenues sur le composite avec un chargement anisotherme sont plus élevées qu'avec un cycle isotherme. Le cycle FMT-90s-500°C est donc plus critique pour le composite qu'une sollicitation isotherme classique que celui-ci soit entaillé ou non.*
- *les passages air-vide conduisent à des ralentissements de la fissure.*
- *les phases de propagation sous vide ne conduisent pas à la même vitesse de propagation si les éprouvettes n'ont pas la même histoire de chargement. Ainsi, un cyclage sous vide intervenant après une phase de propagation sous air favorise le ralentissement de la fissure.*

D'autre part, des observations ont permis de mettre en évidence une consommation du carbone de l'interphase des fibres SM1140+ à l'intérieur du chemin de fissuration. Ce mécanisme a été modélisé en considérant la consommation de l'interphase comme étant la somme d'un terme lié à l'oxydation et d'un autre issu de l'usure mécanique due aux frottements le long de cette interphase.

V MODELISATION GENERALE ET DISCUSSION

Ce chapitre est consacré à la modélisation du comportement du composite SM 1140+/Ti6242. Nous présentons dans un premier temps la modélisation numérique adoptée durant notre travail. Puis nous identifions quelques problèmes liés à l'étude des composites à matrice métallique renforcée par des fibres longues et au changement d'échelle. Enfin, nous nous attacherons à modéliser la durée de vie en fatigue du composite SM1140+/Ti6242, ainsi que son comportement en fissuration.

V. <u>MODELISATION GENERALE ET DISCUSSION</u>	117
V.1 INTRODUCTION	118
V.2 MODÉLISATION NUMÉRIQUE DU COMPORTEMENT DU COMPOSITE SM1140+/Ti6242	119
V.2.1 Introduction	119
V.2.2 La modélisation	119
V.2.3 Lois de comportement	123
V.2.4 Validation de la modélisation numérique – calcul des contraintes résiduelles d'élaboration	126
V.2.5 Simulation du comportement du composite SM1140+/Ti6242 en fatigue mécano-thermique	129
V.2.6 En résumé	142
V.3 DIFFICULTÉS LIÉES À L'ÉTUDE D'UN COMPOSITE À MATRICE MÉTALLIQUE RENFORCÉE PAR DES FIBRES LONGUES	143
V.3.1 Introduction	143
V.3.2 Changements d'échelle	143
V.3.3 Problèmes liés au mode de contrôle des essais de fatigue	145
V.3.4 En résumé	156
V.4 PRÉVISION DE LA DURÉE DE VIE EN FATIGUE DU COMPOSITE SM1140+/Ti6242	157
V.4.1 Calcul du niveau de chargement dans les constituants	157
V.4.2 Durée de vie en fatigue du composite SM1140+/Ti6242	164
V.4.3 En résumé	180
V.5 PREVISION DES VITESSES DE FISSURATION EN FATIGUE DU COMPOSITE SM1140+/Ti6242	181
V.5.1 Comportement en fissuration du Ti6242	181
V.5.2 Modélisation du comportement en fissuration de l'alliage de titane Ti6242	195
V.5.3 Modélisation du comportement en fissuration du composite SM1140+/Ti6242	206
V.5.4 En résumé	211
V.6 RESUME GENERAL	212

V.1 INTRODUCTION

Cet ultime chapitre est donc consacré à la modélisation du comportement du composite SM1140+/Ti6242. La démarche suivie ici est de mettre en place des outils simples et robustes d'aide à l'analyse et éventuellement au dimensionnement. Les modélisations seront ainsi facilement transférables à l'industrie et donc applicables à l'ANAM. Le but recherché est de modéliser les différents essais réalisés sur le composite de façon simple sans développer de loi complexe.

Nous présentons donc successivement dans ce chapitre :

- la **modélisation numérique adoptée pour calculer les grandeurs mécaniques au sein du composite**. Des résultats de simulation d'essais de fatigue seront également présentés dans cette première partie.
- les **difficultés rencontrées au cours de cette même modélisation**. Nous détaillerons en particulier une estimation de l'erreur effectuée avec la cellule retenue pour nos calculs.
- différentes manières simples de **calculer la durée de vie en fatigue du composite SM1140+/Ti6242**. Ces modèles sont tous fondés sur un calcul préalable des grandeurs mécaniques au sein du composite.
- un modèle permettant de calculer **les vitesses de fissuration stabilisées mesurées expérimentalement dans le composite**. Pour cela, des essais de fissuration ont été réalisés sur la matrice seule.

V.2 MODELISATION NUMERIQUE DU COMPORTEMENT DU COMPOSITE SM1140+/TI6242

V.2.1 Introduction

Dans les matériaux composites, l'analyse des champs de contraintes et déformations est plus difficile que dans les matériaux monolithiques. Ceci s'explique par la nature hétérogène du composite et l'anisotropie induite par l'alignement des fibres. Il est donc nécessaire, afin d'analyser les essais réalisés, de modéliser le comportement du composite. Des auteurs ont déjà établi des modèles complexes de comportement du composite SM1140+/Ti6242 intégrant parfois l'endommagement [Pottier 98]. Notre but est ici uniquement de disposer d'un outil souple d'interprétation et d'aide à la décision.

V.2.2 La modélisation

La modélisation numérique du comportement du composite SM1140+/Ti6242 a été effectuée sur le code de calculs éléments finis Zébulon développé au Centre des Matériaux de l'Ecole des Mines de Paris.

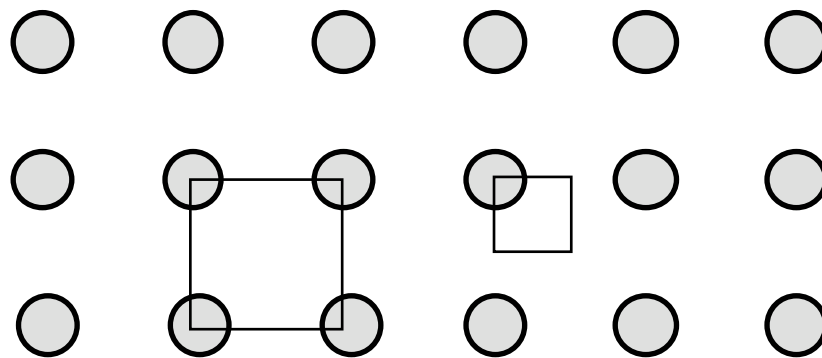


Figure V-1 Répartition carrée des fibres au sein d'un composite

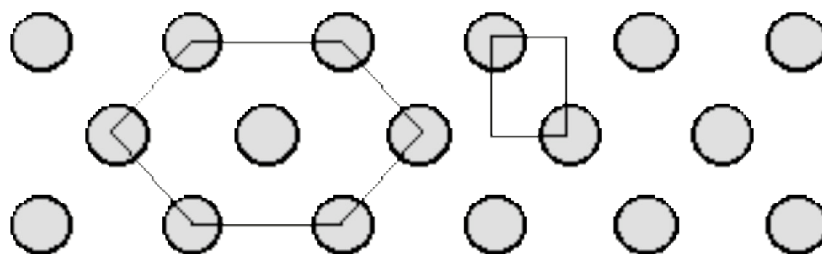


Figure V-2 Répartition hexagonale des fibres au sein d'un composite

V.2.2.1 Choix de la géométrie

La répartition des renforts au sein d'un composite unidirectionnel à fibres longues dépend de la qualité des opérations de mise en forme et du choix de l'industriel. Elle peut être carrée, figure V-1, ou hexagonale, figure V-2. Comme le montre la figure V-3, la répartition des fibres au sein du composite SM1140+/Ti6242 étudié est de type hexagonal.

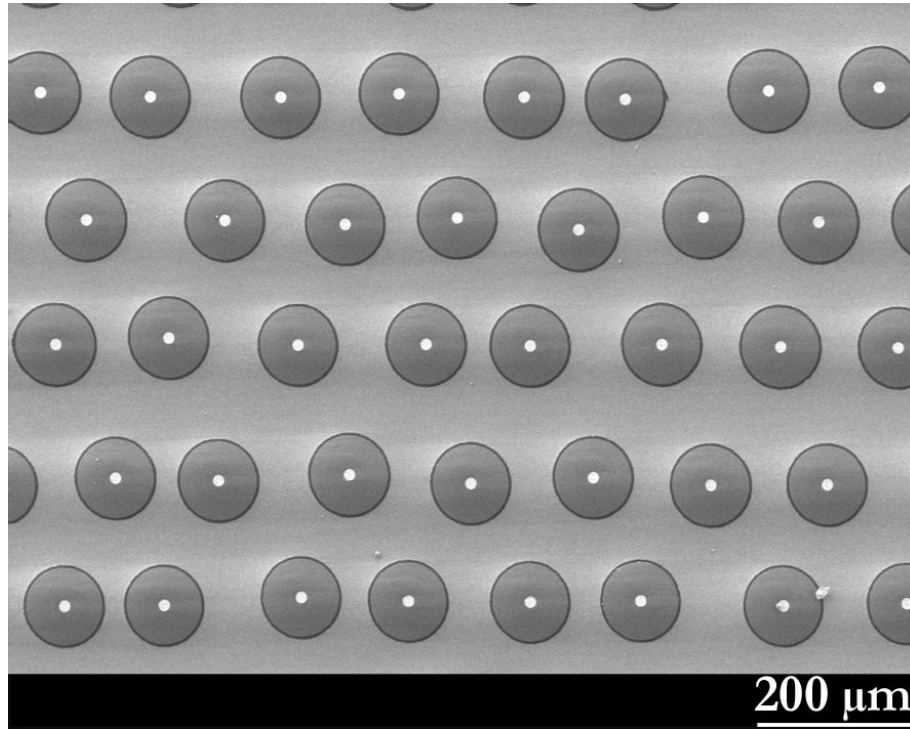


Figure V-3 : Microstructure du composite SM1140+/Ti6242

Les dimensions d'un motif hexagonal parfait, figure V-4, sont directement liées à la fraction volumique de fibres, V_f , présente dans le composite, et sont données par :

$$a = \frac{1}{3} r_f \sqrt{\frac{2\sqrt{3}p}{V_f}} \quad (V-1)$$

avec r_f rayon de la fibre

$$h = r_f \sqrt{\frac{\sqrt{3}p}{6V_f}} \quad (V-2)$$

Lorsque le motif de répartition des renforts est hexagonal, une analyse fine du comportement du composite nécessite un calcul tridimensionnel du problème. Toutefois, dans le cas précis des composites à fibres longues, **un recours à un calcul 2,5D en déformations planes généralisées est possible**. Ce type de formulation correspond tout à fait aux hypothèses de base effectuées dans ce genre de calcul, à savoir une déformation ϵ_{zz} homogène et égale dans tous les constituants du composite (avec z direction principale des renforts). Ces calculs permettent de conserver un maillage 2D tout en effectuant un calcul qui s'apparente à un calcul 3D.

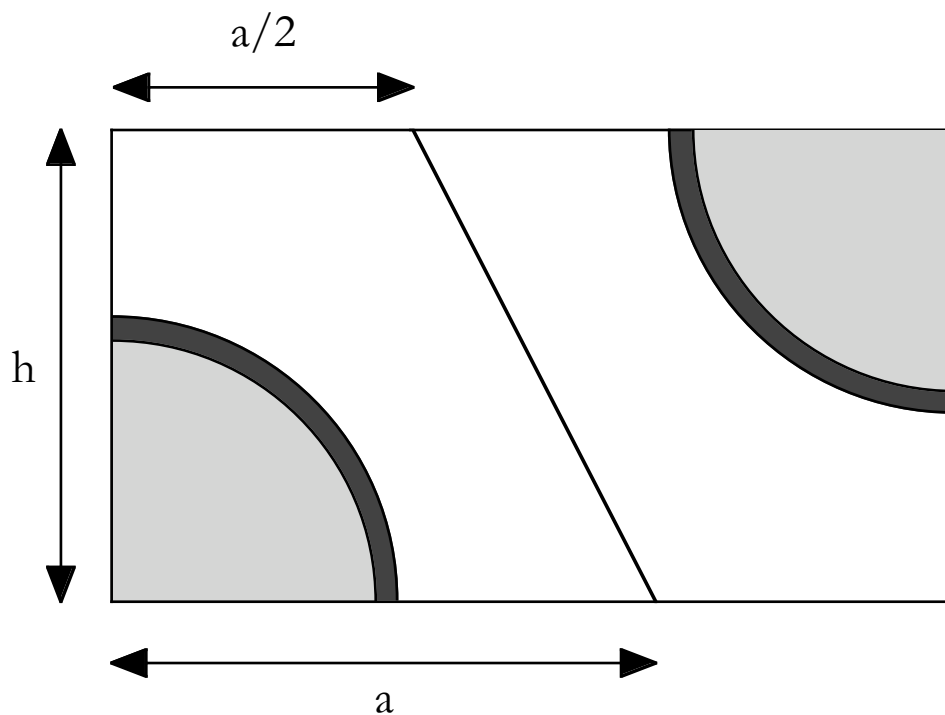


Figure V-4 □ Cellule hexagonale parfaite

V.2.2.2 Conditions aux limites

Les conditions aux limites du problème, synthétisées figure V-5, permettent d'établir des conditions de périodicité aux bords du maillage. Elles se résument à □

- $U_2 = 0$ pour $x_1 = 0$ (condition de symétrie)
- $U_1 = 0$ pour $x_2 = 0$ (condition de symétrie)
- $U_1 = \text{constante}$ pour $x_1 = 1,5a$
- $U_2 = \text{constante}$ pour $x_2 = h$

Dans le calcul présenté, les interfaces sont toutes supposées parfaites □ elles assurent la continuité des efforts et des déplacements.

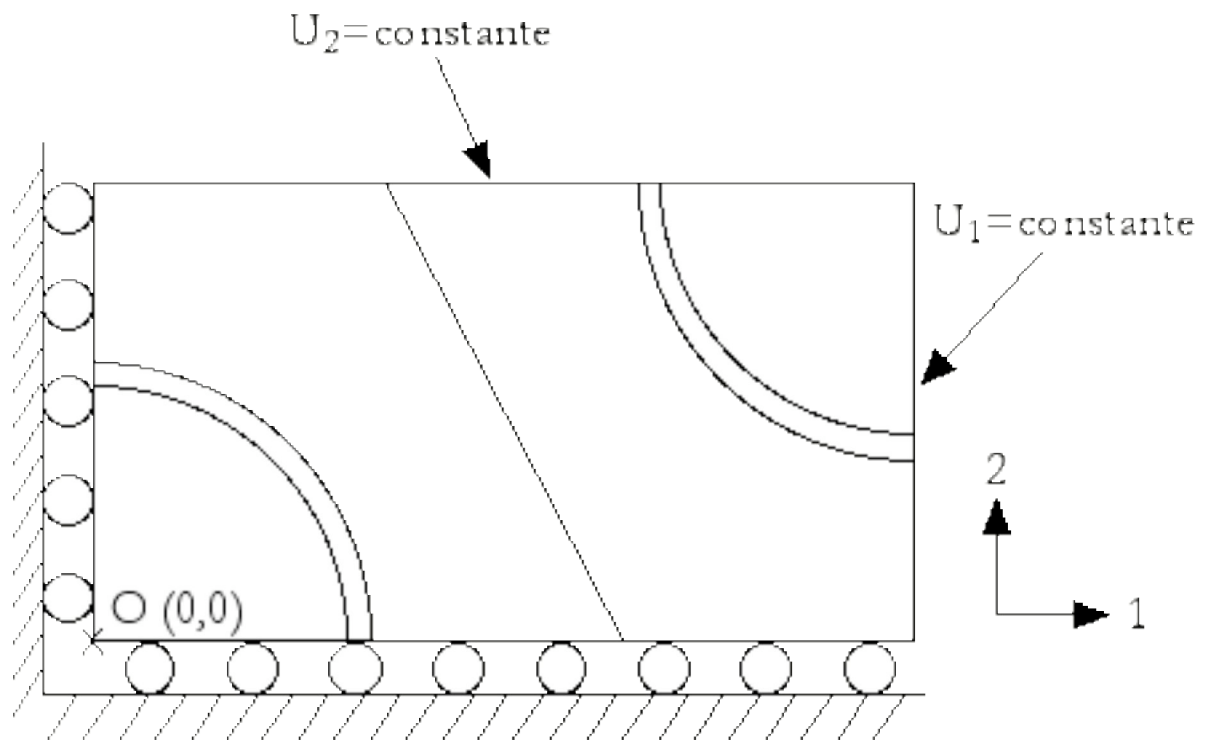
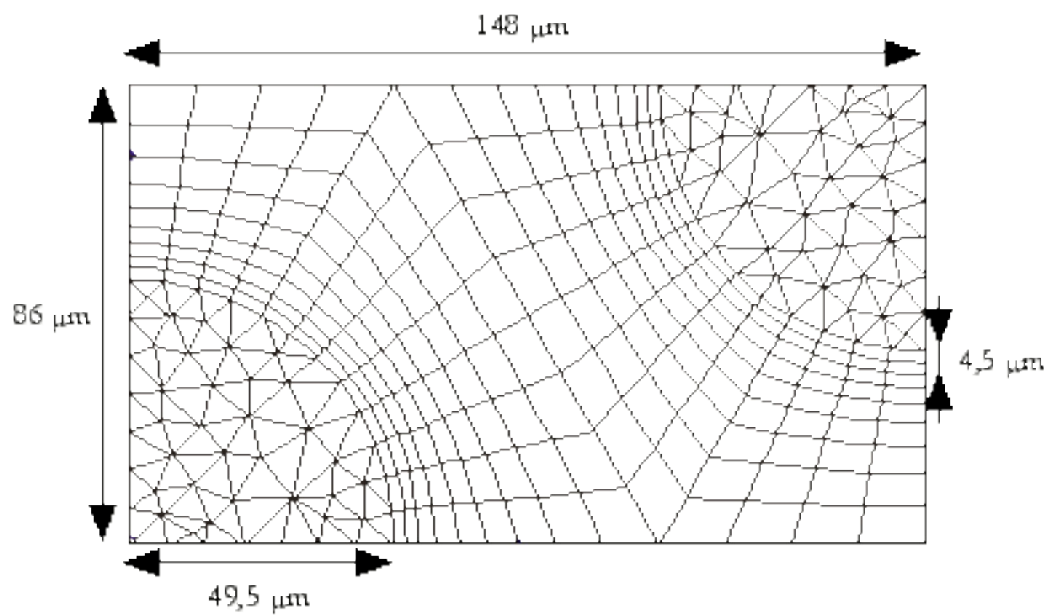


Figure V-5 Conditions aux limites du problème

Figure V-6 Dimensions du maillage utilisé pour $V_f=36\%$

V.2.2.3 Le maillage

Une mesure effectuée par analyse d'images sur l'ensemble d'une section a montré que la fraction volumique au sein de la partie composite de l'éprouvette est égale à 36%. Cette fraction volumique «*locale*» ne tient pas compte des surépaisseurs de titane de part et d'autre du composite. La modélisation numérique utilise cette fraction volumique locale de renforts. En effet, la cellule et ses conditions de périodicité rendent compte du comportement d'un élément de volume de composite situé au coeur de l'éprouvette. **La fraction volumique représentée est donc bien la fraction locale et non la fraction volumique «*globale*» de fibres calculée sur l'ensemble de la section de l'éprouvette.**

Le maillage final est représenté figure V-6. Les dimensions sont indiquées pour une fraction volumique de fibres de 36%. Les éléments du maillage sont détaillés dans le tableau V-1.

Tableau V-1 : Caractéristiques des éléments du maillage

Constituant	Type d'éléments	Interpolation	Intégration	Nombre d'éléments
fibre	triangulaire	quadratique	normale	168
interface	quadrangulaire	quadratique	normale	48
matrice	quadrangulaire	quadratique	normale	168

V.2.3 Lois de comportement

Tableau V-2 : Propriétés thermo-élastiques du carbure de silicium [Molliex 98]

Température (°C)	20	100	200	300	400	500
E* (MPa)	451950	448628	444475	440322	436169	432016
α ($10^{-6} \text{ }^{\circ}\text{C}^{-1}$)	3,93	3,98	4,04	4,1	4,15	4,21
Température (°C)	600	700	800	900	950	1000
E* (MPa)	427864	423711	419558	415405	413329	411253
α ($10^{-6} \text{ }^{\circ}\text{C}^{-1}$)	4,27	4,33	4,39	4,45	4,47	4,5

* : module recalculé sans la contribution mécanique de l'interphase de carbone

Dans la modélisation effectuée nous considérons que le carbone et le carbure de silicium de la fibre n'ont pas le même comportement. Il nous faut donc définir les lois de chaque constituant.

V.2.3.1 Le carbure de silicium

Le comportement du carbure de silicium de la fibre SMC140+ est supposé thermo-élastique. On fait l'hypothèse ici que le comportement du carbure de silicium est élastique isotrope. Les valeurs des paramètres, indiquées tableau V-2, sont issues de [Molliex 98]. Le coefficient de Poisson du carbure de silicium est pris égal à 0,25 et constant avec la température.

V.2.3.2 L'interphase en carbone

Le comportement de l'interphase en carbone pyrolytique est supposé thermo-élastique isotrope. Une étude bibliographique assez complète a été réalisée par [Baroumes 97] sur les propriétés mécaniques du carbone pyrolytique. Selon les auteurs [Warwick et al. 91] [Bobet 93] [Pindera et al.93], le module d'Young du carbone pyrolytique varie entre 20 et 80 GPa. Des simulations ont montré qu'une valeur de 50 GPa semble donner les meilleurs résultats. La valeur des coefficients élastiques retenus est donnée dans le tableau V-3. Les paramètres sont constants avec la température.

Tableau V-3: Caractéristiques thermo-élastiques du carbone

E (MPa)	ν	α ($10^{-6}^{\circ}\text{C}^{-1}$)
50000	0,2	3

V.2.3.3 La matrice

La matrice, l'alliage Ti6242 possède un comportement visco-plastique. Pour la modélisation de son comportement, nous avons utilisé le loi de comportement thermo-élasto-visco-plastique mise en place par [Kruch 00]. Elle comporte un écrouissage isotrope et deux écrouissages cinématiques. La formulation de la loi est la suivante:

- Fonction seuil

$$f = J_2(\underline{\underline{s}} - \underline{\underline{X}}_1 - \underline{\underline{X}}_2) - R \quad (\text{V-3})$$

avec

$$J_2(\underline{\hat{\underline{s}}}) = \sqrt{\frac{3}{2}} \underline{\hat{\underline{s}}} : \underline{\hat{\underline{s}}} \quad (\text{V-4})$$

et

$$\underline{\hat{\underline{s}}} = \underline{\underline{s}} - \underline{\underline{X}}_1 - \underline{\underline{X}}_2 \quad (\text{V-5})$$

• Lois d'état□

$$\underline{\underline{e}} = \frac{1+n}{E(T)} \underline{\underline{s}} - \frac{1}{E(T)} \text{Tr}(\underline{\underline{s}}) \underline{\underline{d}} + \alpha(T) (T - T_0) \underline{\underline{d}} + \underline{\underline{e}}^{\text{vp}} \quad (\text{V-6})$$

$$R = R_0(T) + Q(T) (1 - e^{-\eta(T)p}) \quad (\text{V-7})$$

$$\underline{\underline{X}} = \frac{3}{2} Q(T) \underline{\underline{a}} \quad (\text{V-8})$$

• Lois d'évolution□

$$\dot{\underline{\underline{e}}} = \frac{3}{2} \left\langle \frac{f}{K(T)} \right\rangle^{\eta(T)} \frac{\underline{\underline{s}} - \underline{\underline{X}}_1 - \underline{\underline{X}}_2}{J_2(\underline{\underline{s}} - \underline{\underline{X}}_1 - \underline{\underline{X}}_2)} \quad (\text{V-9})$$

$$\dot{p} = \sqrt{\frac{3}{2}} \dot{\underline{\underline{e}}} : \dot{\underline{\underline{e}}} \quad (\text{V-10})$$

$$\dot{\underline{\underline{X}}} = D(T) \frac{\bar{E}_{2Q}(T)}{\bar{E}_{3D}(T)} \dot{\underline{\underline{e}}} - \dot{p} \underline{\underline{X}}_{-}^{\hat{\sim}} \quad (\text{V-11})$$

L'annexe C présente des essais de comportement réalisés sur l'alliage Ti6242. Ils visent à caractériser le comportement de l'alliage dans des conditions réalistes de chargement rencontrées au sein du composite. Ces essais nous ont permis de choisir les coefficients adéquates pour décrire le comportement du composite. Les coefficients retenus sont ceux identifiés par [Kruch 00]. Les paramètres de cette loi sont donc□

- $E(T)$, le module d'Young, $\alpha(T)$, le coefficient de dilatation, pour la thermo-élasticité

- $R_0(T)$, la limite élastique initiale, $R_0(T)+Q(T)$, le seuil de saturation de l'écrouissage, $b(T)$ la vitesse de saturation de l'écrouissage, pour l'écrouissage isotrope non linéaire
- $D_1(T)$, $D_2(T)$, les vitesses auxquelles le seuil de l'écrouissage est atteint, $C_1(T)/D_1(T)$, $C_2(T)/D_2(T)$ les seuils de l'écrouissage, pour les deux écrouissages cinématiques non-linéaires
- $K(T)$ et $n(T)$ les coefficients de viscosité

V.2.4 Validation de la modélisation numérique : calcul des contraintes résiduelles d'élaboration

Le composite SM140+/Ti6242 est élaboré par la voie fibre/feuillard, il est donc issu d'une compaction à chaud sous vide. Les deux constituants, la fibre et la matrice, possédant des coefficients de dilatation très différents, des contraintes d'origine thermique sont générées lors du refroidissement. Une mesure de ces contraintes résiduelles a été effectuée (§ I.I.3) par une technique de dissolution totale de la matrice sur une éprouvette de fatigue. La contrainte résiduelle principale mesurée dans les fibres est de -990 MPa. On se propose de calculer ces contraintes résiduelles d'élaboration grâce à la simulation numérique mise en place.

Le cycle thermique employé pour ce calcul est présenté figure V-7. Il consiste en une rampe en température depuis 950°C jusqu'à 20°C effectuée à une vitesse de refroidissement constante. Ce cycle s'efforce de caractériser au mieux le véritable cycle d'élaboration. Aucune pression n'est imposée durant le refroidissement. Des calculs que nous avons réalisés ont en effet montré que celle-ci n'a pas d'influence sur les valeurs finales de contraintes résiduelles obtenues.

Le calcul simple présenté ici possède le grand avantage de pouvoir être réalisé avant un chargement mécanique. Il est ainsi possible de calculer les contraintes résiduelles présentes au sein du composite avant chaque simulation mécanique [Rangaswamy et al. 97].

La figure V-8 présente l'évolution de la contrainte principale calculée dans les différents constituants de la fibre après élaboration. Pour réaliser ces calculs différents maillages ont été utilisés correspondant chacun à une fraction volumique de fibres. Comme prévu, le carbure de silicium et l'interphase en carbone sont en compression axiale au sein du composite. La figure V-8 indique la valeur de la contrainte résiduelle dans la fibre calculée par une simple loi des mélanges à partir des contraintes résiduelles calculées dans chacun des deux constituants (carbone et carbure de silicium) :

$$\langle s_{zz}^{rés} \rangle_{\text{fibre}} = s_{zz,C}^{rés} V_C + s_{zz,\text{SiC}}^{rés} (1 - V_C) \quad (\text{V-12})$$

La valeur obtenue pour une fraction volumique de 36 % est égale à -925 MPa. Cette valeur est assez proche de celle mesurée expérimentalement sur le SM1140+/Ti6242 -990 MPa. Le tableau V-5 récapitule les différentes valeurs de contraintes résiduelles d'origine thermique obtenues par le calcul sur le composite SM1140+/Ti6242. Les valeurs que nous avons obtenues par le calcul sont en bon accord avec celles calculées auparavant. La valeur de s_{zz} dans la matrice est une valeur moyenne calculée par la relation

$$\langle s_{zz}^{\text{rés}} \rangle_{\text{mat}} = \frac{1}{V_{\text{mat}}} \int_{\text{matrice}} s_{zz}^{\text{rés}} dV \quad (\text{V-13})$$

Tableau V-5 : Valeurs des contraintes résiduelles d'origine thermique pour le composite SM1140+/Ti6242 évaluées par calculs par différents auteurs

Référence	V_f	s_{zz} dans la fibre (MPa)	s_{zz} dans la matrice (MPa)	s_{rr} à l'interface (MPa)
Legrand 97	0,33	-1420	700	-500
Baroumes 98	0,35	-810	450	-270
Malon 98	0,35	-950	-	-
Hertz-Clémens	0,36	-925	520	-

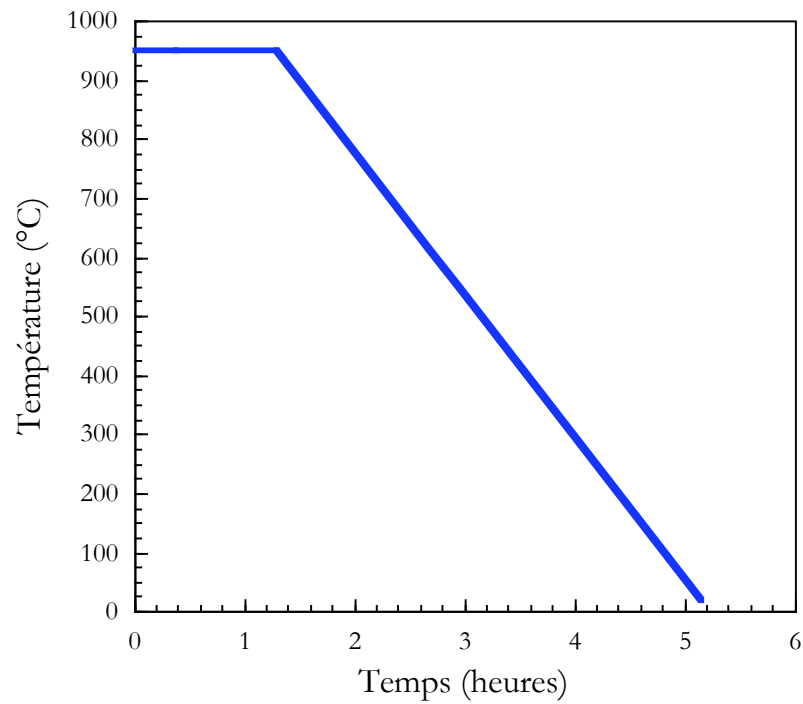


Figure V-7 Cycle thermique utilisé pour la simulation de la fabrication du composite SM1140+/Ti6242

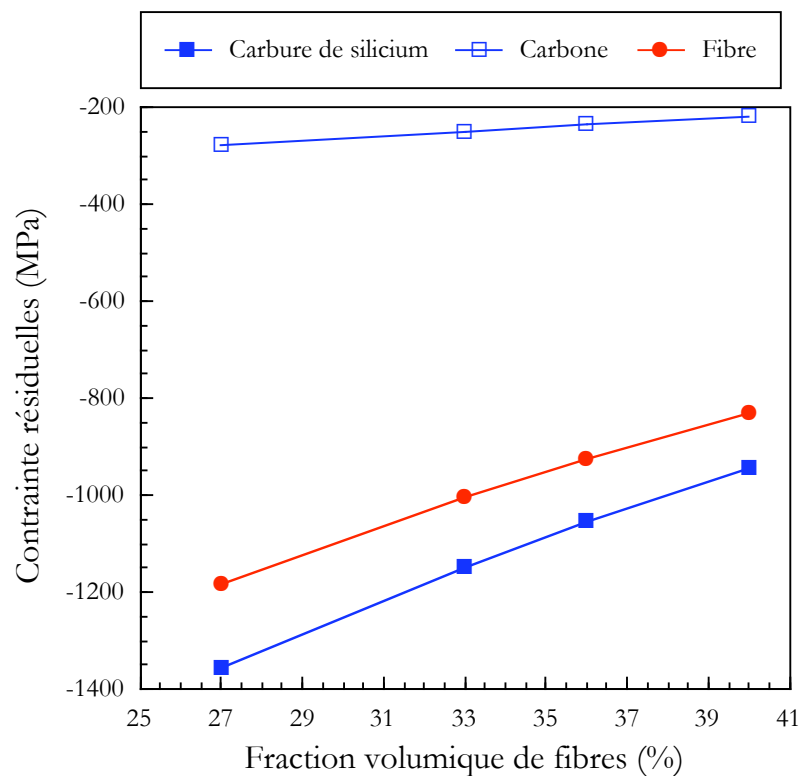


Figure V-8 Evolution des contraintes résiduelles calculées dans la fibre avec la fraction volumique de fibres du maillage

V.2.5 Simulation du comportement du composite SM1140+/Ti6242 en fatigue mécano-thermique

L'essai de fatigue mécano-thermique est délicat à modéliser. En effet, il associe une sollicitation mécanique complexe à un cycle thermique couvrant une plage importante de températures. Ce chapitre présente les simulations numériques effectuées visant à interpréter le comportement du composite SM1140+/Ti6242 en fatigue mécano-thermique.

V.2.5.1 Détails de la simulation anisotherme

La simulation des essais de fatigue mécano-thermique s'efforce de reproduire au mieux les phénomènes rencontrés lors des essais de laboratoire. Le chargement imposé au cours de la simulation se doit d'être identique au chargement expérimental et se décompose en trois étapes :

- un chauffage à vitesse constante est imposé à la cellule jusqu'à la température minimale du cycle $\approx 100^{\circ}\text{C}$
- puis dix cycles de stabilisation thermique sont ensuite simulés. Ces cycles, pendant lesquels le chargement thermique est imposé à l'éprouvette à contrainte macroscopique nulle, permettent d'acquérir la déformation thermique du composite.
- les cycles de fatigue mécano-thermique sont finalement imposés

Les contraintes résiduelles d'élaboration présentes dans le matériau contribuent fortement à modifier le comportement du composite. Il est fondamental de prendre en compte ces contraintes résiduelles dans la simulation. Un refroidissement depuis 950°C jusqu'à 20°C est donc imposé à vitesse de refroidissement constante à l'ensemble de la cellule avant le début de la séquence de chargement de fatigue mécano-thermique pour prendre en compte les contraintes résiduelles. **Les différentes séquences (élaboration, cyclage thermique et cyclage thermo-mécanique) sont enchaînées au sein d'une unique simulation. On rappelle que la contrainte imposée est appliquée à la cellule perpendiculairement au plan du maillage, c'est-à-dire dans le sens des renforts.** La figure V-9 présente l'ensemble des séquences imposées au cours de la simulation d'un essai de fatigue mécano-thermique.

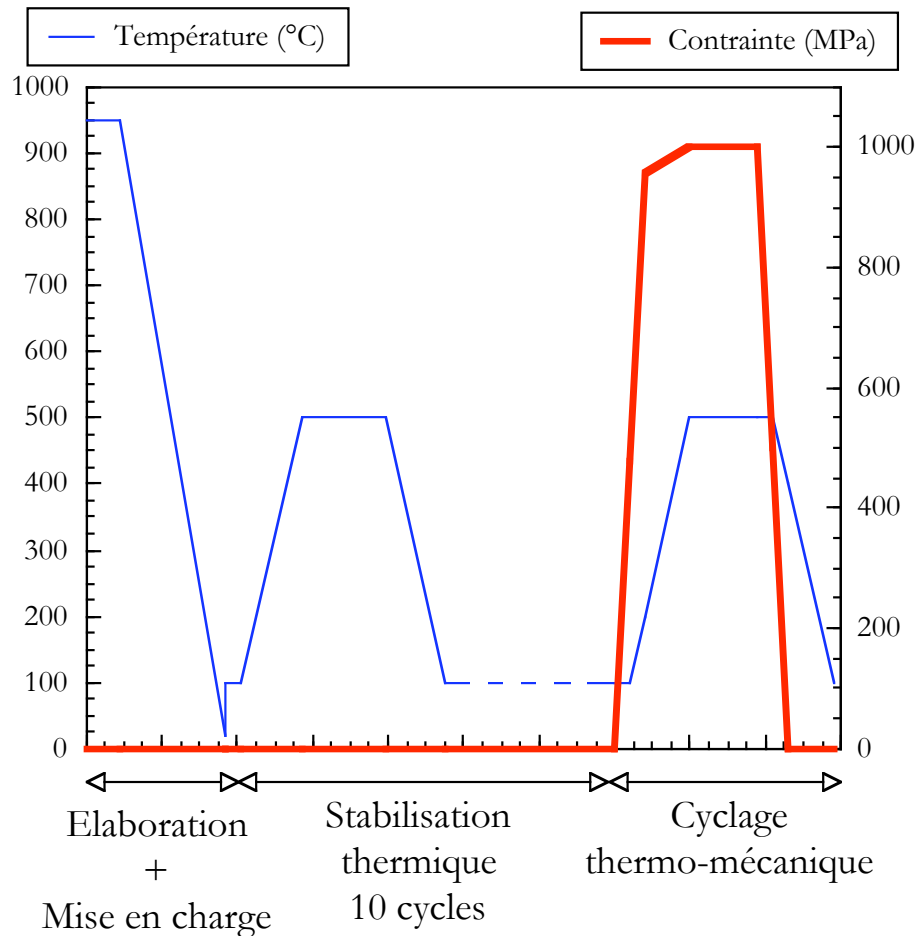


Figure V-9 Programmation des simulations des essais de fatigue mécano-thermique

V.2.5.2 Réponse globale du composite

La figure V-10 présente les boucles contrainte-déformation mécanique obtenues expérimentalement et par le calcul pour une sollicitation de fatigue mécano-thermique à deux niveaux de contrainte maximale appliquée : 1000 et 1150 MPa. La déformation mécanique, ϵ_m calculée numériquement, grâce à la relation II-1 (cf. §II.1.3), est égale à la déformation totale, ϵ_t , à laquelle on retranche la déformation calculée au cours du dernier cycle de stabilisation thermique, ϵ_{th} . La réponse simulée du composite à la sollicitation de fatigue mécano-thermique est très différente de la réponse expérimentale. Cette différence de comportement est essentiellement due à une différence de comportement élastique. Le début du chargement de fatigue mécano-thermique s'effectue à température constante : 100°C. La première partie de la boucle contrainte-déformation mécanique obtenue en fatigue mécano-thermique permet donc d'avoir une mesure directe du module d'Young. Le module d'Young des simulations correspond à celui d'un composite comprenant une fraction volumique de fibres de 36%. Cette fraction volumique est celle du composite étudié sans prise en compte des surépaisseurs de titane. Le module d'Young expérimental caractérise nos éprouvettes qui contiennent environ 27% de renforts en volume. La

différence observée sur la boucle de comportement est donc bien liée à un effet de module d'Young.

La figure V-11 présente les boucles contrainte-déformation inélastique expérimentales et simulées pour une sollicitation de fatigue mécano-thermique. Les niveaux de déformation inélastique calculés sont assez proches de ceux obtenus expérimentalement. Les différences constatées sur la figure V-10 s'expliquent donc bien par un comportement élastique différent. Le niveau de déformation inélastique lié à la visco-plasticité de la matrice est lui bien reproduit.

L'allure des boucles contrainte-déformation inélastique est toutefois différente. La déformation inélastique simulée augmente de façon progressive au sein du composite, alors qu'au cours des essais, elle augmente très rapidement à partir d'une contrainte seuil. Cette différence de comportement inélastique est peut-être liée à la mesure de la déformation au cours de l'essai. Celle-ci s'effectue à l'aide d'un extensomètre disposé le long d'un chant court de l'éprouvette. L'extensomètre est donc en contact avec l'éprouvette le long des fibres débouchantes. La mesure réalisée caractérise ainsi le comportement du composite se trouvant en bord d'éprouvette. Celui-ci est peut être légèrement différent du comportement à coeur d'éprouvette que nous nous efforçons de caractériser.

L'évolution de la déformation inélastique simulée est représentée figure V-12 pour deux fractions volumiques de renforts $\square$ 27 et 36%. La valeur de 27% représente la fraction volumique de renforts des éprouvettes testes et 36% la valeur de la fraction volumique de la partie composite sans les surépaisseurs de titane. Deux maillages ont été utilisés pour réaliser ses calculs. Les niveaux de déformation inélastique atteints en utilisant la fraction volumique globale du composite, 27% sont plus importants que ceux obtenus avec la fraction volumique locale, 36%. La cellule comportant 27% de renforts se déforme davantage sous l'effet d'un même niveau de sollicitation, la rigidité de la cellule étant déterminée principalement par la fraction volumique de fibres. La déformation visco-plastique dans la matrice augmente alors de façon importante, ainsi que la déformation inélastique du composite.

Ces premiers résultats nous conduisent à penser qu'il est **donc impossible de prétendre simuler avec un seul maillage la réponse élastique du composite d'une part, qui dépend principalement de la fraction volumique globale de fibres (calculée sur l'ensemble de la cellule), et les contraintes résiduelles d'élaboration ou le niveau de plasticité de la matrice d'autre part, qui sont fonction de la fraction volumique locale de fibres (calculée sur la partie composite de l'éprouvette, sans tenir compte des surépaisseurs de titane ou d'un conteneur éventuel). La fraction volumique adéquate pour rendre compte des contraintes résiduelles et des phénomènes visco-plastiques est donc bien la fraction volumique locale $\square$ 36%.**

V.2.5.3 Evolution des contraintes résiduelles au cours du chargement

Les contraintes résiduelles que l'on étudie sont, sauf mention contraire, les contraintes principales, S_{zz} (avec z direction des renforts). La figure V-13 présente

l'évolution des contraintes résiduelles d'élaboration calculées dans la fibre et la matrice au cours du chargement. Les contraintes représentent les valeurs moyennes calculées sur les deux constituants. La contrainte moyenne dans la matrice est calculée à l'aide de la relation (V-13).

La contrainte moyenne dans la fibre est calculée à partir de la contrainte dans le carbure de silicium et dans le carbone grâce à la relation (V-12).

La contrainte résiduelle est calculée dans les constituants du composite en fin de cycle de fatigue mécano-thermique, c'est-à-dire à 100°C et à charge appliquée nulle. **L'évolution des contraintes résiduelles est donc celle des contraintes internes à contrainte macroscopique imposée nulle.** Les valeurs indiquées sur la figure V-13 correspondent aux contraintes calculées après

- 1 le refroidissement depuis 950°C jusqu'à 20°C. Cette valeur est donc celle des contraintes résiduelles d'élaboration initiales.
- 2 le chauffage depuis 20°C jusqu'à 100°C
- 3 dix cycles de stabilisation thermique à contrainte imposée nulle
- 4 un cycle de fatigue mécano-thermique
- 5 dix cycles de fatigue mécano-thermique
- 6 cinq cents cycles de fatigue

L'évolution des contraintes résiduelles avec le chargement indique qu'après 500 cycles de fatigue mécano-thermique la fibre est toujours en compression et donc la matrice en traction. Les contraintes résiduelles ne s'annulent pas trop rapidement au sein du composite. C'est un point important pour l'application de l'ANAM. En effet, maintenir les fibres en compression les éloigne de leur contrainte à rupture.

Le premier cycle de fatigue mécano-thermique, passage du point 3 au point 4, apparaît comme étant l'étape la plus préjudiciable pour les contraintes résiduelles. La réduction qui se produit durant ce cycle est presque identique à celle qui intervient durant les 499 cycles suivants. Le saut des contraintes résiduelles au premier cycle est donc capital pour la suite de leur évolution au cours du chargement. Les cycles de stabilisation thermique, passage de 2 à 3, n'apportent aucun changement dans les valeurs des contraintes résiduelles le cyclage thermique est donc élastique.

Les figures V-14 et V-15 présentent l'évolution de la contrainte résiduelle radiale le long des interfaces SiC/C et C/Ti au cours du chargement. Les contraintes résiduelles radiales sont très semblables pour les deux interfaces. Celles-ci sont toujours en compression après 500 cycles de fatigue mécano-thermique. Les caractéristiques déjà observées sur la figure V-13 sont mises en évidence une importante augmentation au premier cycle et une augmentation progressive ensuite. La valeur de la contrainte résiduelle radiale devient constante le long des interfaces quand on augmente le nombre de cycles.

V.2.5.4 Chargement imposé aux fibres

La figure V-16 présente l'évolution de la contrainte moyenne dans les fibres au cours du temps pour différents cycles simulés de fatigue mécano-thermique. Cette contrainte moyenne est calculée à partir des contraintes dans le carbure de silicium et le carbone grâce à la relation (V-2). La variation de cette contrainte est similaire à celle de la contrainte macroscopique appliquée. **La fibre est donc sollicitée au cours d'un cycle de fatigue mécano-thermique à contrainte imposée.** Les niveaux de contrainte dans la fibre augmentent avec le nombre de cycles. Cette augmentation n'est pas linéaire. L'augmentation est importante au premier cycle, et beaucoup plus faible aux cycles suivants. Cette augmentation du niveau moyen de la contrainte imposée aux fibres caractérise un report de charge progressif depuis la matrice vers les fibres.

V.2.5.5 Chargement imposé à la matrice

L'évolution de la contrainte moyenne dans la matrice en fonction du temps au cours du chargement de fatigue mécano-thermique est présentée figure V-17. Cette contrainte moyenne est calculée grâce à la relation (V-13). Le chargement moyen de la matrice est très différent du chargement imposé au composite. La contrainte maximale est atteinte dans la matrice après 40s, c'est-à-dire lorsque 95,5% de la contrainte maximale est appliquée au composite. La contrainte moyenne dans la matrice chute à partir de ce moment bien que la contrainte macroscopique appliquée au composite continue à augmenter. Or à 40s, la température n'est que de 200°C, la cellule est toujours dans le domaine des basses températures. La température augmente ensuite jusqu'à 500°C alors que la contrainte ne varie presque plus. C'est donc l'augmentation de la température qui va conduire à cette baisse de contrainte moyenne dans la matrice. **Le chargement moyen de la matrice est donc piloté par la contrainte appliquée au composite mais aussi par le chargement thermique.**

La figure V-18 présente l'évolution de la contrainte moyenne dans la matrice en fonction de la température au cours des cycles. **Le niveau de chargement de la matrice diminue en fonction du nombre de cycles** on observe une **relaxation de la contrainte moyenne dans la matrice**. Ce phénomène de relaxation explique donc bien l'augmentation progressive du niveau de contrainte dans la fibre constatée figure V-16. Le report de la charge supportée par la matrice vers les fibres s'explique par la relaxation de la contrainte moyenne dans la matrice.

La figure V-19 présente l'évolution de la déformation visco-plastique cumulée moyenne calculée dans la matrice au cours du chargement de fatigue mécano-thermique. La déformation visco-plastique cumulée est définie par

$$p_v = \int \sqrt{\frac{3}{2} \dot{\epsilon}_{vi} : \dot{\epsilon}_{vi}} dt \quad (V-14)$$

On considèrera dans la suite que la déformation visco-plastique cumulée moyenne est égale à

$$\langle p_v \rangle = \frac{1}{V_{\text{mat}}}_{\text{matrice}} \int \dot{p}_v dV \quad (\text{V-15})$$

La déformation visco-plastique cumulée moyenne augmente de façon importante au premier cycle entre 20 et 40°C. Durant le reste du premier cycle, elle n'augmente que légèrement. Entre 20 et 40°C, la contrainte appliquée au composite augmente de 47,7 à 95,5% de la contrainte maximale appliquée pendant que la température n'augmente que de 100°C. Cette augmentation du chargement à basses températures (<200°C) est responsable de l'augmentation du niveau de plasticité dans la matrice et donc de la déformation visco-plastique cumulée moyenne au premier cycle. Il est donc fondamental de prédire convenablement le comportement à basses températures de l'alliage Ti-6242 pour bien maîtriser le comportement global du composite. La déformation visco-plastique cumulée moyenne augmente ensuite au cours du chargement mais de façon moins rapide qu'au premier cycle. Les évolutions aux cycles 10, 100 et 500 indiquent un cyclage quasiment élastique du composite.

V.2.5.6 Seuil de plasticité de la matrice

L'évolution du seuil de plasticité d'un matériau monolithique avec la température se calcule facilement. Il suffit pour cela de tenir compte de la variation des propriétés du matériau avec la température. L'évolution de ce même seuil de plasticité avec la température pour la matrice d'un composite n'est pas triviale. En effet, avec l'évolution de la température, il s'exerce dans le composite une compétition entre la chute des propriétés mécaniques de la matrice et la baisse du niveau des contraintes résiduelles d'élaboration dans les constituants. Le seuil de plasticité est défini comme étant la contrainte conduisant à une déformation inélastique de 0,2%.

Des simulations d'essais de traction sur le composite ont été réalisées à température constante entre 20 et 500°C. Pour chaque simulation, les contraintes résiduelles sont prises en compte. Les simulations s'effectuent à contrainte imposée à une vitesse de 50 MPa.s⁻¹, cette vitesse de sollicitation étant identique à celle de la première mise en charge lors de l'essai de fatigue mécano-thermique FMT-90-500°C. La déformation visco-plastique moyenne est ensuite calculée sur l'ensemble de la matrice

$$e_{vp_{zz}}^{\text{moy}} = \langle e_{vp_{zz}} \rangle_{\text{matrice}} = \frac{1}{V_{\text{mat}}}_{\text{matrice}} \int \dot{e}_{vp_{zz}} dV \quad (\text{V-16})$$

La contrainte macroscopique seuil, appliquée au composite, nécessaire à l'augmentation de cette déformation moyenne de 0,2% est relevée. La contrainte seuil correspond au comportement moyen de la matrice sur le composite.

La figure V-20 présente l'évolution de cette contrainte seuil avec la température. Cette figure caractérise donc l'évolution du seuil de plasticité de la matrice au sein du composite. Le seuil de visco-plasticité varie de façon non monotone avec la température. Il connaît un minimum vers 200°C et un maximum à 500°C. **Le domaine élastique de la matrice dans le composite est donc plus petit à 200°C qu'à 20°C, ou 500°C.**

Cette figure nous indique qu'un chargement imposé dans le domaine des basses températures est plus critique pour la matrice qu'un chargement appliqué à hautes températures. Or l'essai de fatigue mécano-thermique comporte une phase de chargement importante à basse température – on atteint 95,5% de la contrainte maximale à 200°C au bout de 40s. Les effets de plasticité sont donc sûrement exacerbés dans une sollicitation de fatigue mécano-thermique par rapport à un cycle de fatigue isotherme présentant une mise en charge à chaud.

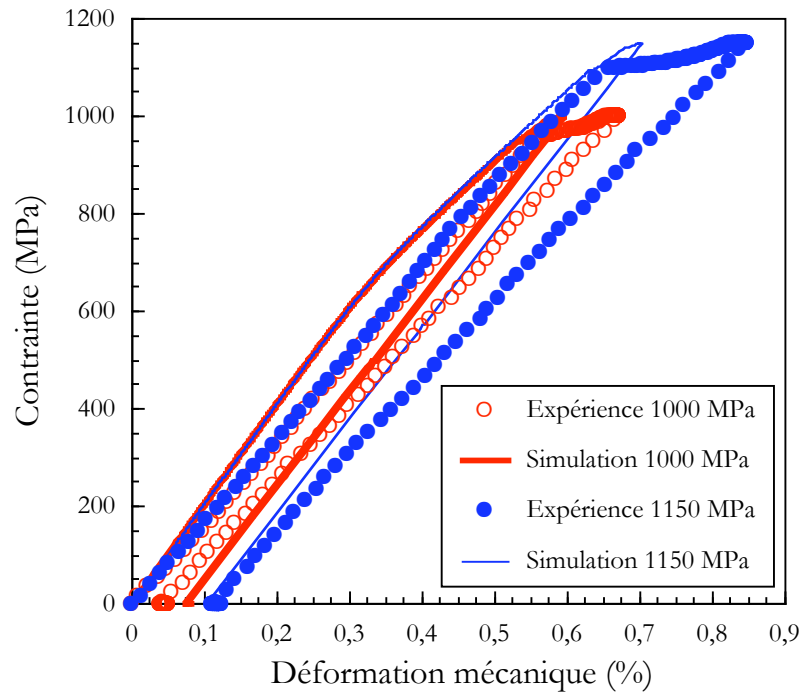


Figure V-10 □ Comparaison des boucles de fatigue mécano-thermique contrainte-déformation mécanique simulées et expérimentales

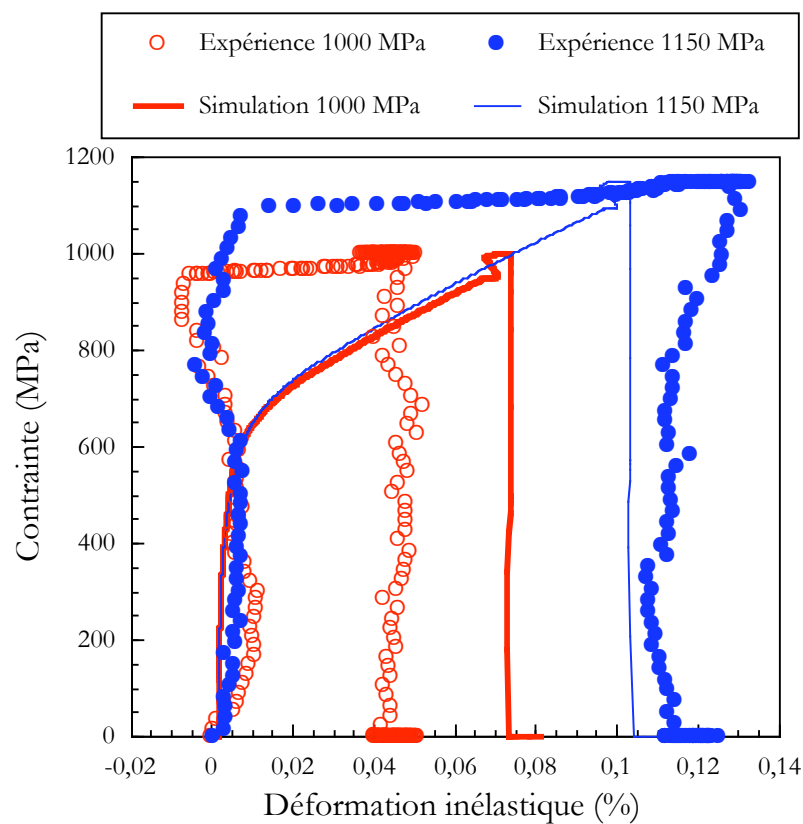


Figure V-11 □ Comparaison des boucles de fatigue mécano-thermique contrainte-déformation inélastique simulées et expérimentales

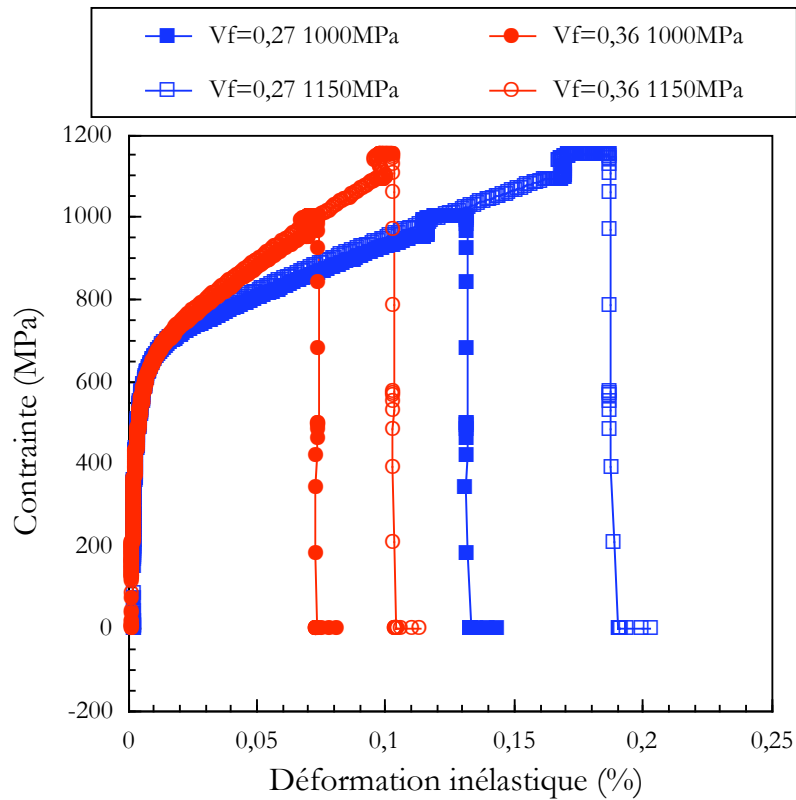


Figure V-12 □ Boucles de fatigue mécano-thermique contrainte-déformation inélastique simulées pour deux fractions volumiques différentes □ 27 et 36 □

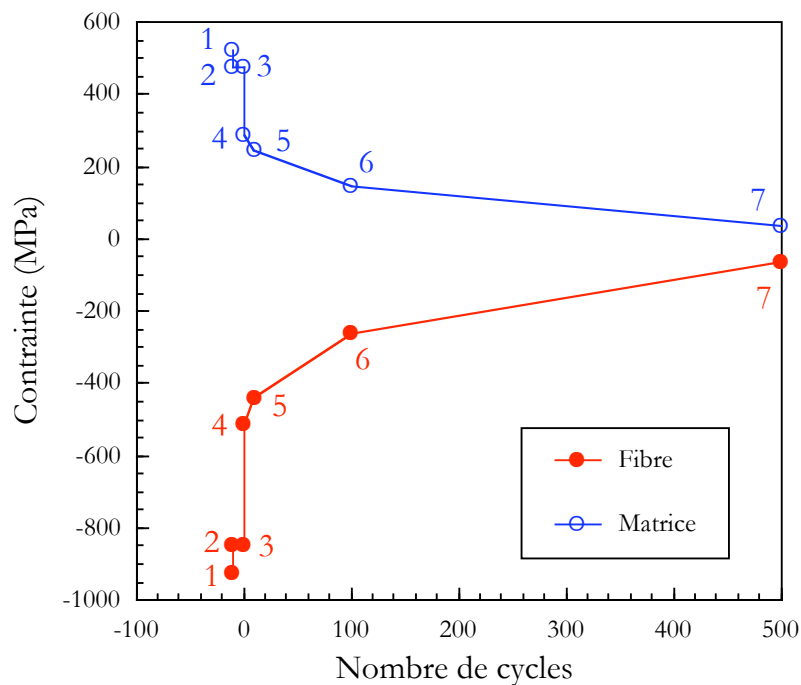


Figure V-13 □ Evolution des contraintes résiduelles moyennes dans la fibre et dans la matrice au cours d'un chargement de fatigue mécano-thermique à $S_{max} = 1000$ MPa

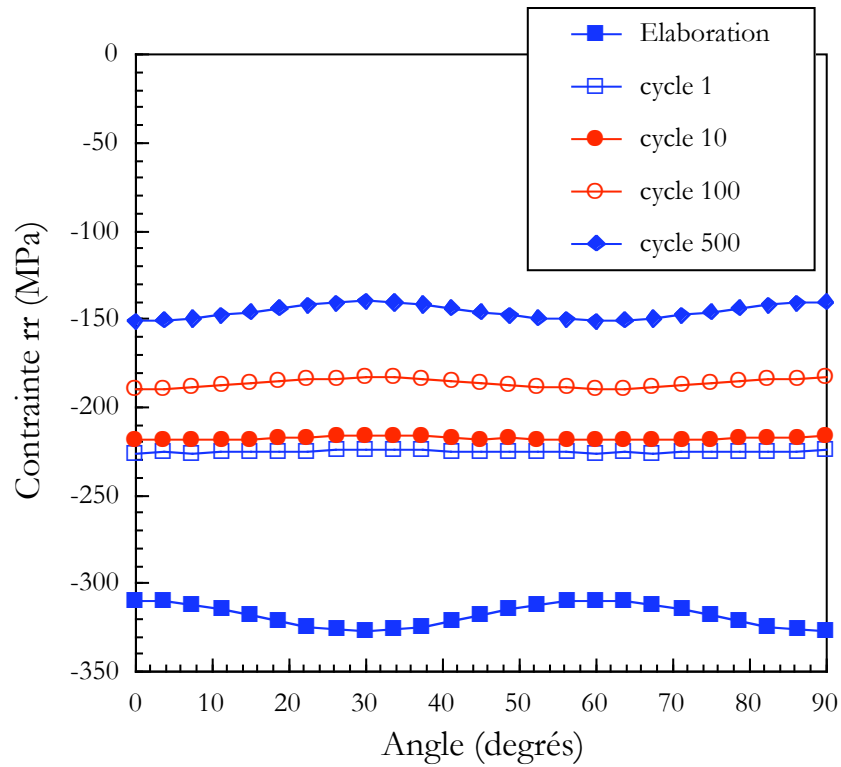


Figure V-14 Evolution de la contrainte radiale le long de l'interface SiC/C au cours des cycles pour un chargement de fatigue mécano-thermique à $s_{\max}=1000$ MPa

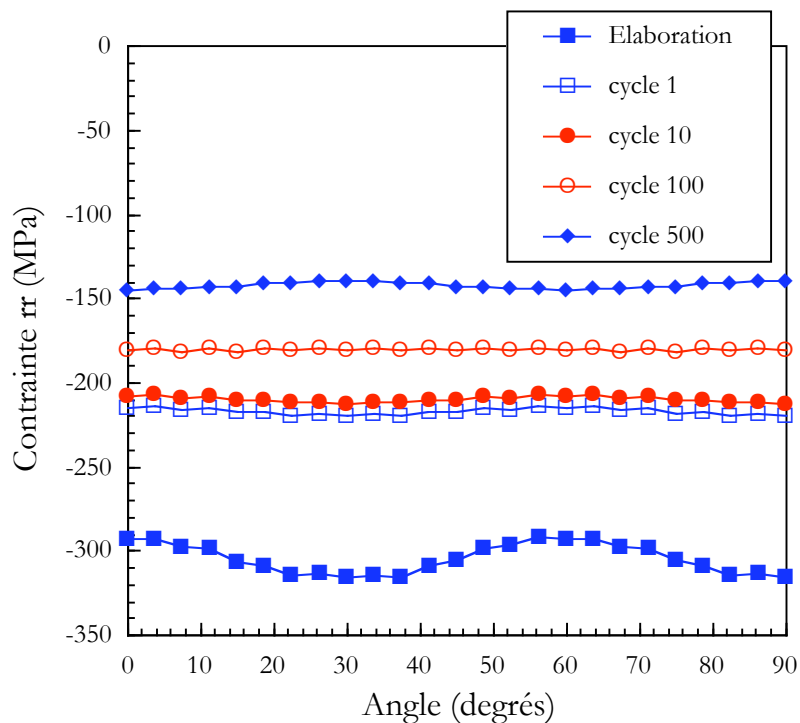


Figure V-15 Evolution de la contrainte radiale le long de l'interface C/Ti au cours des cycles pour un chargement de fatigue mécano-thermique à $s_{\max}=1000$ MPa

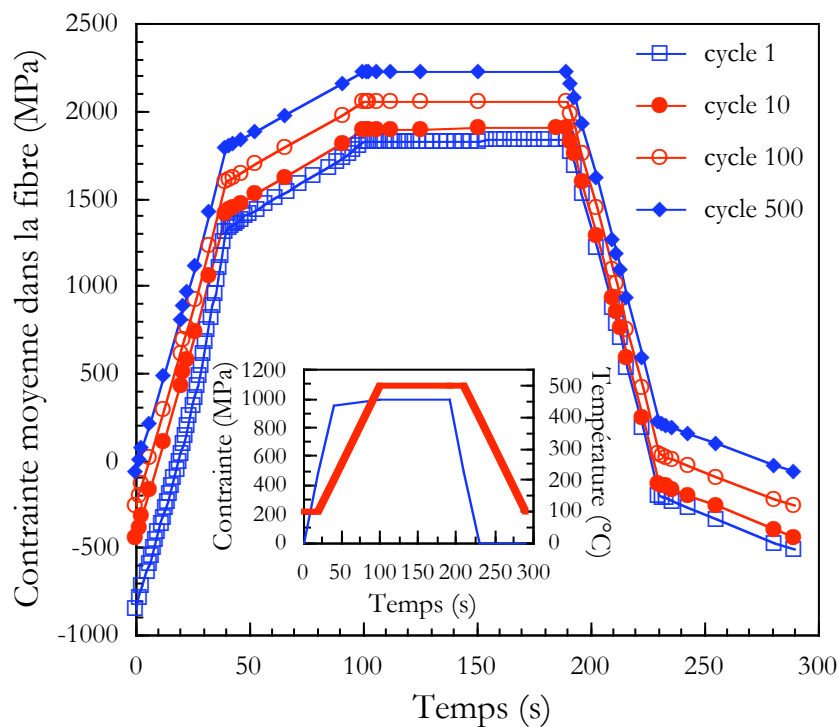


Figure V-16 Evolution de la contrainte moyenne dans la fibre en fonction du temps au cours d'un chargement de fatigue mécano-thermique à $S_{\max}=1000$ MPa

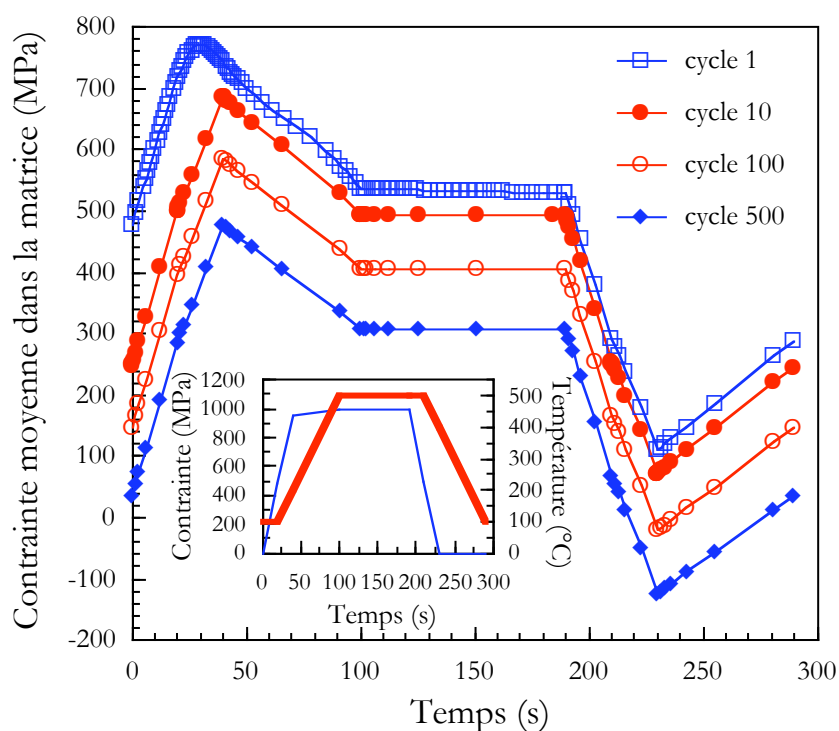


Figure V-17 Evolution de la contrainte moyenne dans la matrice en fonction du temps au cours d'un chargement de fatigue mécano-thermique à $S_{\max}=1000$ MPa

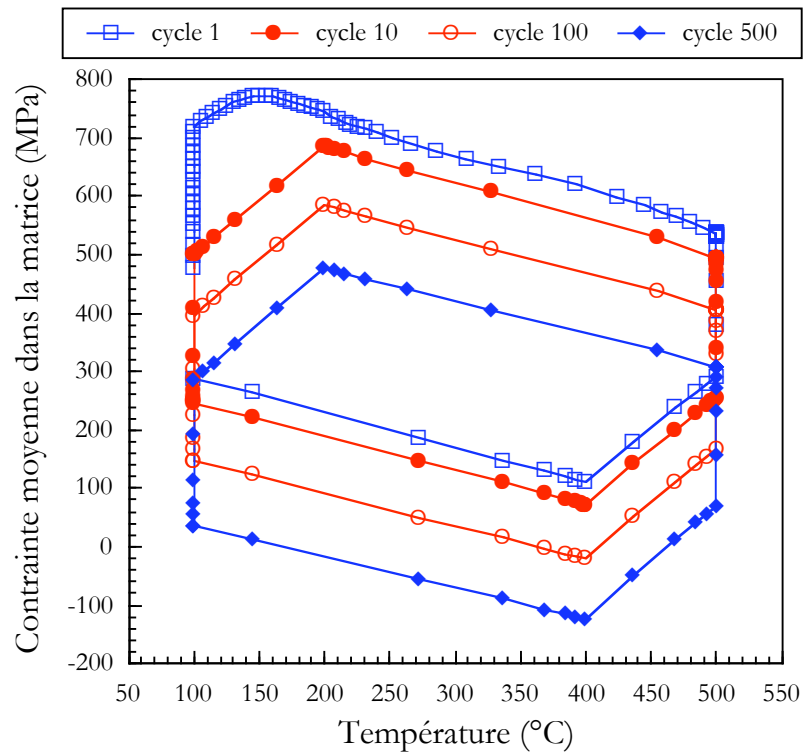


Figure V-18 Evolution de la contrainte moyenne dans la matrice en fonction de la température au cours d'un chargement de fatigue mécano-thermique à $S_{\max}=1000$ MPa

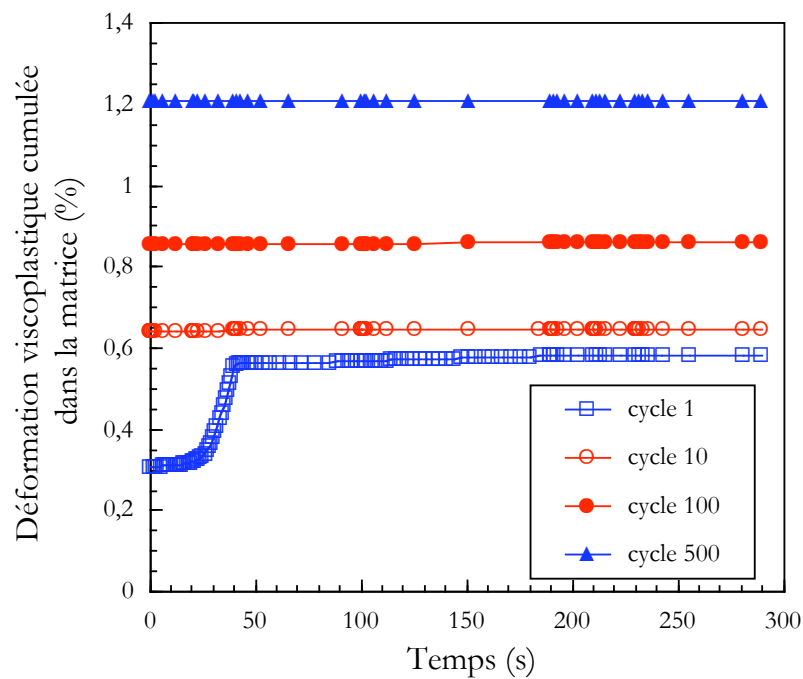


Figure V-19 Evolution de la déformation viscoplastique cumulée moyenne dans la matrice en fonction du temps au cours d'un chargement de fatigue mécano-thermique à $S_{\max}=1000$ MPa

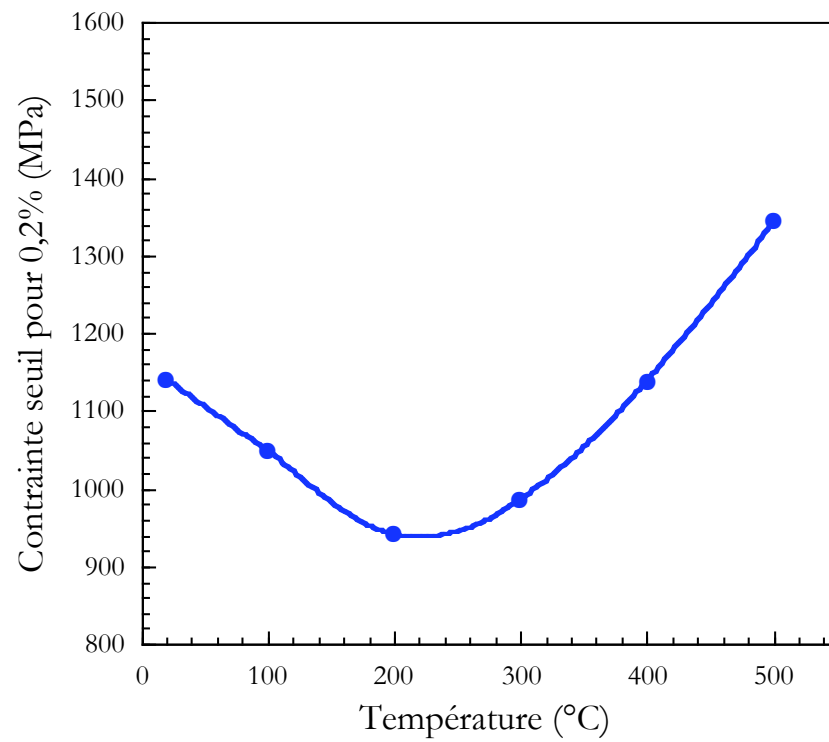


Figure V-20 Evolution de la contrainte imposée au composite induisant une déformation inélastique de 0,2 % pour $V_f = 0,36$ %

V.2.6 En résumé

Les bases d'une modélisation du comportement du composite SMC140+/Ti6242 ont été mises en place. Les lois de comportement de tous les constituants ont été définies. Le carbure de silicium et le carbone de la fibre SMC140+ sont modélisés à l'aide d'une loi élastique isotrope. L'alliage Ti6242 est modélisé grâce à une loi de comportement élasto-visco-plastique identifiée par [Kruch 00].

Une validation de la modélisation a été effectuée par un calcul des contraintes résiduelles d'élaboration au sein du composite. Les valeurs calculées sont en bon accord avec les mesures expérimentales et celles issues de la littérature.

La simulation du comportement en fatigue mécano-thermique du composite SMC140+/Ti6242 a été réalisée avec prise en compte des contraintes résiduelles. Les résultats de ces simulations ont montré qu'il est impossible de rendre compte avec un unique maillage de la réponse élastique d'un composite à matrice métallique et de son comportement « inélastique ». Les deux comportements ne dépendent pas de la même fraction volumique de renforts.

- *la réponse élastique dépend du nombre de fibres présentes dans l'éprouvette, c'est-à-dire de la fraction volumique globale de renforts.*

- *le comportement inélastique du composite auquel sont liées les valeurs de contraintes résiduelles dépend lui de la répartition de fibres au sein de la partie composite de l'éprouvette, c'est-à-dire de la fraction volumique locale de renforts.*

Un calcul de l'évolution des contraintes résiduelles a montré que les fibres sont toujours en compression après 500 cycles de fatigue mécano-thermique selon le cycle FMT-90s-500°C.

La modélisation de l'essai de fatigue mécano-thermique met en évidence une augmentation continue du niveau de contrainte dans les fibres pour une contrainte maximale appliquée de 1000MPa. Cette augmentation est associée à la relaxation progressive de la contrainte moyenne dans la matrice.

Enfin, un calcul du seuil de plasticité de la matrice au sein du composite a été réalisé. L'évolution de ce seuil avec la température montre que la matrice se plastifie plus rapidement à 200°C qu'à 20 ou 500°C. L'évolution de la contrainte appliquée au composite avec la température revêt donc une grande importance.

V.3 DIFFICULTES LIEES A L'ETUDE D'UN COMPOSITE A MATRICE METALLIQUE RENFORCEE PAR DES FIBRES LONGUES

V.3.1 Introduction

Les matériaux composites à matrice métallique renforcée par des fibres unidirectionnelles sont à l'heure actuelle abondamment étudiés. De par leur nature, ils constituent un champ d'investigations idéal pour l'étude des changements d'échelle en mécanique des matériaux. Toutefois ces changements d'échelle ne s'effectuent pas sans difficulté. Après avoir détaillé les principales difficultés rencontrées lors de ces changements d'échelle, nous étudierons l'influence du mode de sollicitation sur la réponse mécanique du composite au cours d'un essai de fatigue.

V.3.2 Changements d'échelles

V.3.2.1 Bases du problème

Le problème industriel auquel est confronté Snecma Moteurs est le dimensionnement et la prévision de la tenue en service d'un ANneau Aubagé Monobloc, pièce massive en alliage de titane renforcée près de son alésage par un insert en composite. Le coût de cette pièce est très élevé, il est donc impossible pour l'industriel de caractériser le comportement du composite uniquement par des essais à l'échelle 1. Les essais mécaniques de caractérisation indispensables à la bonne connaissance du matériau sont réalisés sur des éprouvettes de laboratoire. Ce premier «*changement d'échelle*» d'une structure industrielle à une éprouvette de laboratoire (échelle macroscopique) pose différents problèmes :

- les deux structures ne sont pas élaborées de la même façon. S'il existe bien une compaction finale dans les deux procédés de fabrication, les semi-produits sont différents (fibres et feuillards pour les éprouvettes, fibres gainées de titane pour l'ANAM). Or, il est établi que les alliages de titane sont sensibles aux traitements thermo-mécaniques. Les deux matrices ainsi élaborées n'ont donc peut-être pas le même comportement. C'est pour cette raison que Snecma Moteurs s'oriente vers la réalisation d'éprouvettes cylindriques (§ annexe B) pour réaliser les essais en laboratoire.
- d'autre part, il n'est pas établi de façon certaine que l'éprouvette soit représentative du comportement de l'ANAM. Les fibres de carbure de silicium sont élastiques fragiles et donc sensibles à l'effet de volume. Or, les longueurs de renforts mises en jeu aux deux échelles sont assez différentes : environ 17 m dans la partie utile d'une éprouvette de fatigue et plusieurs kilomètres dans un ANAM.

- enfin, la préparation des éprouvettes introduit un endommagement initial au sein du composite. Lors de la découpe des éprouvettes, des renforts sont endommagés. Ces fibres abîmées, présentes le long des chants de l'éprouvette, sont évidemment absentes dans le cas de l'ANAM.

Le second changement d'échelle intervient lors de la définition de la cellule composite nous permettant de réaliser les simulations éléments finis. Ce passage de l'éprouvette à l'échelle des constituants (échelle dite mésoscopique) pose cette fois un problème de représentativité. Si notre cellule permet de reproduire le comportement d'un élément se trouvant au cœur de la partie composite de l'éprouvette, elle s'éloigne de la notion de Volume Élémentaire Représentatif classique. En effet, comme nous l'avons vu précédemment (§ V-2-5), la cellule ne permet pas de modéliser le comportement élastique de l'éprouvette. La présence des surépaisseurs de titane de part et d'autre du composite n'est pas prise en compte dans les simulations.

Le dernier changement d'échelle que l'on peut envisager dans ce type de matériau est la prise en compte de la microstructure des constituants [Carrère 01]. Cette étape qui n'est pas examinée dans ce travail constitue une difficulté importante. La figure V-21 synthétise l'ensemble des échelles considérées et les problèmes posés par le passage de l'une à l'autre.

Toutes ces considérations conduisent à penser que les résultats obtenus sur éprouvettes de laboratoire ne sont pas directement applicables à l'ANAM. Certaines précautions devront être prises lors du transfert de données.

V.3.2.2 Tentative d'estimation de l'effet structure

Les simulations numériques ont toutes été menées sur la cellule définie précédemment (§ V-2-2). Or nous avons établi que ces calculs ne permettent pas de modéliser complètement le comportement des éprouvettes testées. Il nous a donc semblé important d'effectuer une estimation de l'erreur commise par la non-prise en compte des surépaisseurs de titane.

Pour calculer avec précision cette erreur, une modélisation complète de l'éprouvette est nécessaire. Cette solution, qui conduirait à définir un maillage comprenant environ 600 fibres n'a évidemment pas été retenue. L'estimation que nous avons effectuée est basée sur un simple calcul réalisé à l'aide d'une loi des mélanges. On suppose que :

$$S_{zz,épr} = S_{zz,suré} V_{suré} + S_{zz,cel}(1-V_{suré}) \quad (V-17)$$

avec $S_{zz,épr}$ la contrainte appliquée à l'éprouvette, $S_{zz,suré}$ la contrainte supportée par la surépaisseur de titane, $S_{zz,cel}$ la contrainte imposée lors du calcul de la cellule et $V_{suré}$ la fraction volumique de surépaisseur de titane au sein de l'éprouvette. On se propose donc ici de calculer le chargement équivalent imposé à une éprouvette fictive comportant des surépaisseurs de titane.

La contrainte imposée à la cellule, $S_{zz,cel}$, est celle qui correspond au chargement imposé lors de la simulation. Pour avoir accès à la contrainte dans la surépaisseur de titane, $S_{zz,suré}$, qui nous permet de calculer la contrainte supportée par l'éprouvette, on adopte la démarche présentée figure V-22. Ainsi, un calcul éléments finis est réalisé sur un élément de volume 3D d'alliage Ti6242 auquel on impose les déformations e_{yy} et e_{zz} relevées lors de la simulation de la cellule.

Les figures V-23 et V-24 présentent l'évolution de la contrainte maximale et minimale supportées respectivement par la cellule composite, par la surépaisseur de titane (à laquelle on a imposé le chargement en déformation issu du calcul de la cellule) et par l'éprouvette pour un chargement de fatigue à 550°C sous une contrainte maximale de 1000 MPa. Ces figures mettent donc une évidence l'erreur commise lors de la simulation d'une cellule. **Lorsque l'on réalise une simulation à une contrainte maximale imposée de 1000 MPa ceci ne correspond en fait qu'à un essai sur éprouvette à une contrainte maximale d'environ 900 MPa.** De plus, on constate que cette contrainte «virtuelle» imposée à l'éprouvette diminue avec le nombre de cycles. Elle chute de façon plus importante pour une sollicitation anisotherme. Ainsi les figures V-25 et V-26 qui reprennent les évolutions des différentes contraintes, pour un essai de fatigue mécano-thermique selon le cycle FMT-90s-500°C à une contrainte maximale de 1000 MPa, indiquent une variation de la contrainte maximale supportée par l'«éprouvette» d'environ 100 MPa en 500 cycles.

Ce calcul, qui permet d'avoir accès à la contrainte vraie, ne prétend pas reproduire fidèlement le comportement de l'éprouvette. Toutefois, il permet de façon simple d'estimer l'erreur commise lors de nos simulations et ceci pour tout type de chargement. La figure V-27 représente, pour le début du cycle FMT-90s-500°C, l'évolution de la contrainte en fonction de la déformation mécanique. Cette mise en charge effectuée à 100°C, donne une estimation du module d'Young du composite à cette température. **Il apparaît ainsi que le module d'Young calculé en prenant en compte les surépaisseurs de titane correspond mieux au module expérimental que celui calculé avec la cellule.**

L'ensemble de ces résultats tendent à montrer qu'un essai sur éprouvette est un véritable essai de structure.

V.3.3 Problèmes liés au mode de contrôle des essais de fatigue

Les essais de fatigue mécano-thermique réalisés sur le composite SM1140+/Ti6242 au cours de cette étude ont tous été pilotés en contrainte. Or, le mode de contrôle d'un essai de fatigue réalisé sur un composite à matrice métallique unidirectionnel dans le sens des fibres conditionne grandement le chargement supporté par chaque constituant.

Ainsi comme le montre la figure V-28 qui représente la variation avec le nombre de cycles des grandeurs mécaniques au sein du composite pour deux simulations de fatigue isotherme à 550°C, on a

- en contrôle de charge□

$$\Delta S_{\text{comp}} = \text{constante}$$

$$\Delta S_{\text{comp}} \neq \Delta S_{\text{mat}} \text{ et } \Delta S_{\text{comp}} \neq \Delta S_{\text{fib}}$$

$$\Delta e_{\text{comp}} = \Delta e_{\text{mat}} = \Delta e_{\text{fib}} = f(\text{cycles}) = \text{inconnue}$$

- en contrôle de déformation□

$$\Delta S_{\text{comp}} \neq \Delta S_{\text{mat}} \text{ et } \Delta S_{\text{comp}} \neq \Delta S_{\text{fib}}$$

$$\Delta e_{\text{comp}} = \Delta e_{\text{mat}} = \Delta e_{\text{fib}} = \text{constante}$$

On suppose ici que l'hypothèse d'iso-déformations est respectée au sein du composite. Ces éléments nous permettent de comprendre que lorsque l'on réalise un essai en contrainte imposée la seule grandeur mécanique connue, ΔS_{comp} , est relative au composite. Inversement, un essai piloté en déformation permet de connaître à tout moment les paramètres de chargement, Δe_{mat} et Δe_{fib} des constituants.

Les figures V-29 et V-30 présentent les évolutions des contraintes moyennes maximales, respectivement dans les fibres et dans la matrice, avec le nombre de cycles pour trois niveaux de chargement selon le cycle FMT-90s-500°C. La figure V-29 qui présente la variation de contrainte maximale dans les fibres permet de constater que pour les niveaux élevés de chargement la contrainte augmente de façon continue avec le nombre de cycles. L'augmentation est d'autant plus rapide que la charge appliquée à l'éprouvette est importante. Seule une contrainte appliquée de 250 MPa conduit à une stabilisation du niveau maximal de contrainte dans les fibres.

La figure V-30 présente les niveaux de contrainte dans la matrice. Les contraintes maximales diminuent dans la matrice avec le nombre de cycles. A l'image de ce qui se passe dans les fibres, la contrainte diminue dans la matrice d'autant plus vite que la charge appliquée est importante.

Les figures V-31 et V-32 présentent les évolutions des contraintes maximales dans les fibres et dans la matrice pour quatre types de sollicitation de fatigue□

- un cycle de fatigue mécano-thermique FMT-90s-500°C sous un chargement de $\Delta S = 1000 \text{ MPa}$.
- un cycle de fatigue isotherme à 550°C en contrôle de déformation, sous un rapport de déformation $R_e = 0$, à un niveau de déformation maximal de 0,7 %.
- deux simulations en fatigue isotherme à 20 et 550°C sous un rapport de charge de $R_s = 0,1$ et une contrainte maximale de 1000 MPa.

La figure V-31 montre une augmentation de la contrainte maximale dans les fibres pour tous les essais réalisés en contrôle de charge. La simulation effectuée en déformation imposée ne présente pas d'augmentation de la contrainte maximale. La figure V-32 présente l'évolution de la contrainte maximale dans la matrice avec le nombre de cycles. Pour tous les chargements calculés, la contrainte moyenne maximale dans la matrice diminue avec le nombre de cycles.

Ces figures permettent donc de mettre en évidence un mécanisme de transfert de charge entre la matrice et les fibres : le niveau de chargement diminue dans la matrice au fur et à mesure qu'il augmente dans les fibres. **Ce phénomène qui va progressivement surcharger les fibres est directement responsable de la ruine du composite lors de la réalisation d'essais en contrôle de charge. Il apparaît une différence de comportement dans le composite entre les résultats obtenus en charge imposée et ceux en déformation imposée. Si la ruine finale du composite en contrôle de charge est directement liée à la capacité des fibres à supporter le transfert de charge depuis la matrice, il n'en est pas de même pour les essais en contrôle de déformation. On peut penser que pour les essais de fatigue en contrôle de déformation la résistance des fibres à la fatigue est primordiale.** En effet, la charge supportée par les fibres n'évolue que très peu avec le nombre de cycles. Leur capacité à résister à l'usure de l'interface en carbone va donc devenir capitale.

Les caractéristiques de la liaison fibre-matrice vont donc être capitales dans la tenue en fatigue du composite. Pour les essais réalisés en charge imposée, la vitesse du transfert de charge entre la matrice et les fibres est le paramètre déterminant. Il faut donc essayer de réduire au maximum ce transfert en favorisant une liaison faible. A l'inverse, pour les essais pilotés en déformation la résistance en fatigue des fibres limite la tenue du composite. Il faut préserver la résistance des fibres en évitant au maximum les déplacements à l'interface fibre-matrice qui favorisent l'usure des fibres et font chuter les résistances intrinsèques des renforts. Une liaison fibre-matrice forte est donc préférable dans le cas d'une sollicitation en déformation imposée.

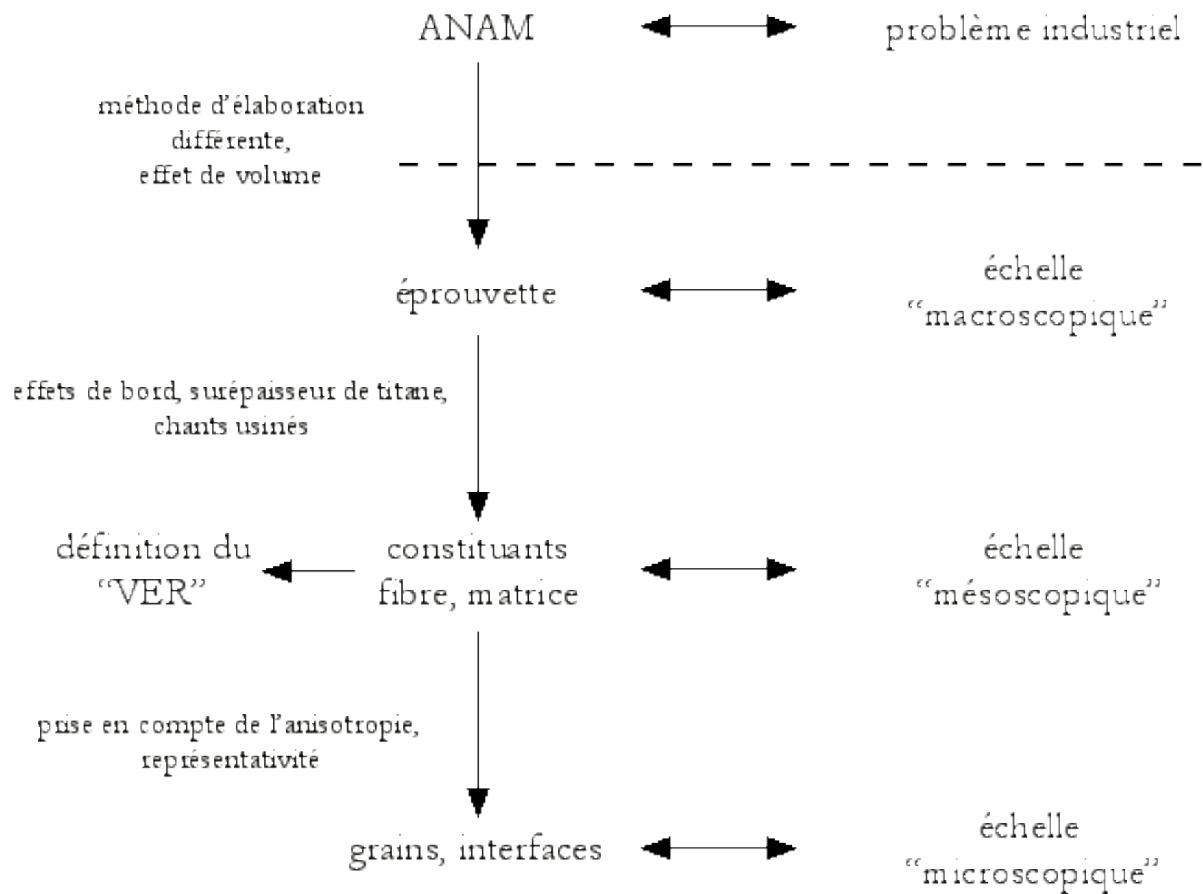


Figure V-21 Les différences échelles du problème étudié

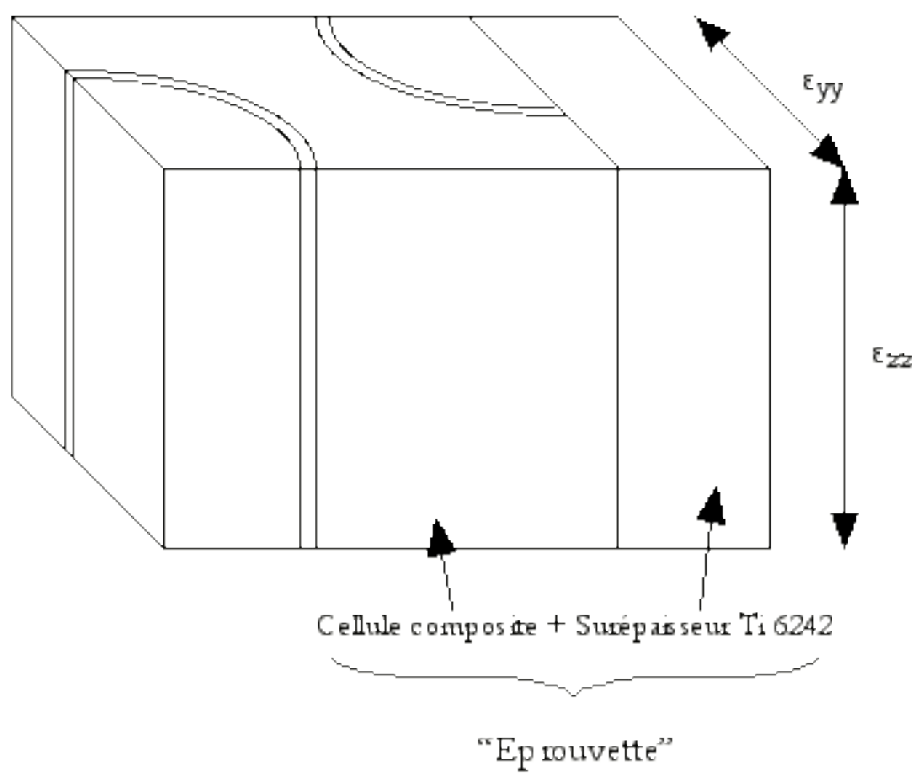


Figure V-22 Schéma du principe de calcul de l'«épreuve» composite

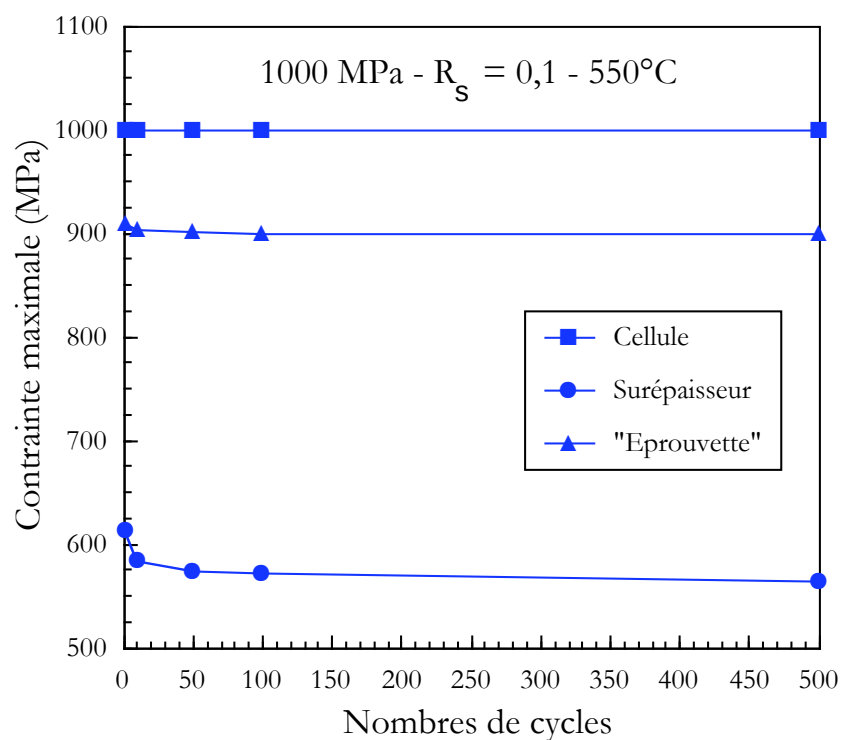


Figure V-23 Evolution des contraintes maximales en fonction du nombre de cycles pour un essai de fatigue à 1000 MPa et 550°C – «effet de structure»

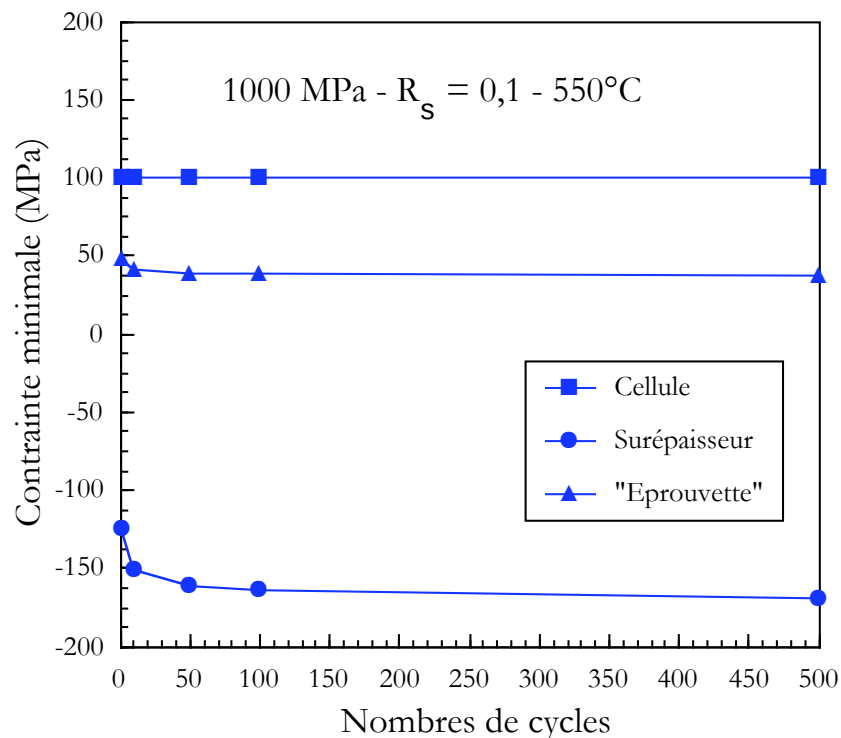


Figure V-24 Evolution des contraintes minimales en fonction du nombre de cycles pour un essai de fatigue à 1000 MPa et 550°C – «effet de structure»

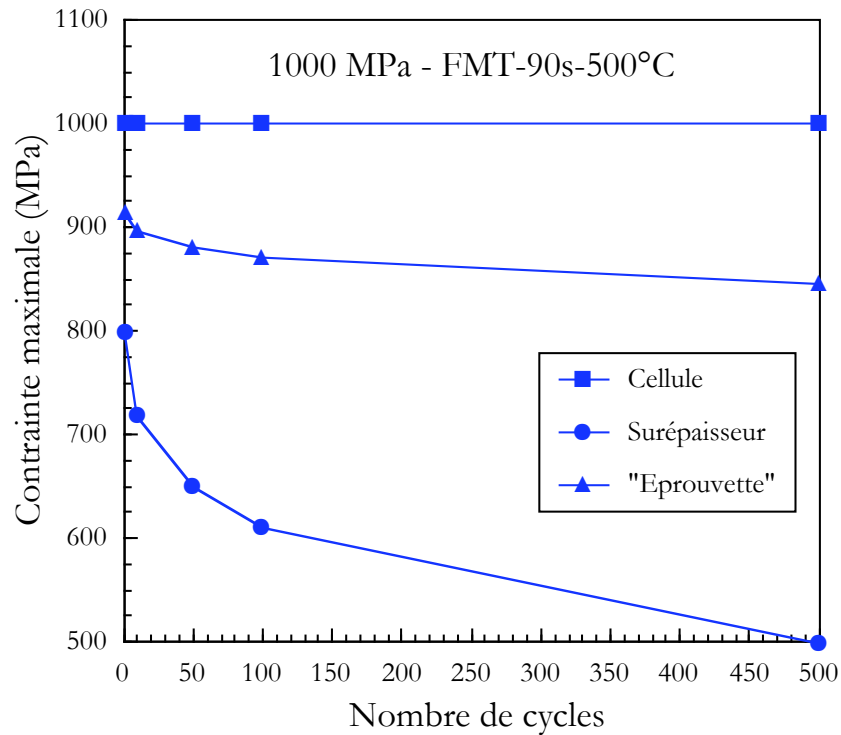


Figure V-25 Evolution des contraintes maximales en fonction du nombre de cycles pour un essai de fatigue mécano-thermique selon FMT-90s-500°C à 1000 MPa

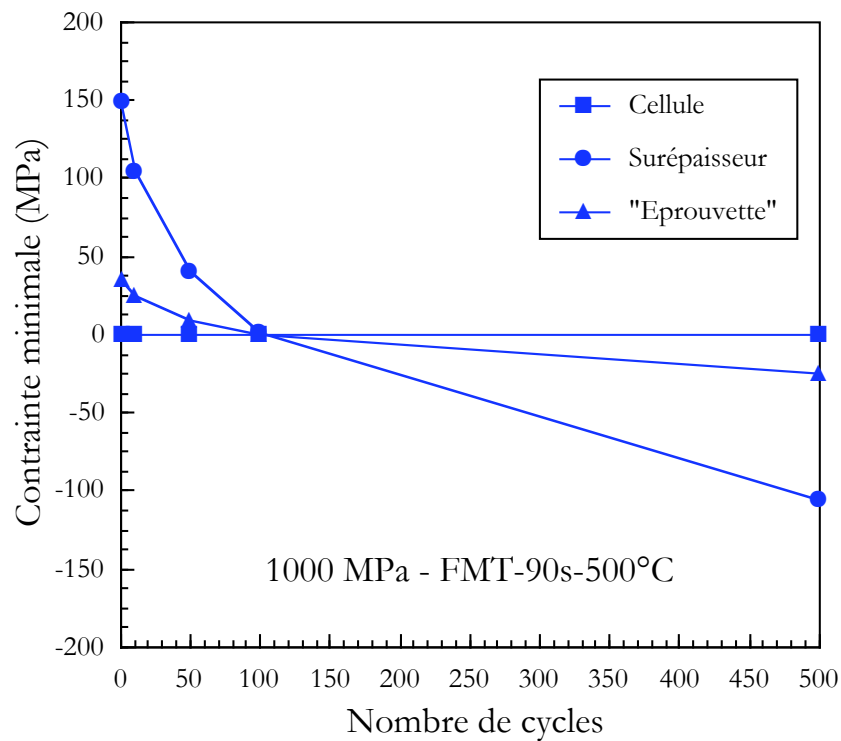


Figure V-26 Evolution des contraintes minimales en fonction du nombre de cycles pour un essai de fatigue mécano-thermique selon FMT-90s-500°C à 1000 MPa

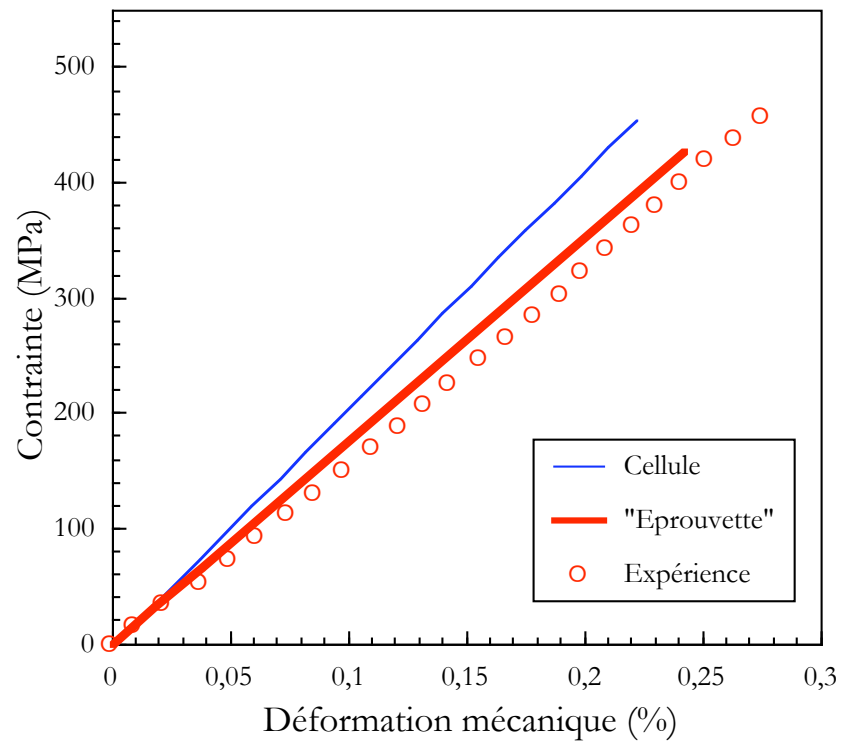


Figure V-27 □ Réponse élastique à 100°C du composite SM1140+/Ti6242 pendant un essai de fatigue mécano-thermique FMT-90s-500°C

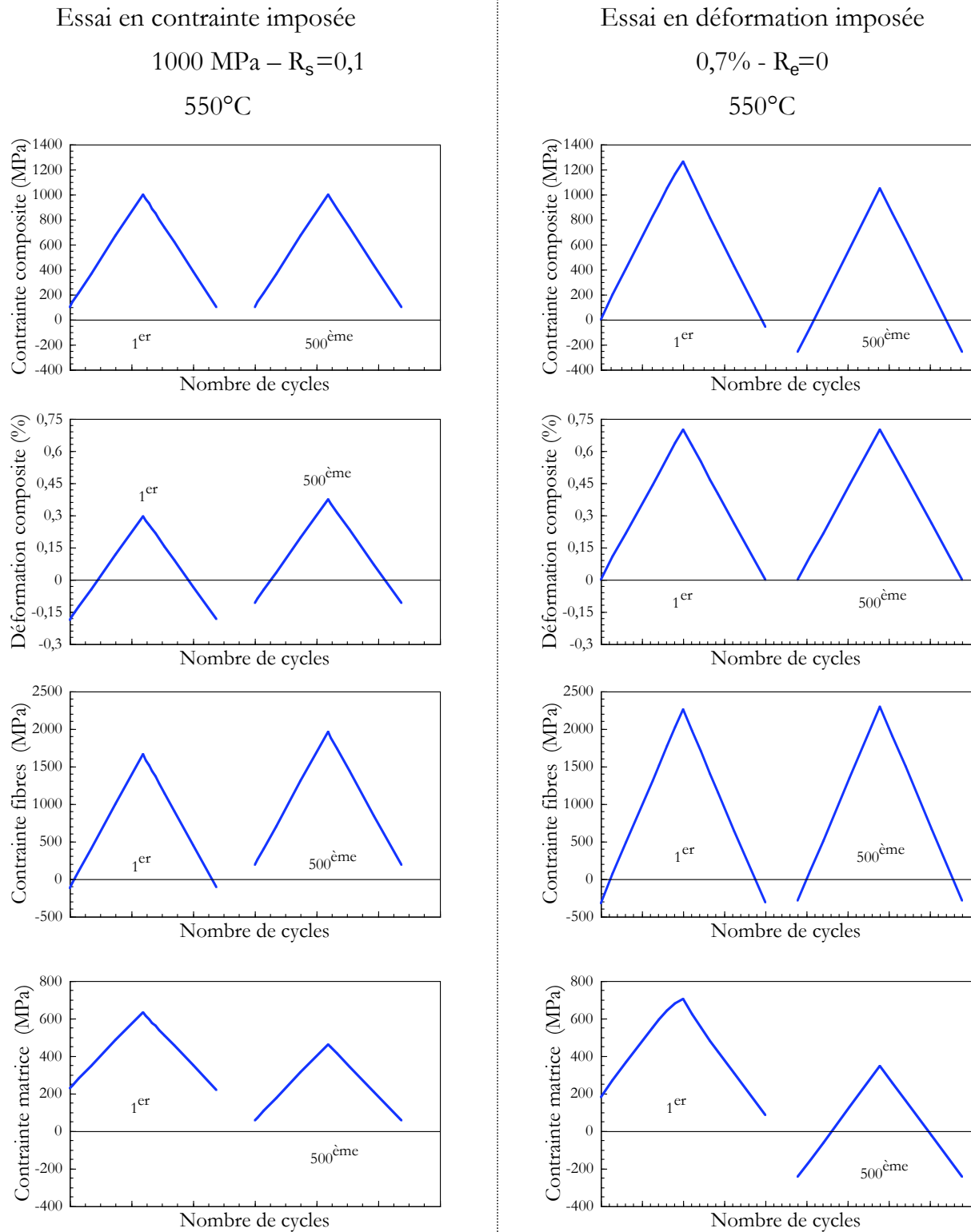


Figure V-28 □ Effet du mode de contrôle des essais de fatigue sur l'évolution des grandeurs mécaniques avec le nombre de cycles

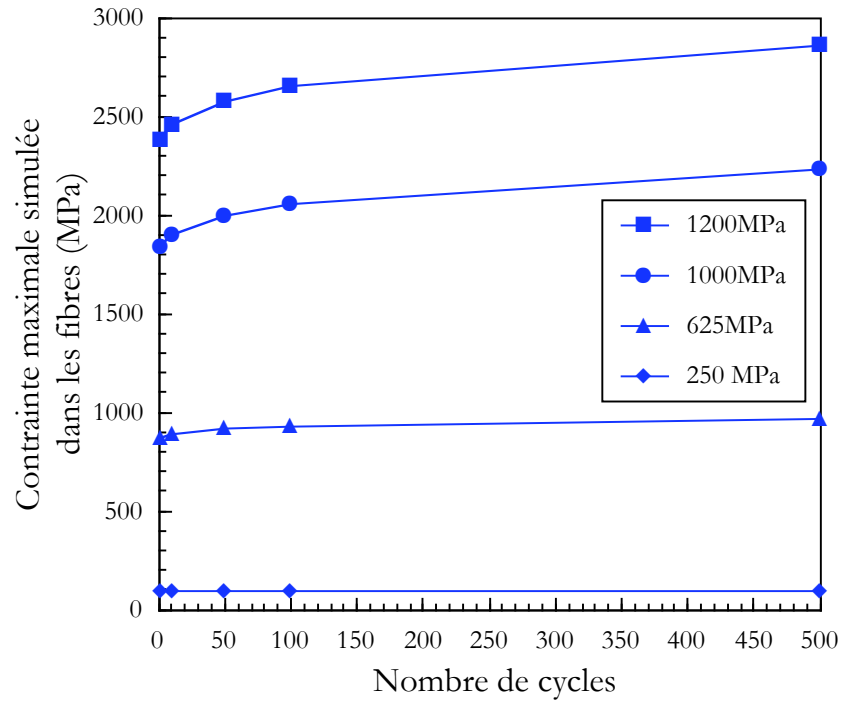


Figure V-29 Evolution de la contrainte maximale simulée dans les fibres pour quatre niveaux de chargement selon le cycle FMT-90s-500°C

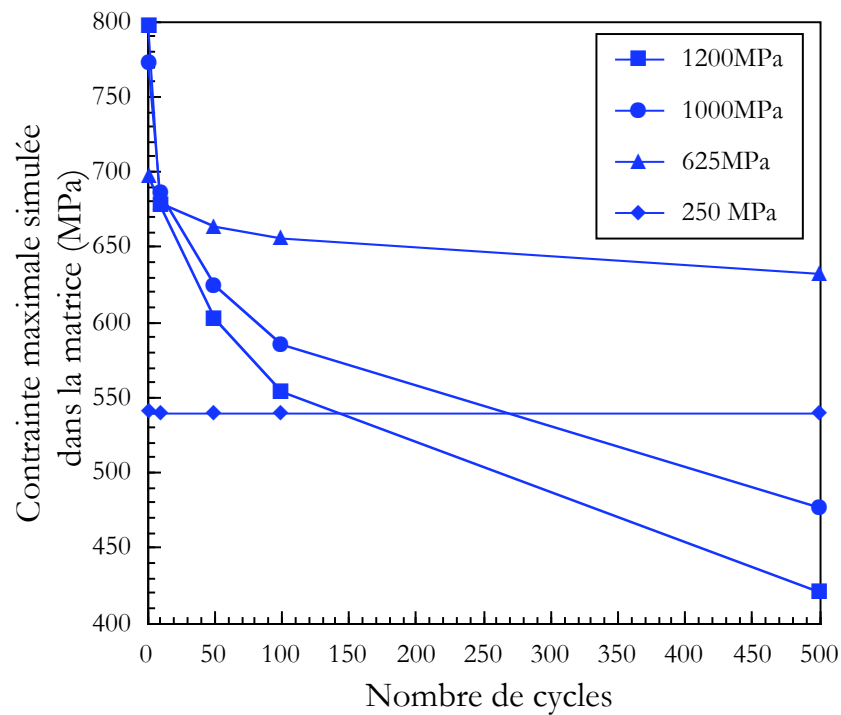


Figure V-30 Evolution de la contrainte moyenne maximale simulée dans la matrice pour quatre niveaux de chargement selon le cycle FMT-90s-500°C

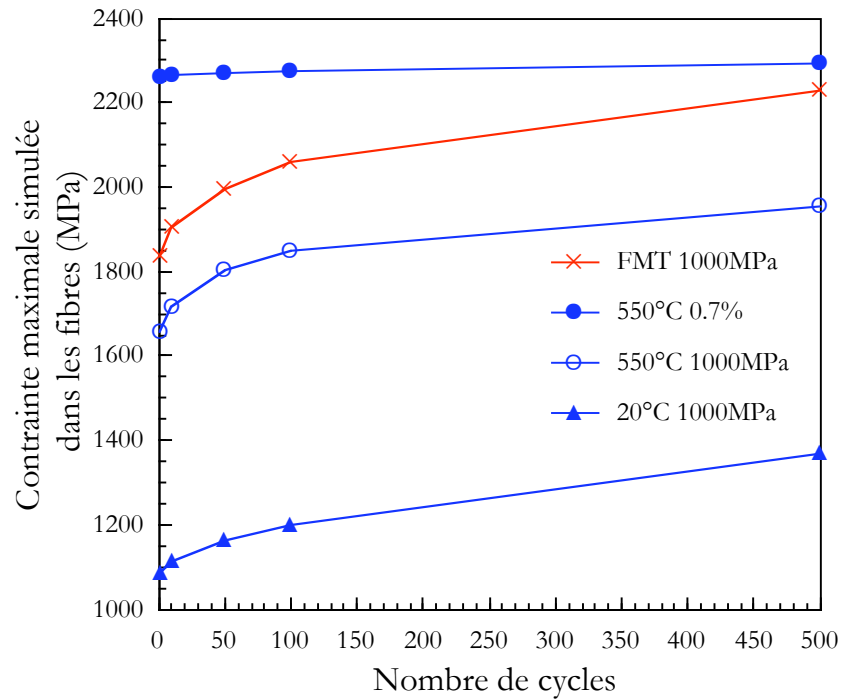


Figure V-31 Evolution de la contrainte maximale simulée dans les fibres pour quatre types de chargement de fatigue

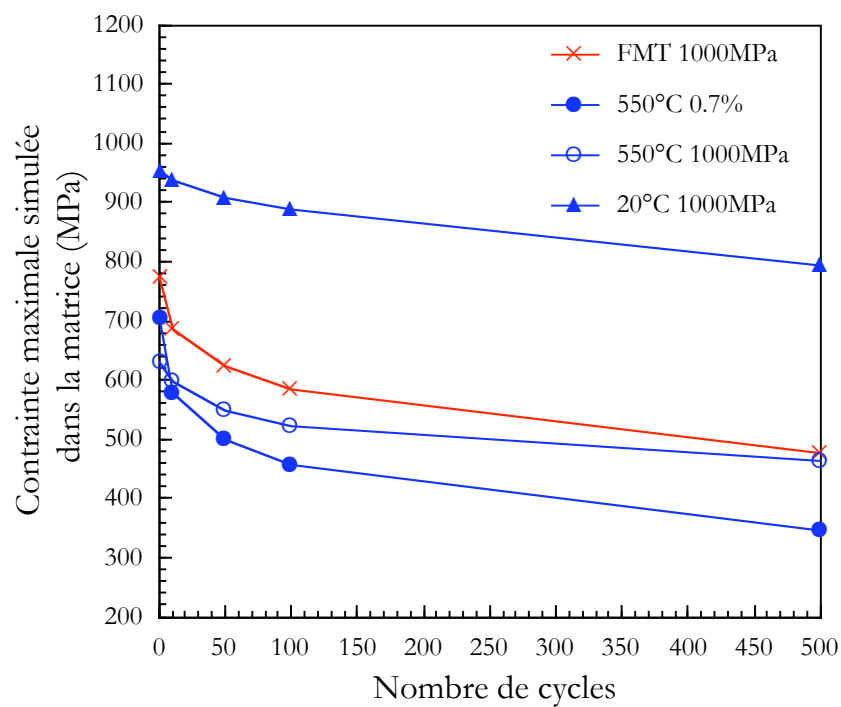


Figure V-32 Evolution de la contrainte maximale simulée dans la matrice pour quatre types de chargement de fatigue

V.3.4 En résumé

Les principales difficultés liées au changement d'échelle dans les matériaux composites à fibres longues ont été répertoriées. En particulier, des précautions sont à prendre lors du passage des résultats de laboratoire, issus d'essais sur éprouvettes, à la structure industrielle.

Une tentative d'estimation de l'erreur commise lors des calculs éléments finis a été réalisée. Un calcul prenant en compte les surépaisseurs de titane présentes dans l'éprouvette a été effectué. Ce calcul a montré que les niveaux de contrainte appliqués à la cellule devraient être plus élevés si l'on veut reproduire le chargement de l'éprouvette de laboratoire.

D'autre part, des résultats de simulations d'essais de fatigue ont mis en évidence la difficulté d'analyser des essais menés en contrôle de charge sur des composites SiC/Ti renforcés par des fibres unidirectionnelles. En particulier, un phénomène de report de charge continue responsable de la ruine du composite pour ce type d'essai a été caractérisé.

Les essais pilotés en déformation paraissent mieux adaptés à l'étude de ce type de matériau.

V.4 PREVISION DE LA DUREE DE VIE EN FATIGUE DU COMPOSITE SM1140+/Ti6242

V.4.1 Calcul du niveau de chargement dans les constituants

V.4.1.1 Détails des simulations

L'ensemble des essais de fatigue réalisés, en conditions isothermes ou anisothermes, sur le composite SM 1140+/Ti 6242 a été simulé. Les résultats pris en compte dans la modélisation ont tous été obtenus sur des éprouvettes élaborées par voie fibre/feuillard. Le tableau V-6 présente l'ensemble des simulations effectuées :

- des essais de fatigue isotherme à 20, 450 et 550°C en contrôle de charge réalisés à 340 MPa.s⁻¹ selon deux rapports de charge $R_s = 0$ et 0,1 [source Snecma Moteurs].
- des essais de fatigue isotherme à 550°C en contrôle de déformation réalisés à une fréquence de 0,05 ou 1 Hz avec un rapport de déformation $R_e=0$ [Legrand 97].
- des essais de fatigue mécano-thermique réalisés au cours de cette étude entre 100 et 500°C suivant les cycles FMT-90-500°C et FMT-0s-500°C et ceux menés selon le cycle FMT-90s-550°C [Legrand et al. 96].

La figure V-33 présente le diagramme de durée de vie des essais de fatigue simulés. Les essais réalisés à 550°C en contrôle de déformation sont représentés à l'aide de la variation de contrainte à mi-durée de vie. Les résultats de fatigue ainsi considérés couvrent une plage importante de durées de vie pour différents types de sollicitations.

Les simulations sont réalisées en tenant compte des contraintes résiduelles d'élaboration au sein de la modélisation. Pour chaque simulation, dix cycles sont simulés pour supprimer les effets liés à la plasticité du premier cycle.

V.4.1.2 Niveau de chargement des constituants

Les figures V-34 et V-35 présentent respectivement les variations de contraintes moyennes au sein de la fibre et de la matrice au 10^{ème} cycle simulé pour chaque chargement. Il est donc possible de détailler l'influence du chargement sur le niveau de contrainte dans chaque constituant.

Tableau V-6 Récapitulatif des simulations de fatigue effectuées sur le composite
SM1140+/Ti 6242

Essais de fatigue isotherme en contrôle de charge*				
Type de cycles	Fréquence	Température (°C)	R _s	ΔS (MPa)
triangulaire	340 MPa.s ⁻¹	20	0,1	900,950,1250
triangulaire	340 MPa.s ⁻¹	20	0	990,1295
triangulaire	340 MPa.s ⁻¹	450	0,1	900,1000,1100
triangulaire	340 MPa.s ⁻¹	550	0,1	900,1050
Essais de fatigue isotherme en contrôle de déformation**				
Type de cycles	Période (s)	Température (°C)	R _e	Δe (%)
triangulaire	10	550	0	0,4
triangulaire	20	550	0	0,5
triangulaire	20	550	0	0,6
triangulaire	20	550	0	0,7
Essais de fatigue mécano-thermique en contrôle de charge				
Type de cycles	Période (s)	Température (°C)	R _s	ΔS (MPa)
FMT-90s-500°C	290	100-500	0	1000
FMT-90s-500°C	290	100-500	0	1075
FMT-90s-500°C	290	100-500	0	1150
FMT-0s-500°C	290	100-500	0	1075
FMT-90s-500°C***	310	100-550	0	1000

* [source Snecma Moteurs]

** [Legrand 97]

*** [Legrand 97 et al. 96]

Les fibres sont sollicitées au 10^{ème} cycle, quel que soit le chargement, sous un rapport de charge $R_s < 0$. Dans le même temps, la matrice est sollicitée, à deux exceptions près, sous un rapport de charge $R_s > 0$. Ces résultats indiquent que l'effet bénéfique introduit par les contraintes résiduelles au sein du composite (fibres en compression) n'a pas complètement disparu pour les chargements réalisés, après 10 cycles.

V.4.1.2.1 Les essais de fatigue à 20°C

Les simulations réalisées en contrôle de charge à 20°C sont celles pour lesquelles les plus hauts niveaux de contrainte sont atteints dans la matrice. Le niveau maximal de contrainte dans la matrice est beaucoup plus important que pour les autres types de sollicitation, néanmoins il se montre assez peu dépendant de la contrainte appliquée au composite. C'est en effet l'amplitude de contrainte qui augmente avec la charge appliquée, la contrainte minimale diminuant avec l'augmentation de la contrainte appliquée. Les fibres sont donc peu chargées à 20°C.

Les simulations effectuées à 20°C sont celles qui induisent le moins d'évolution dans la valeur des contraintes résiduelles avec le nombre de cycles. Ceci explique les hauts niveaux de contrainte atteints dans la matrice au 10^{ème} cycle.

V.4.1.2.2 Les essais de fatigue à 450 et 550°C

Des simulations d'essais de fatigue isotherme à 450 et 550°C ont été réalisées en déformation imposée et en charge imposée. Les simulations des essais de fatigue isotherme réalisés à 550°C en déformation imposée présentent des contraintes minimales dans les fibres constantes quel que soit le chargement. Seule la variation de contrainte dans les fibres augmente avec le niveau de déformation appliquée. Cette augmentation paraît linéaire avec le niveau de chargement. Pour les simulations réalisées en contrainte imposée, la contrainte maximale et minimale dans les fibres augmente avec la charge appliquée.

Les tendances obtenues pour les valeurs de contrainte dans la matrice sont différentes. La contrainte minimale moyenne dans la matrice décroît avec l'augmentation du niveau de chargement quel que soit le mode de chargement. La diminution est plus rapide pour les essais réalisés en contrôle de déformation. Les niveaux moyens de contrainte dans la matrice calculés au cours des simulations en charge imposée à 20, 450 et 550°C, sont nettement différents. Il apparaît que la contrainte moyenne est d'autant plus élevée que la température est basse. Cette tendance confirme les résultats obtenus lors de l'obtention du seuil de plasticité dans le composite (§ V-2-5-6).

V.4.1.2.3 Les essais de fatigue mécano-thermique

Une augmentation du niveau de la contrainte appliquée au composite augmente la contrainte minimale et maximale supportée par les fibres. Dans le même temps, la contrainte maximale dans la matrice est, pour un type de cycle donné, presque

indépendante de la contrainte appliquée au composite. Le cycle FMT-0s-500°C qui ne présente pas de temps de maintien à haute température, conduit après 10 cycles à une contrainte plus élevée dans la matrice que le cycle FMT-90s-500°C. Un temps de maintien à haute température favorisant la relaxation de la matrice au sein du composite, le niveau de contrainte diminue donc. Le cycle FMT-0s-500°C ne présente pas de temps de maintien, il ne conduit pas à ce phénomène de relaxation.

La simulation réalisée à 1000 MPa selon le cycle FMT-90s-550°C qui comporte donc une température maximale de 550°C, conduit à un niveau de contrainte plus important que celle réalisée suivant le cycle FMT-90s-500°C. La température plus élevée favorisant les phénomènes visco-plastiques, un transfert de charge s'opère depuis la matrice vers les fibres.

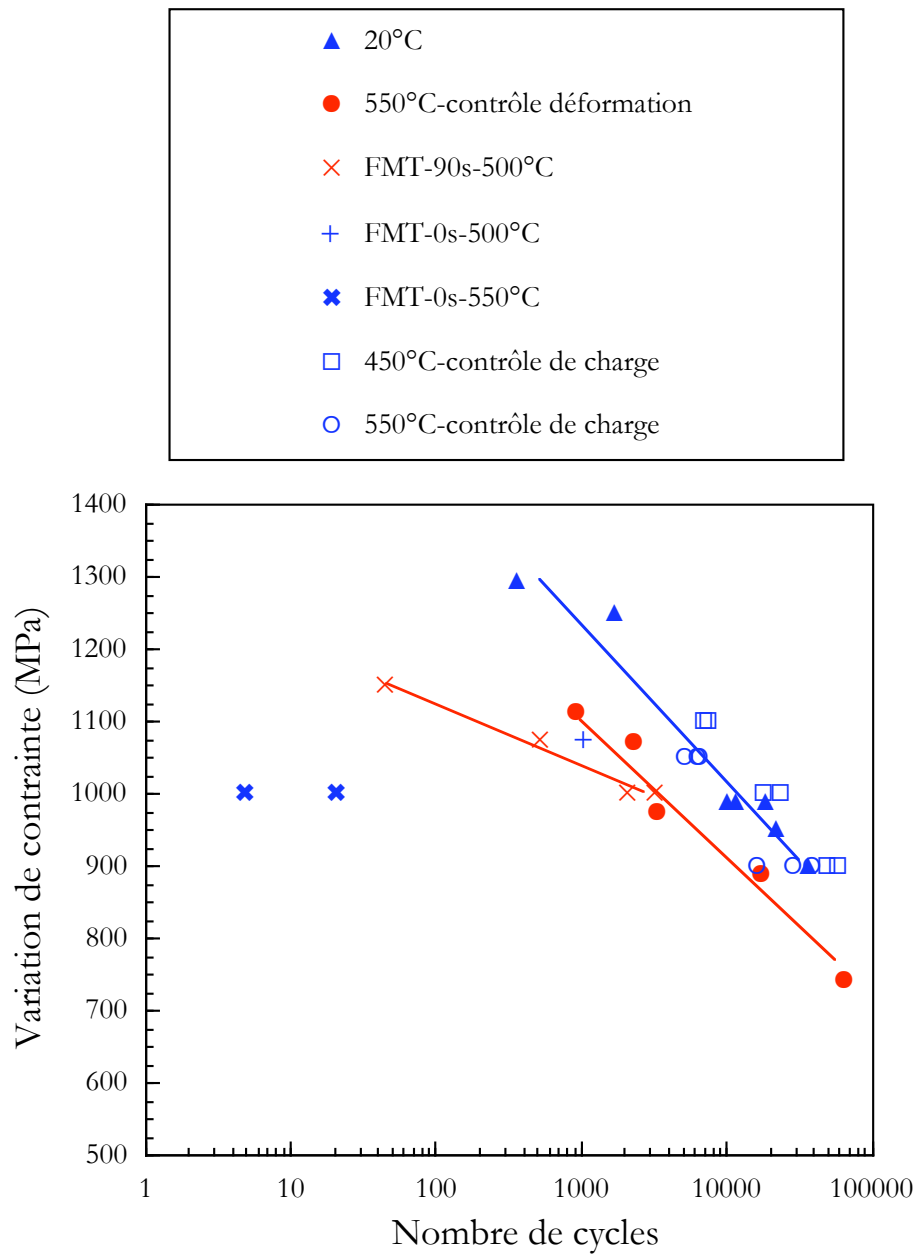


Figure V-33 □ Diagramme de durée de vie expérimentale présentant les essais simulés

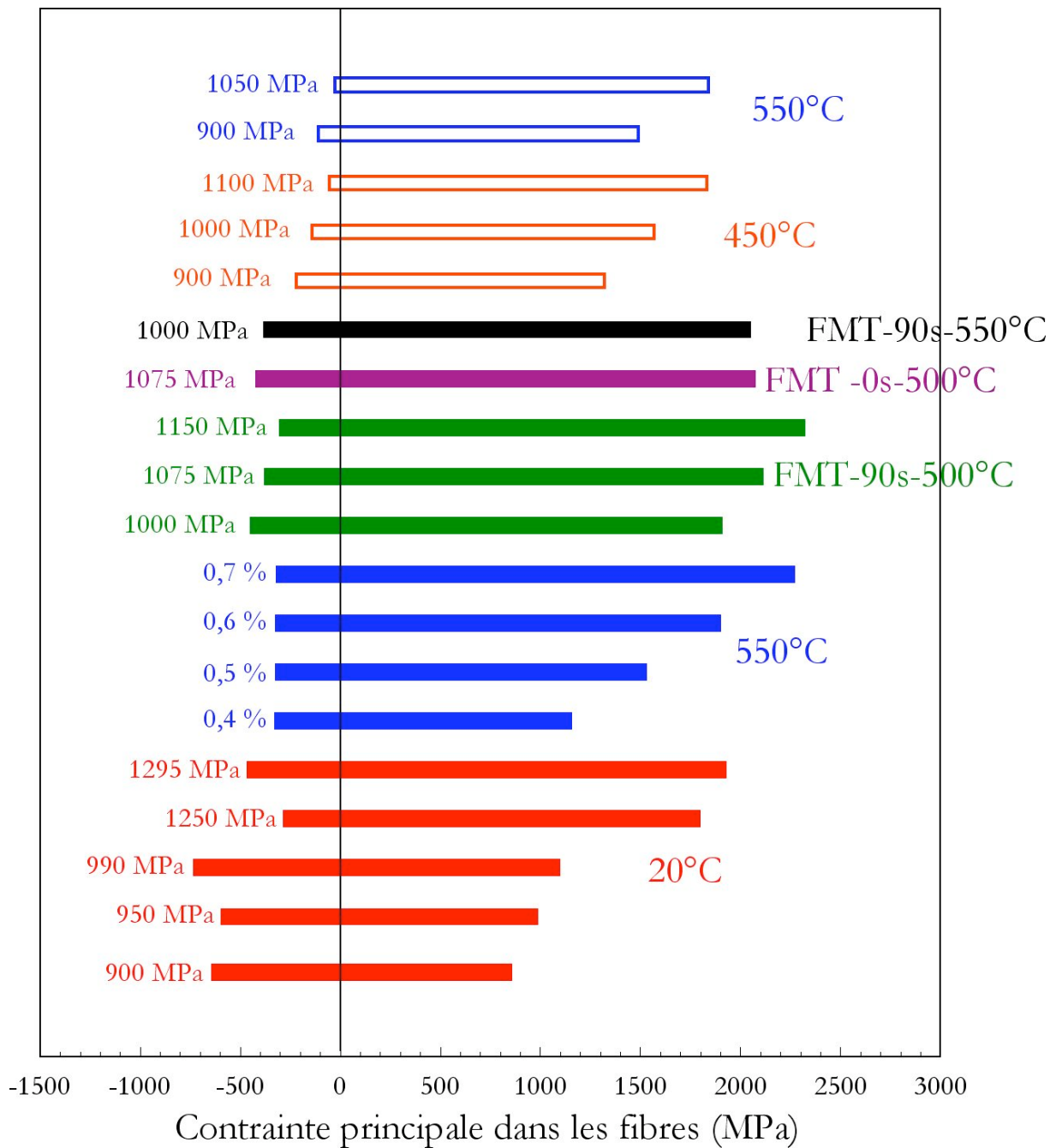


Figure V-34 Evolution de la contraente principale dans les fibres au 10^{ème} cycle calculée pour les différents chargements de fatigue réalisés sur le composite SM1140+/T16242

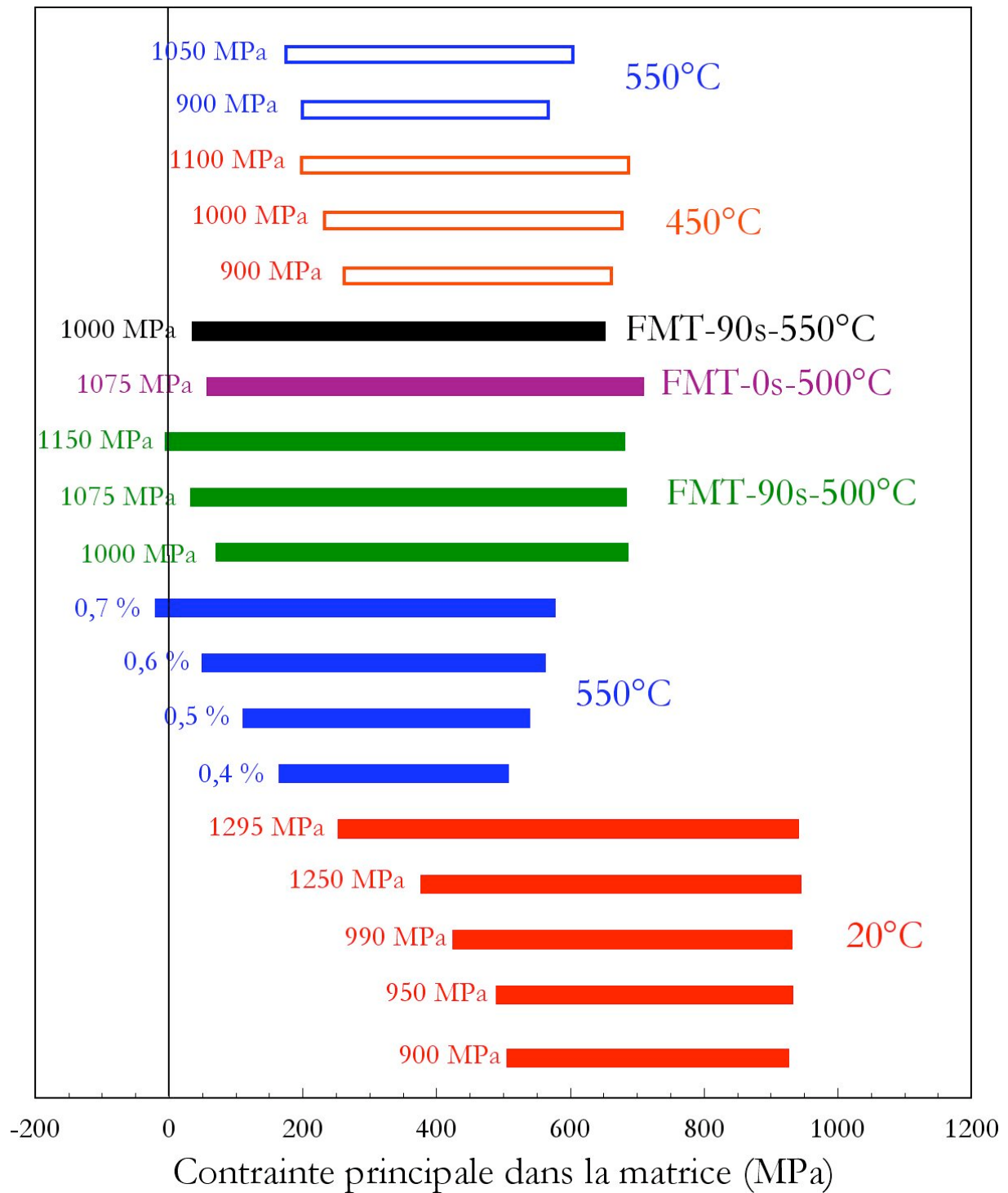


Figure V-35 Evolution de la contrainte principale moyenne dans la matrice au 10^{ème} cycle calculée pour les différents chargements de fatigue réalisés sur le composite SM1140+/Ti6242

V.4.2 Durée de vie en fatigue du composite SM1140+/Ti6242

Comme on vient de le constater, il est possible d'avoir accès au comportement du composite SM1140+/Ti6242 pour de nombreux types de chargement. Or, pour l'application ANAM, il est fondamental de pouvoir prévoir la durée de vie en fatigue du composite. **Nous présentons ici 3 méthodes simples permettant de calculer la durée de vie en fatigue d'éprouvettes en composite SM1140+/Ti6242 à partir du calcul des contraintes dans les constituants.**

V.4.2.1 Modèle simplifié

La figure V-36 présente la variation de contrainte moyenne calculée dans la matrice en fonction de la durée de vie pour les essais de fatigue réalisés sur le composite SM1140+/Ti6242. La figure V-37 reporte l'évolution de la contrainte maximale dans les fibres pour ces mêmes durées de vie. Ces figures mettent en évidence deux domaines :

- le domaine des grandes durées de vie ($N_r > 100$) dans lequel les résultats semblent s'aligner dans une bande dont la largeur dépend du paramètre considéré (ΔS_{mat} ou $S_{\text{max}}^{\text{fib}}$).
- le domaine des durées de vie réduites ($N_r < 100$) où les résultats se positionnent de façon plus aléatoire.

[Majumdar et al. 95][Legrand 97] ont montré que la durée de vie en fatigue des composites à matrice métallique renforcée par des fibres unidirectionnelles 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 [Taljera 95], ces auteurs divisent le diagramme de durée de vie en fatigue des composites à matrice métallique en trois domaines :

- le domaine I : lieu des hautes contraintes, où la durée de vie du composite ne dépend pas du niveau de chargement.
- le domaine II : domaine des faibles niveaux de chargement, où la résistance du composite est infinie, la rupture n'intervient jamais
- le domaine III : domaine intermédiaire où la durée de vie du composite est directement reliée aux paramètres de chargement macroscopique.

Les résultats obtenus pour les essais présentant une durée de vie inférieure à 100 cycles ($N_r < 100$) correspondent au domaine I du diagramme de durée de vie du composite SM1140+/Ti6242. Ce domaine, qui se caractérise par une grande dispersion dans les résultats est uniquement piloté par la résistance des fibres. Il apparaît en effet sur la figure V-37 que ce domaine présente les contraintes moyennes maximales dans la fibre les plus importantes. La contrainte seuil dans les fibres délimitant le domaine I du domaine III apparaît proche de 2150 MPa pour les essais pilotés en charge. Nous avons vu précédemment que les mécanismes de transfert de charge sont différents selon le mode de contrôle des essais de fatigue. Or aucun essai piloté en déformation ne possède une durée de vie inférieure à 100 cycles. Il est donc difficile de connaître la valeur de cette contrainte seuil au-delà de laquelle la durée de vie du composite est aléatoire.

La modélisation simplifiée présentée ici ne s'intéresse qu'au domaine III du diagramme de durée de vie. Il est en effet difficile de prévoir la durée de vie du composite dans le régime I de manière déterministe. Un recours à une méthode statistique telle que celle développée par [Molliex 95] pour l'étude en traction de composites et étendue au cas de la fatigue par [Legrand 97] est alors nécessaire.

Nous nous efforcerons donc de prévoir la tenue en fatigue du composite SM1140+/Ti6242 pour les durées de vie supérieures à 100 cycles ($N_r > 100$). Pour cela, les résultats présentés figure V-36 peuvent être approximés par une loi de type Basquin :

$$\Delta S_{\text{mat}} = A N_r^{-b} \quad (\text{V-18})$$

où ΔS_{mat} est la variation de contraintes moyenne dans la matrice au 10^{ème} cycle simulé, N_r le nombre de cycle à rupture, A et b deux constantes.

Le tableau V-7 présente les valeurs des constantes calculées avec les essais de fatigue réalisés sur le composite SM 1140+/Ti6242, ainsi que le coefficient de corrélation. Le tableau V-8 indique pour chaque essai la durée de vie simulée avec l'identification de la loi de Basquin.

Tableau V-7 : Valeurs des paramètres de l'identification de la loi de Basquin

A	b	Coefficient de corrélation
1427,4	0,1219	0,80

La figure V-38 présente une comparaison des durées de vie calculées et expérimentales obtenues sur le composite SM1140+/Ti6242. Les résultats obtenus sont satisfaisants. La majorité des écarts entre durée de vie expérimentale et simulée est inférieure à un facteur deux.

Tableau V-8 : Durées de vie simulées obtenues avec la loi de Basquin

Type de cycle	Chargement	N _{exp}	N _{sim}
20°C	900 MPa	36637	23494
	950 MPa	22366	15662
	990 MPa	10139,11639,18652	5090
	1250 MPa	1691	1977
	1295 MPa	361	414
550°C	0,4%	64834	132040
	0,5%	17265	20730
	0,6%	3368	4630
	0,7%	941,2307	1308
FMT-90s-500°C	1000 MPa	2108,3204	1022
	1075 MPa	526	648
FMT-0s-500°C	1075 MPa	1060	645
450°C	900 MPa	50079,59292	34387
	1000 MPa	17794, 23414	14441
	1100 MPa	6923,7528	6603
550°C	900 MPa	16176,28750,39357	67935
	1050 MPa	5112,6332,6633	18989

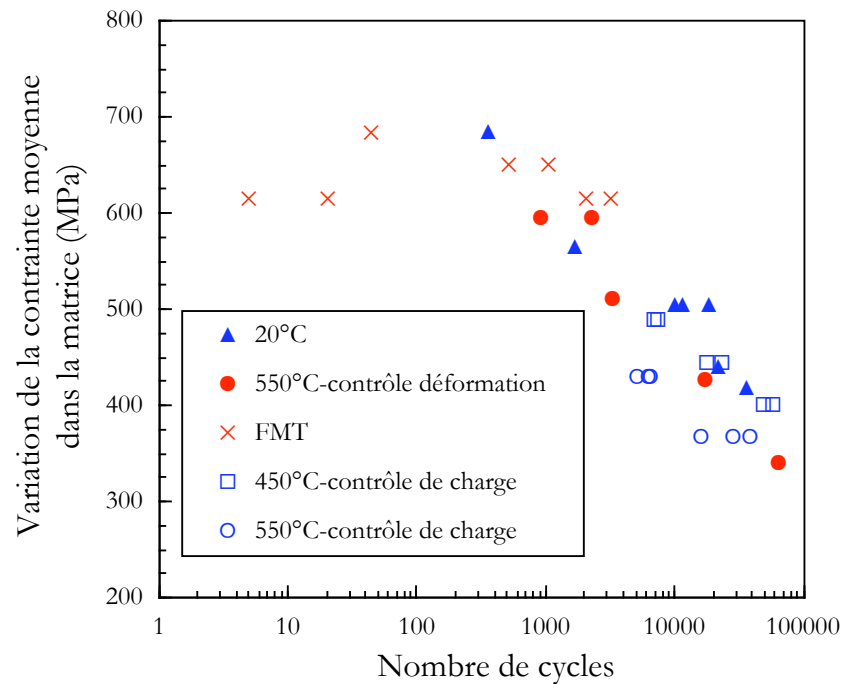


Figure V-36 Evolution de la variation de contrainte simulée moyenne dans la matrice au 10^{ème} cycle en fonction de la durée de vie pour les essais de fatigue réalisés sur le composite SM1140+/Ti6242

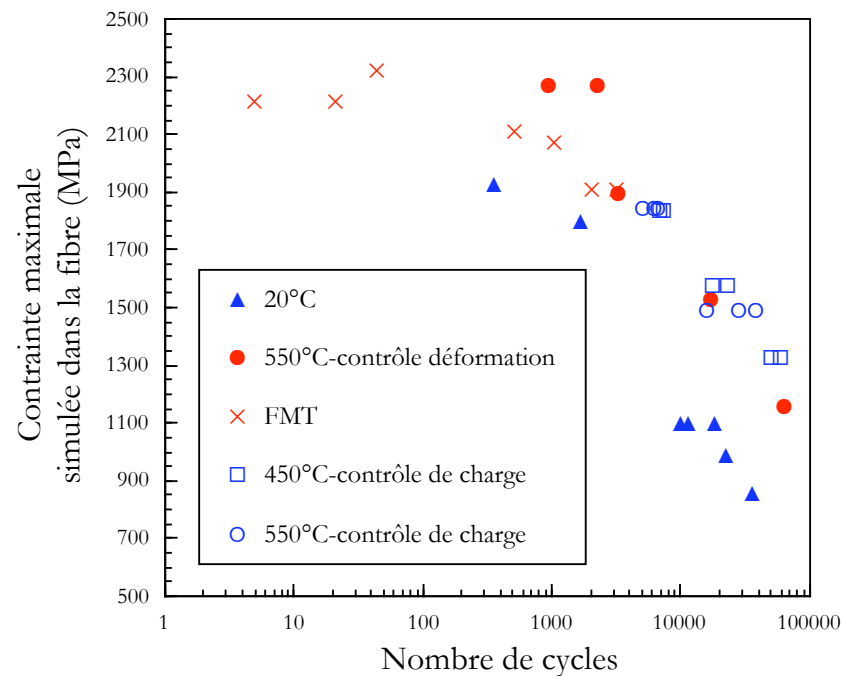


Figure V-37 Evolution de la variation de contrainte simulée moyenne dans la fibre au 10^{ème} cycle en fonction de la durée de vie pour les essais de fatigue réalisés sur le composite SM1140+/Ti6242

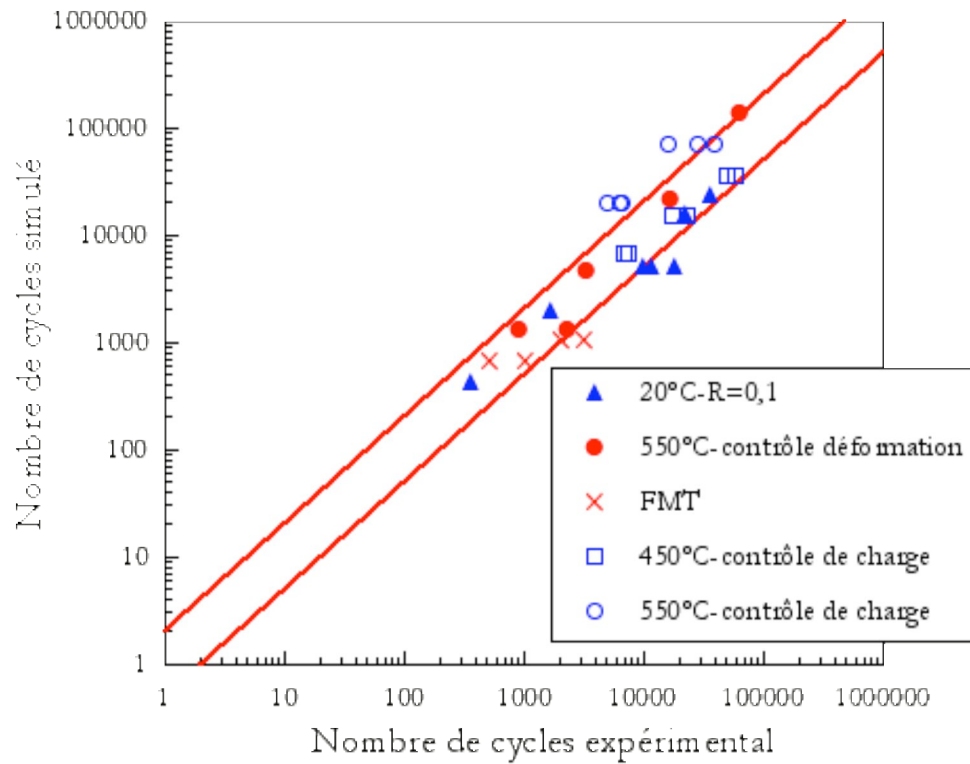


Figure V-38 Comparaison entre la durée de vie calculée, grâce au niveau de contrainte dans la matrice, et la durée de vie expérimentale en fatigue du SM1140+/Ti6242

V.4.2.2 Modèle basé sur un cumul du dommage

Il existe un grand nombre de modèles permettant de prévoir la durée de vie en fatigue de composites à matrice métallique renforcés par des fibres longues [Neu 93] [Nicholas 95] [Johnson et al. 98]. La plupart de ces modèles sont basés sur le principe de cumul, linéaire ou non, de dommage. L'endommagement du composite étant divisé en plusieurs parts chacune ayant sa cinétique propre.

Les modèles cités utilisent tous les grandeurs mécaniques calculées dans chaque constituant à l'aide d'une simulation numérique. C'est ce type de démarche que nous retenons pour prévoir la durée de vie en fatigue du composite.

Le modèle présenté ici a été mis au point par [Russ et al. 91] pour déterminer la durée de vie d'un composite SCS6/Ti-24Al-11Nb en fatigue mécano-thermique. Le modèle de Russ définit la durée de vie N_r du composite comme étant

$$\frac{1}{N_r} = \frac{1}{N_{mat}} + \frac{1}{N_{fib}} \quad (V-19)$$

où N_{mat} et N_{fib} sont les nombres de cycles à rupture du composite quand les contraintes dans la matrice et dans les fibres dominent respectivement la ruine du composite.

Le mode d'endommagement piloté par la résistance de la matrice est gouverné par la variation de contrainte dans la matrice, ΔS_{mat} , sous la forme

$$N_{mat} = C \Delta S^{-n} \quad (V-20)$$

où C et n sont deux constantes. Le mode d'endommagement du composite piloté par la tenue des fibres est gouverné par la contrainte maximale dans les renforts, S_{fib}^{max} , et s'écrit

$$N_{fib} = 10^{\frac{E}{N_0 A} \frac{S_{fib}^{max}}{S_0}} \quad (V-21)$$

où N_0 est une constante et S_0 la résistance en traction des fibres. La valeur de S_0 que nous utiliserons est la contrainte à rupture des fibres déterminée par [Legrand 97]. Cette valeur est issue d'essais de traction réalisés sur fibres recueillies après dissolution d'une éprouvette de fatigue de composite SM1140+/Ti6242. Cette valeur caractérise donc la résistance des fibres au sein du composite après mise en œuvre.

Les grandeurs mécaniques nécessaires au calcul de la durée de vie du composite sont issues de la modélisation numérique présentée précédemment. Toutes les contraintes utilisées sont calculées sur le 10^{ème} cycle de fatigue et sont moyennées sur chaque constituant. La contrainte maximale calculée dans la fibre est la contrainte moyenne dans le carbone et le carbure de silicium.

Chaque mode d'endommagement a été identifié sur un nombre limité d'essai. Ainsi, la part d'endommagement contrôlée par la matrice et calculée par la relation (V-20) a été identifiée sur les essais de fatigue à 20°C qui sollicitent davantage le Ti6242. L'endommagement piloté par les fibres a été identifié sur les essais réalisés en contrôle de charge à 450 et 550°C. Le tableau V-9 indique les valeurs des paramètres identifiés du modèle de Russ.

Les durées de vie du composite SM1140+/Ti6242 ont été calculées à partir des équations (V-20) et (V-21). L'ensemble des durées de vie obtenues ainsi que les nombres de cycles à rupture de chaque mode d'endommagement sont indiqués dans le tableau V-10. L'accord entre les durées de vie expérimentales et simulées est présenté figure V-39. Le modèle de Russ permet ainsi de prévoir la durée de vie en fatigue du composite SM1140+/Ti6242 de façon satisfaisante. Il fournit en outre une indication sur la nature de l'endommagement responsable de la ruine du composite. La figure V-40 présente la valeur de N_{mat} en fonction de N_{fib} pour l'ensemble des essais de fatigue simulés. Le domaine supérieur du diagramme qui correspond à $N_{fib} > N_{mat}$ regroupe l'ensemble des essais pour lesquels la durée de vie du composite est limitée par la matrice. Le domaine inférieur, celui où $N_{fib} < N_{mat}$, est le lieu d'un endommagement dominé par les fibres.

Tableau V-9 Valeurs des paramètres de l'identification du modèle de RUSS

	Constantes	Résultats utilisés pour l'identification
N_{mat}	$A = 1190$; $n = -0,0949$	essais à 20°C
N_{fib}	$N_0 = 7,518$; $S_0 = 3664 \text{ MPa}^*$	essais à 450 et 550°C en contrôle de charge

* [Legrand 97]

Tableau V-10 : Durées de vie simulées obtenues avec le modèle de Russ

Type de cycle	Chargement	N _{exp}	N _{mat}	N _{fib}	N _{sim}
20°C	900 MPa	36637	60548	543752	54481
	950 MPa	22366	22366	293941	32045
	990 MPa	10139,11639,18652	8490	171836	8090
	1250 MPa	1691	2520	5873	1763
	1295 MPa	361	339	3189	306
550°C	0,4%	64834	556106	128613	104455
	0,5%	17265	51556	21648	15246
	0,6%	3368	7517	3645	2454
	0,7%	941,2307	1482	613	434
FMT-90s-500°C	1000 MPa	2108,3204	1080	3510	826
	1075 MPa	526	601	1293	410
	1150 MPa	45	345	473	200
FMT-0s-500°C	1075 MPa	1060	1074	1750	666
FMT-90s-550°C	1000 MPa	5,21	598	1575	433
450°C	900 MPa	50079,59292	98765	57469	36330
	1000 MPa	17794, 23414	32405	17273	11267
	1100 MPa	6923,7528	11860	4936	3485
550°C	900 MPa	16176,28750,39357	236828	25466	22993
	1050 MPa	5112,6332,6633	46062	4752	4308

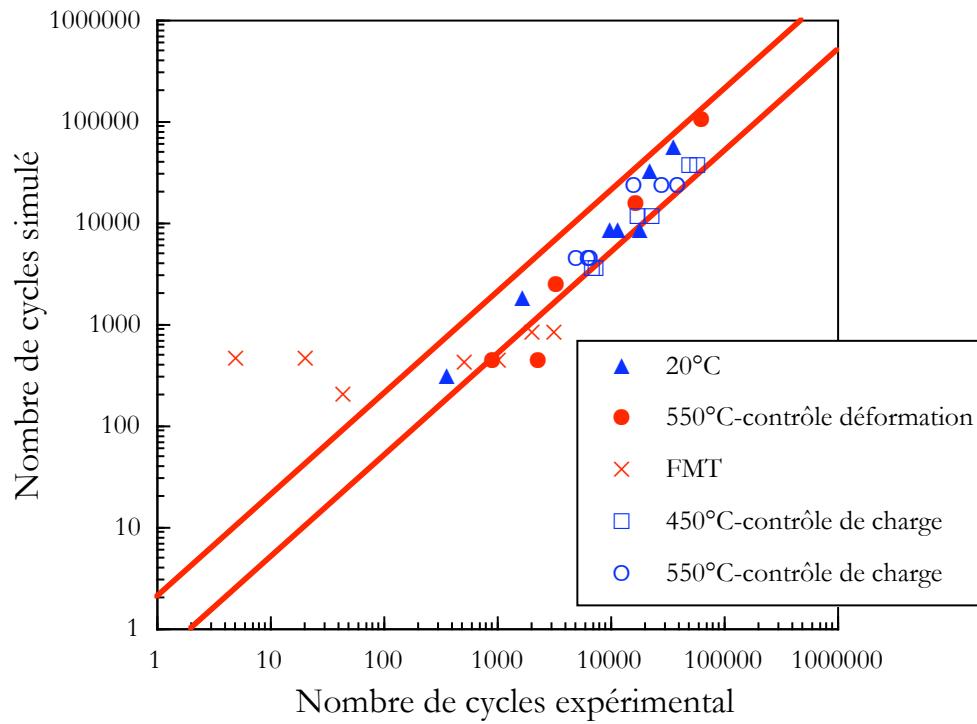


Figure V-39 □ Modèle de Russ, comparaison de la durée de vie en fatigue calculée-expérimentale du SM1140+/Ti6242

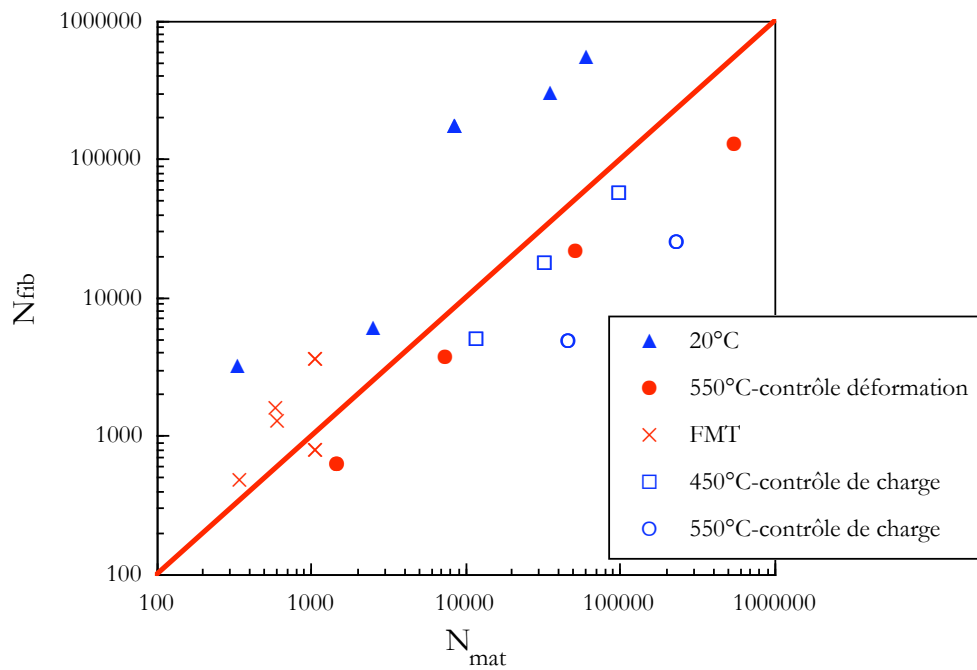


Figure V-40 □ Modèle de Russ, évolution de la durée de vie contrôlée par les fibres, N_{fib} , en fonction de celle contrôlée par la matrice, N_{mat}

V.4.2.3 Modèle basé sur un report de charge

Un modèle basé sur le report de charge, depuis la matrice vers les fibres, observé au cours des essais de fatigue sur le composite SM1140+/Ti6242 a été mis en place. Cette modélisation qui suppose que la durée de vie de l'éprouvette est entièrement pilotée par la contrainte maximale admissible par les renforts s'appuie sur des simulations d'essais de fatigue à grand nombre de cycles. Le tableau V-11 présente l'ensemble des essais de fatigue ayant servi de base au modèle. Tous les calculs ont été réalisés sur 500 cycles de fatigue. Les essais pilotés en déformation ne présentent pas de transfert de charge important, ils n'ont pas été exclus de cette modélisation.

L'ensemble des simulations effectuées nous a permis de corrélérer l'évolution de la contrainte maximale dans les fibres avec le nombre de cycles à l'aide d'une loi du type :

$$N = \frac{1}{S_1} \left[\exp \left(\frac{\hat{E} S_{\text{fib}}^{\max}}{E S_0} \right) - \exp \left(\frac{\hat{E} S_{\text{fib},1}^{\max}}{E S_0} \right) \right] + 1 \quad (\text{V-21})$$

$$\text{avec} \quad S_0 = \frac{s_{\text{fib},1}^{\max}}{a_0} \quad (\text{V-22})$$

où $s_{\text{fib}}^{\max}$ est la valeur de la contrainte maximale dans les fibres au cycle N , $s_{\text{fib},1}^{\max}$ sa valeur au 1^{er} cycle et a_0 , S_1 deux constantes. Le tableau V-12 indique pour tous les types de sollicitation les valeurs des constantes a_0 et S_1 . L'équation (V-21) permet donc de décrire pour tout type d'essai l'évolution de la contrainte maximale dans les fibres à partir de sa valeur au 1^{er} cycle. Les figures V-41, V-42 et V-43 présentent les comparaisons des évolutions de la contrainte maximale dans les fibres simulées d'une part et calculées à l'aide de la relation (V-21) d'autre part.

On suppose ici 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 la relation (V-21), de calculer pour chaque essai réalisé en laboratoire, la contrainte maximale dans les fibres ayant conduit à la rupture du composite. Cette contrainte critique, $s_{\text{fib}}^{\text{crit}}$, est alors définie comme étant :

$$s_{\text{fib}}^{\text{crit}} = S_0 \ln \left[S_1 (N_r - 1) + \exp \left(\frac{\hat{E} S_{\text{fib},1}^{\max}}{E S_0} \right) \right] \quad (\text{V-23})$$

où N_r est le nombre de cycles à rupture de chaque éprouvette. Le tableau V-13 présente l'ensemble des contraintes critiques calculées pour les essais de fatigue modélisés. La figure V-44 présente l'évolution des contraintes critiques avec le nombre de cycles. Il

apparaît que la valeur de la contrainte critique responsable de la ruine du composite diminue avec le nombre de cycles à rupture du composite. Cette diminution indique que

- soit la résistance intrinsèque des fibres tend à diminuer avec le nombre de cycles, phénomène déjà mis en évidence [Legrand 97] par la réalisation d'essais de traction sur fibres issues d'échantillons testés en fatigue.
- soit il existe un deuxième phénomène d'endommagement au sein du composite responsable de sa ruine qui est d'autant plus important que la durée de vie du composite est longue.

La durée de vie du composite SM1140+/Ti6242 en fatigue mécano-thermique a finalement été calculée grâce à la relation (V-21). On définit le nombre de cycles à rupture du composite SM1140+/Ti6242 en fatigue mécano-thermique selon le cycle FMT-90s-500°C comme étant

$$N_r = \frac{1}{S_1} \left[\exp \left(\frac{\hat{E} s_{crit}(N_r)}{S_0} \right) - \exp \left(\frac{\hat{E} s_{fib,1}^{max}}{S_0} \right) \right] + 1 \quad (V-24)$$

avec $s_{crit}(N_r)$ l'évolution de la contrainte critique supportée par les fibres. Cette évolution est issue des résultats présentés dans le tableau V-13 et de la contrainte à rupture des fibres mesurée par [Legrand 97]. La figure V-44 présente les résultats pris en compte dans la modélisation de l'évolution de la contrainte critique. Ces résultats sont regroupés sous la forme

$$s_{crit} = w_0 + w_1 \ln(N_r) \quad (V-25)$$

où w_0 et w_1 deux constantes. L'identification de la relation (V-25) nous donne

$$w_0 = 3644 \text{ MPa}$$

$$w_1 = -172,7$$

La figure V-45 présente l'évolution des contraintes maximales dans les renforts pour les essais de fatigue mécano-thermique et leur intersection avec la courbe d'évolution de la contrainte critique dans les renforts. La figure V-46 présente une comparaison entre la durée de vie expérimentale du composite SM 1140+/ Ti 6242 et la durée de vie ainsi calculée. Les résultats obtenus sont satisfaisants pour des durées de vie supérieures à la centaine de cycles. Une telle modélisation est sûrement trop simple pour les essais à contrainte appliquée élevée, car si les mécanismes de transfert de charge sont bien présents, il devient difficile d'ignorer l'endommagement du composite.

Tableau V-11 : Détails des simulations réalisées

Type de cycle	Fréquence/Période	Température (°C)	R _s	ΔS (MPa)
triangulaire	340 MPa.s ⁻¹	450	0,1	900 1000 1100
triangulaire	340 MPa.s ⁻¹	550	0,1	900 1050
FMT-90s-500°C	290 s	100-500	0	1000 1200

Tableau V-12 : Valeurs des constantes du modèle basé sur le report de charge

Température (°C)	ΔS (MPa)	R _s	a ₀	S ₁
450	900 1000 1100	0,1	35	1,41.10 ¹⁵
550	900 1050	0,1	22,6	7,69.10 ⁸
FMT-90s-500°C	1000 1200	0	17,5	2,99.10 ⁶

Tableau V-13 : Contraintes critiques atteintes dans les fibres

Température (°C)	ΔS (MPa)	R_s	N_r	S_{fib}^{crit} (MPa)
450	900	0,1	50079	1622
	900		59292	1628
	1000		17794	1881
	1000		23414	1892
	1100		6923	2137
	1100		7528	2141
550	900	0,1	16176	1905
	900		28750	1941
	900		39357	1961
	1050		5112	2282
	1050		6332	2299
	1050		6633	2302

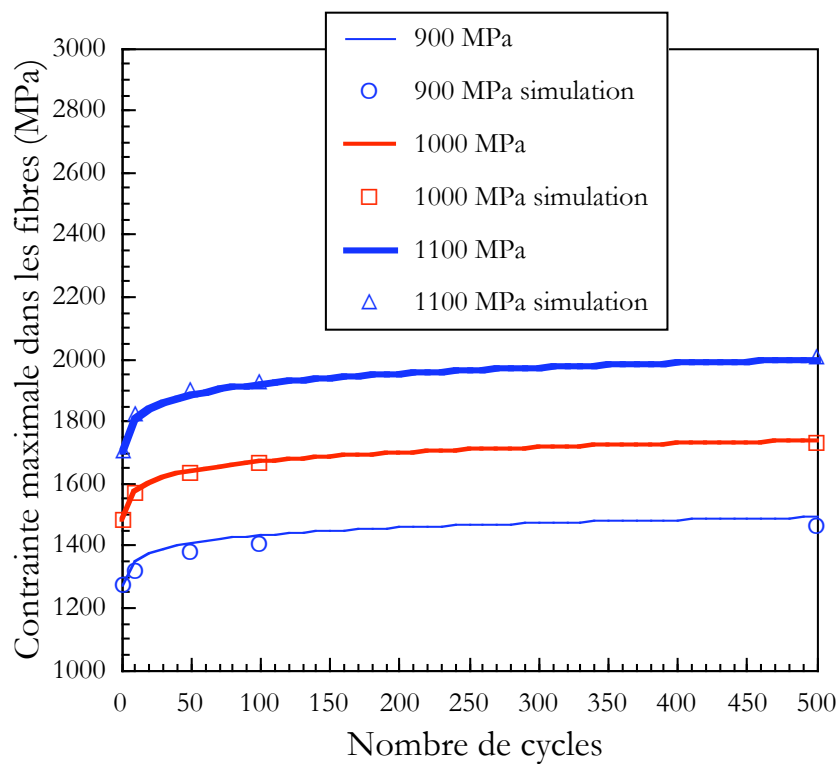


Figure V-41 Evolution de la contrainte maximale simulée dans les fibres en fonction du nombre de cycles – Essai à 450°C réalisé à 340 MPa.s⁻¹ avec $R_s=0,1$

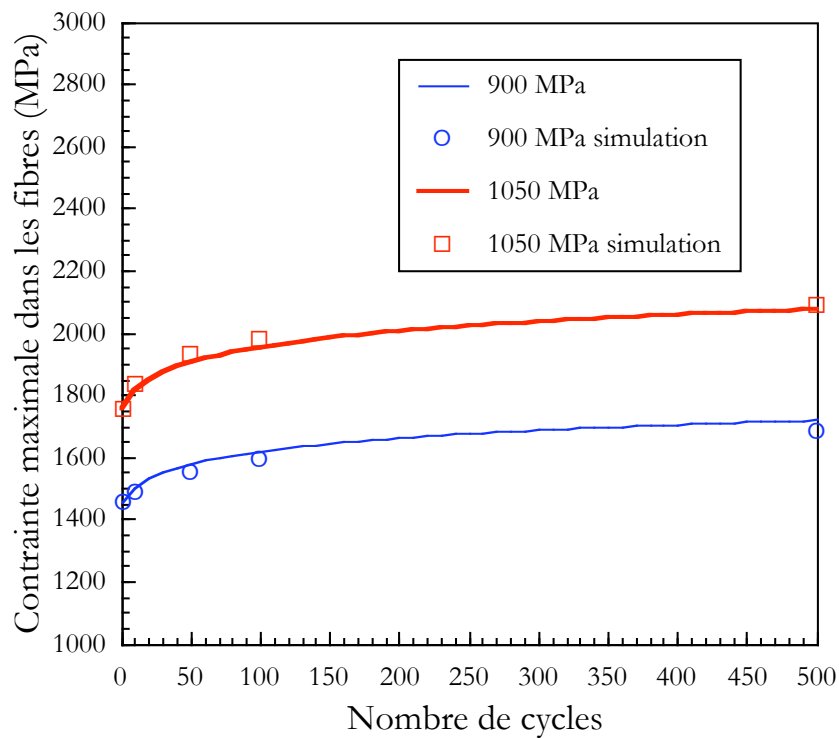


Figure V-42 Evolution de la contrainte maximale simulée dans les fibres en fonction du nombre de cycles – Essai à 550°C réalisé à 340 MPa.s⁻¹ avec $R_s=0,1$

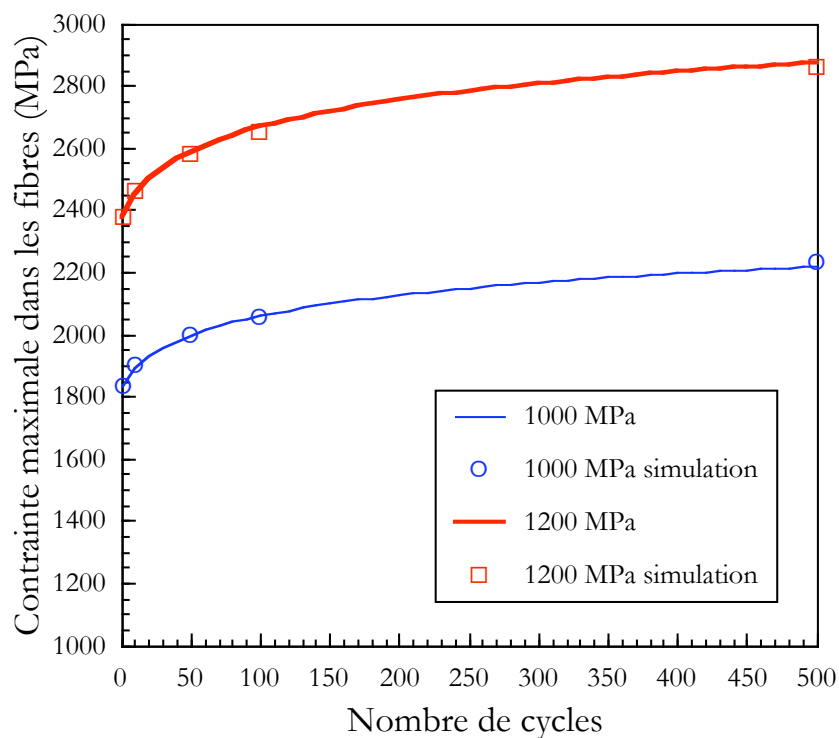


Figure V-43 Evolution de la contrainte maximale simulée dans les fibres en fonction du nombre de cycles – Essai selon FMT-90s-500°C

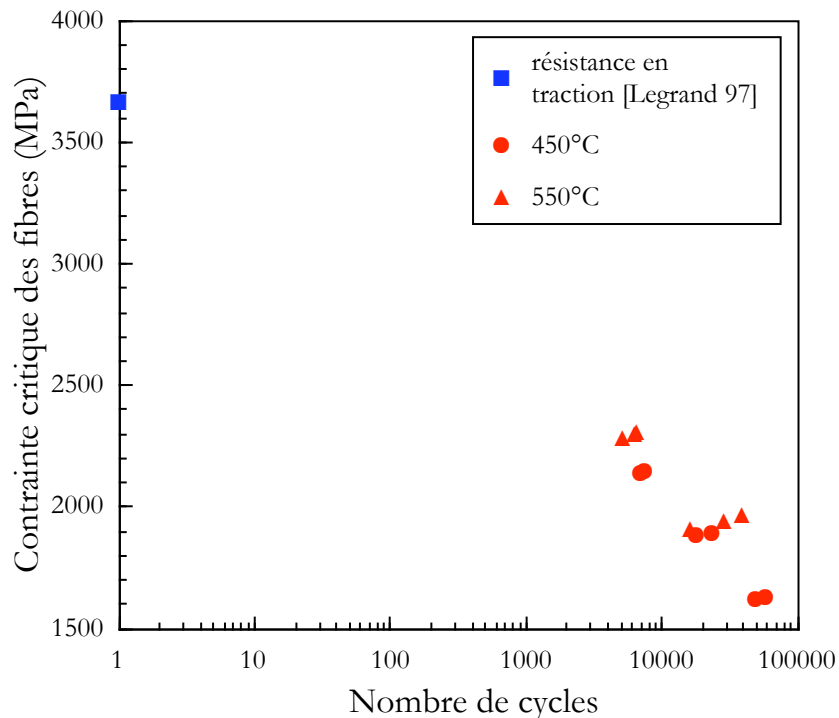


Figure V-44 Evolution de la contrainte critique dans les fibres en fonction de la durée de vie du composite SM1140+/T16242

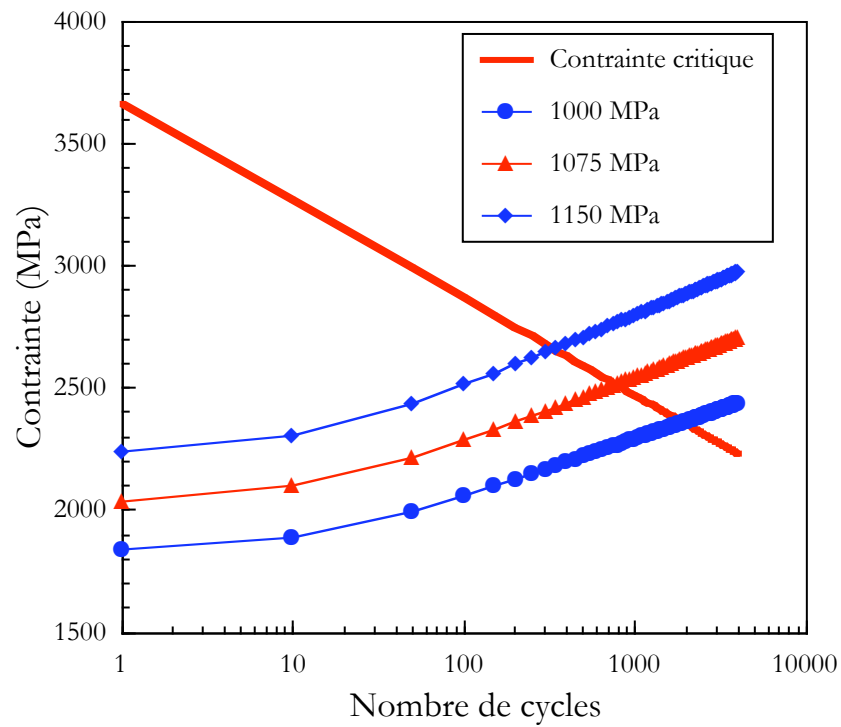


Figure V-45 Evolution de la contrainte dans les fibres pour les essais de fatigue mécano-thermique – Interception de la courbe des contraintes critiques

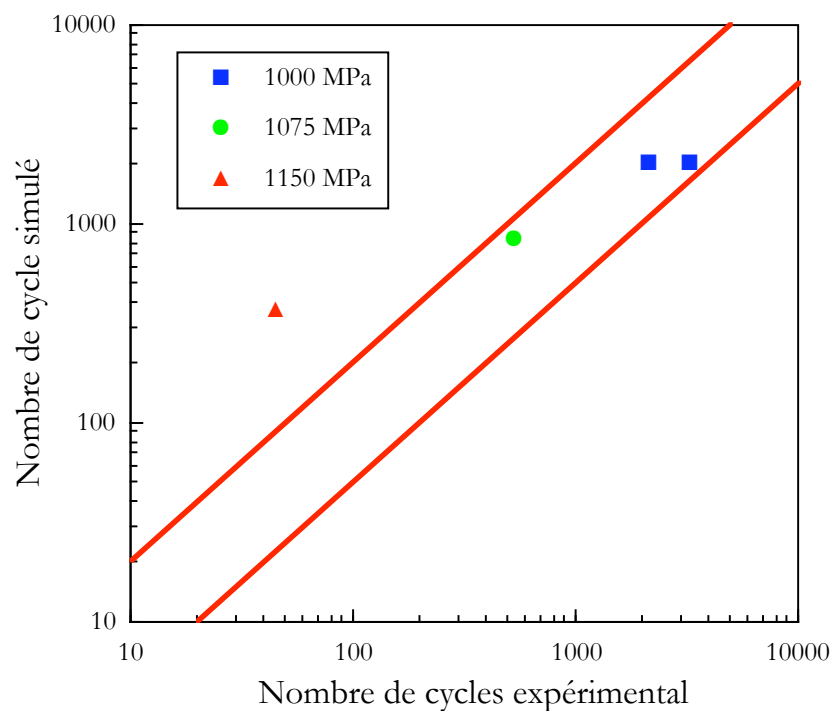


Figure V-46 Modèle basé sur le report de charge, comparaison de la durée de vie calculée-expérimentale du composite SM1140+/T6242

V.4.3 En résumé

Plusieurs modèles de prévision de la durée de vie en fatigue du composite SM1140+/Ti6242 ont été mis en place dans ce chapitre.

Ces modèles reposent tous sur un calcul numérique des grandeurs mécaniques au sein de chaque constituant du composite. La modélisation utilisée est celle présentée précédemment (§ V-2).

Ces modèles simples permettent d'avoir accès à une bonne estimation de la durée de vie en fatigue du composite sous des sollicitations très différentes. Ils mettent ainsi en évidence la grande importance d'une bonne estimation du comportement mécanique dans un composite à matrice métallique renforcée par des fibres longues pour prévoir la tenue en fatigue du matériau.

V.5 PREVISION DES VITESSES DE FISSURATION EN FATIGUE DU COMPOSITE SM1140+/Ti6242

V.5.1 Comportement en fissuration du Ti6242

V.5.1.1 Introduction

Les études menées au cours de cette thèse sur le comportement du composite SM1140+/Ti6242 ont souligné l'importance d'une bonne compréhension du comportement de la matrice. La loi de comportement de l'alliage Ti6242 est connue dans la gamme de températures et de sollicitations explorées au cours de son utilisation au sein du composite. Toutefois, le comportement en fissuration de cet alliage est mal connu. Des études antérieures [Eylon et al. 76] [Ward-Close et al. 80] ont montré l'importance fondamentale de la microstructure et des traitements thermiques dans la capacité de l'alliage à résister à la fissuration en fatigue.

Les essais de fissuration en fatigue sur le Ti6242 réalisés ici s'efforcent d'apporter des éléments à la compréhension du comportement de cet alliage mais surtout à celle du composite SM1140+/Ti6242.

V.5.1.2 Principe des essais

Le chargement au cours d'un essai de fissuration est défini par une contrainte appliquée. Cette contrainte est calculée sur l'ensemble de la section de l'éprouvette entaillée comprise. La taille de la fissure n'est pas prise en compte dans ce calcul. L'amplitude de contrainte appliquée est donc constante pendant chaque séquence de propagation. Le rapport de charge R_s est le rapport de la contrainte appliquée minimale sur la contrainte maximale.

V.5.1.3 Choix des cycles

V.5.1.3.1 Cycles classiques

Plusieurs formes de cycles ont été testées au cours de l'étude du comportement en fissuration de l'alliage de titane Ti6242. Des essais classiques de fissuration suivant un cycle triangulaire à des fréquences de 1 et 10 Hz ont été réalisés avec un rapport de charge R_s de 0,1.

D'autre part, un cycle, déjà utilisé dans l'étude du comportement en fissuration du composite SM1140+/Ti6242, a également été testé. Ce cycle, dit 1s20s, s'efforce de reprendre les principales caractéristiques du cycle de fatigue mécano-thermique référence de Snecma Moteurs. Ce cycle comporte une mise en charge rapide, en 1 seconde, et une décharge plus lente, de 20 secondes, sans temps de maintien à charge maximale. Le

rapport de charge est identique à celui utilisé pour le composite SM1140+/Ti6242 : $R_s = 0,1$.

V.5.1.3.2 Cycles issus de la modélisation numérique

Les chargements décrits ci-dessus sont directement issus de la campagne de fissuration menée sur le composite. Les cycles sont identiques à ceux utilisés sur les éprouvettes entaillées en SM1140+/Ti6242, ils ne caractérisent donc pas le chargement réellement supporté par la matrice au cours d'un essai de fissuration sur le composite.

Il est intéressant de réaliser des essais de fissuration en utilisant un chargement proche de celui supporté par la matrice au cours d'un essai de fissuration sur le composite. Pour cela, il est nécessaire d'avoir accès à ce chargement. Pour accéder précisément aux champs de contraintes et déformations dans la matrice en pointe de fissure au cours d'un essai de fissuration sur le composite, une modélisation tridimensionnelle de l'éprouvette entaillée en SM1140+/Ti6242 est nécessaire. Or à l'heure actuelle, la réalisation de telles simulations n'est pas envisageable, les performances des moyens de calcul n'étant pas assez élevées.

Néanmoins, il est possible de réaliser des calculs grâce à la modélisation numérique présentée plus haut. Ces calculs reproduisent le comportement d'un élément de volume de composite se trouvant au coeur d'une éprouvette. Cette modélisation ne nous permet donc pas de décrire les champs locaux en pointe de fissure mais fournit une bonne estimation du chargement en amont de la fissure en dehors de la zone plastique.

Des calculs ont donc été réalisés suivant deux cycles testés en fissuration sur le composite : le cycle 1s20s et le cycle de fatigue mécano-thermique référence FMT-90s-500°C. Pour chacun des deux chargements, les opérations de mise en forme sont modélisées : les contraintes résiduelles sont donc prises en compte dans le calcul. Le chargement de fatigue est ensuite appliqué à l'ensemble de la cellule.

Le comportement de la matrice étant élasto-viscoplastique, il est important d'attendre une réponse stabilisée de la cellule. C'est pourquoi, dix cycles de fatigue sont effectués pour chacun des deux chargements. Deux niveaux de sollicitation par type de chargement ont été simulés. Ces deux niveaux de contrainte correspondent à des essais de fissuration en fatigue effectués sur le composite. Le tableau V-14 indique les différentes simulations effectuées sur la cellule à savoir :

- deux calculs de fatigue à 500°C réalisés suivant le cycle 1s20s. Deux niveaux de contrainte maximale appliquée, à $R_s = 0,1$, ont été explorés : 500 et 625 MPa.
- deux simulations utilisant le cycle de fatigue mécano-thermique FMT-90S-500°C entre 100 et 500°C avec $R_s=0$ à une contrainte maximale de 100 et 250 MPa.

Le chargement à déterminer est celui supporté par la matrice au cours d'un essai de fissuration sur le composite. Ce chargement équivalent est calculé grâce à la composante du déviateur des contraintes correspondant à l'axe principal de sollicitation. Ainsi, pour chaque temps sauvegardé durant la simulation numérique, la composante S_{zz} (avec z

direction de sollicitation et des renforts) est calculée en chaque point de Gauss du maillage. La composante S_{zz} étant égale à :

$$S_{zz} = s_{zz} - \frac{1}{3} \text{Tr}(\mathbf{s}) \quad (\text{V-25})$$

avec

$$\text{Tr}(\mathbf{s}) = s_{xx} + s_{yy} + s_{zz} \quad (\text{V-26})$$

Tableau V-14 : Simulations effectuées sur le composite SM1140+/Ti6242

Type de simulation	Température (°C)	$s_{\max}$ (MPa)	$\langle S_{zz}^{\text{moy}} \rangle^{\min}$ (MPa)	$\langle S_{zz}^{\text{moy}} \rangle^{\max}$ (MPa)	R_s
1s20s	500	500	115	256	0,45
		625	118	294	0,4
FMT-90s-500°C	100-500	100	115	230	0,5
		250	130	268	0,48

Ensuite, pour chaque temps, la valeur moyenne de cette composante, S_{zz}^{moy} , est calculée sur l'ensemble de la matrice :

$$S_{zz}^{\text{moy}} = \langle S_{zz} \rangle_{\text{matrice}} = \frac{1}{V_{\text{mat}}}_{\text{matrice}} \int S_{zz} dV \quad (\text{V-27})$$

où V_{mat} est le volume de matrice dans la cellule.

La variation au cours du temps de la composante, S_{zz}^{moy} , nous fournit le chargement équivalent de la matrice. Le tableau V-14 indique les valeurs extrêmes de S_{zz}^{moy} obtenues au cours du 10^{ème} cycle pour chaque type de chargement. Le rapport de charge équivalent, R_s , est également indiqué avec :

$$R_s = \frac{\langle S_{zz}^{\text{moy}} \rangle^{\min}}{\langle S_{zz}^{\text{moy}} \rangle^{\max}} \quad (\text{V-28})$$

où $\langle S_{zz}^{\text{moy}} \rangle^{\min}$ et $\langle S_{zz}^{\text{moy}} \rangle^{\max}$ sont respectivement la valeur minimale et maximale de S_{zz}^{moy} au cours du 10^{ème} cycle de chaque chargement.

La figure V-47 présente la variation de S_{zz}^{moy} au cours du 10^{ème} cycle pour la simulation effectuée selon le cycle 1s20s. Deux niveaux de chargement ont été appliqués : 500 et 625 MPa. Le cycle de chargement moyen de la matrice obtenu est également un cycle 1s20s. Il apparaît que la contrainte $\langle S_{zz}^{\text{moy}} \rangle^{\min}$ dépend peu du niveau de sollicitation : 115 et 118 MPa pour les deux cas étudiés. Le tableau V-15 indique la valeur du rapport de charge équivalent obtenu. Dans les deux cas, celui-ci est proche de 0,4. Le cycle équivalent choisi pour être représentatif du chargement de la matrice au cours d'un essai de fissuration 1s20s sur le composite est un cycle 1s20s effectué avec un rapport de charge $R_s=0,4$.

La figure V-48 rappelle l'évolution de la contrainte appliquée et de la température au cours du cycle de fatigue mécano-thermique FMT-90s-500°C. Le cycle est représenté pour une contrainte maximale de 100MPa.

La figure V-49 présente l'évolution de S_{zz}^{moy} en fonction du temps au 10^{ème} cycle pour deux simulations effectuées selon le cycle de fatigue mécano-thermique. Deux niveaux de chargement ont été calculés : 100 et 250 MPa. La variation de S_{zz}^{moy} calculée sur la matrice diffère de l'évolution de la contrainte macroscopique appliquée à l'éprouvette, figure V-48. Le cycle de chargement équivalent de la matrice est très différent du cycle initialement appliqué au composite.

Le tableau V-15 indique les valeurs extrêmes de S_{zz}^{moy} obtenues au cours du 10^{ème} cycle pour la simulation effectuée selon le cycle de fatigue mécano-thermique ainsi que le rapport de charge équivalent, R_s . La figure V-50 représente le cycle de fissuration équivalent, cycle FMT-simu-500°C, visant à simuler la sollicitation subie par la matrice au sein du composite pendant un essai de fissuration selon le cycle de fatigue mécano-thermique. Le rapport de charge est pris égal à 0,5. Le tableau V-15 synthétise les caractéristiques des deux cycles issus de la simulation numérique ainsi que celles des deux cycles ayant servi au calcul.

Tableau V-15 : Description des cycles de fissuration réalisés sur l'alliage Ti6242 calculés par simulation numérique

cycle initial	cycle calculé
1s20s – $R_s = 0,1$ 500°C	1s20s – $R_s = 0,4$ 500°C
cycle FMT-90s-500°C – $R_s = 0,1$ 100-500°C	cycle FMT-simu-500°C – $R_s = 0,5$ 100-500°C

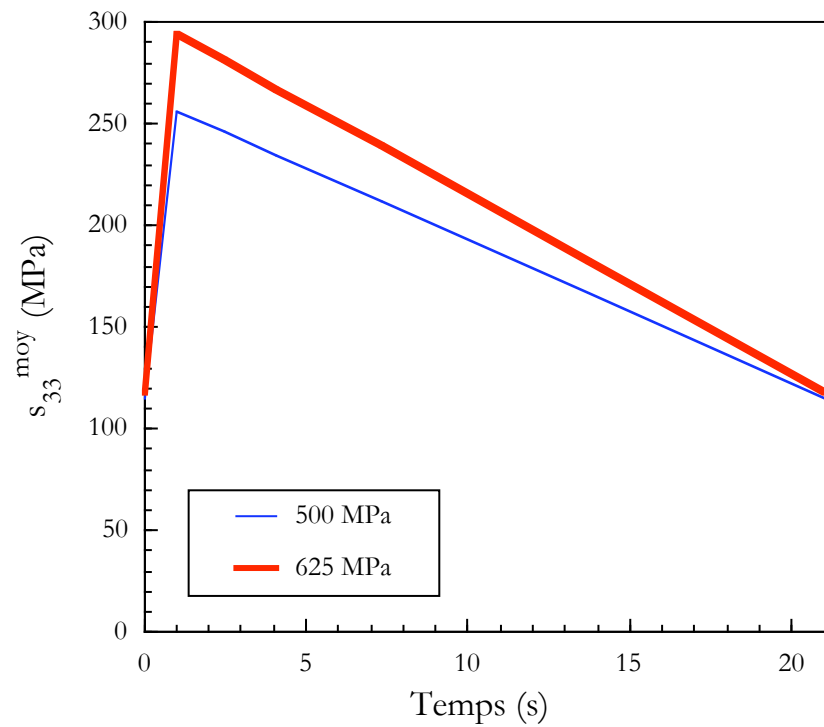


Figure V-47 Evolution de S_{zz}^{moy} calculée sur la matrice au cours du 10^{ème} cycle pour un essai de fatigue de type 1s20s réalisé sur le composite SM 1140+/Ti6242

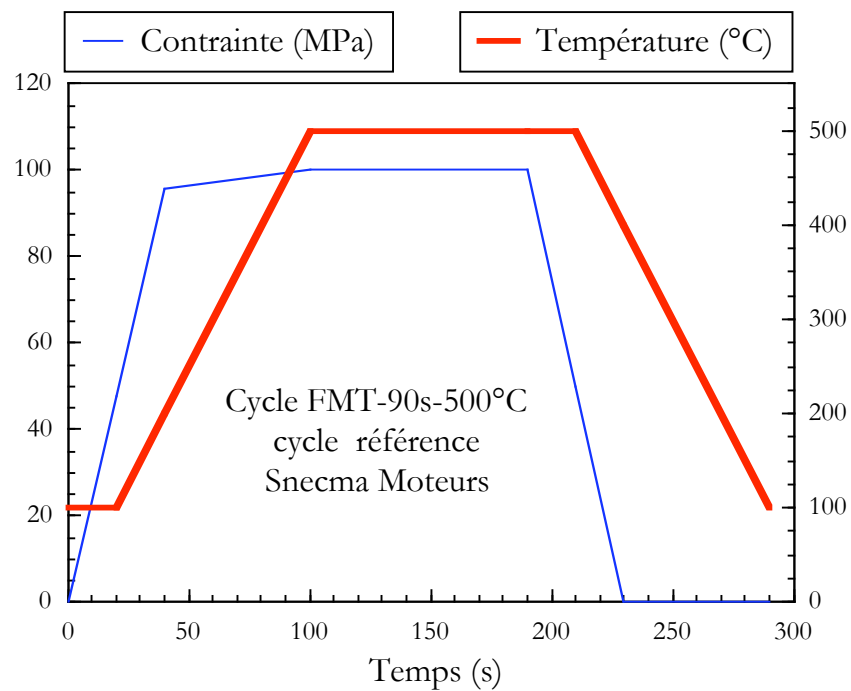


Figure V-48 Cycle FMT-90s-500°C de fatigue mécano-thermique entre 100 et 500°C avec temps de maintien à contrainte maximale de 90s – S_{max} =100 MPa

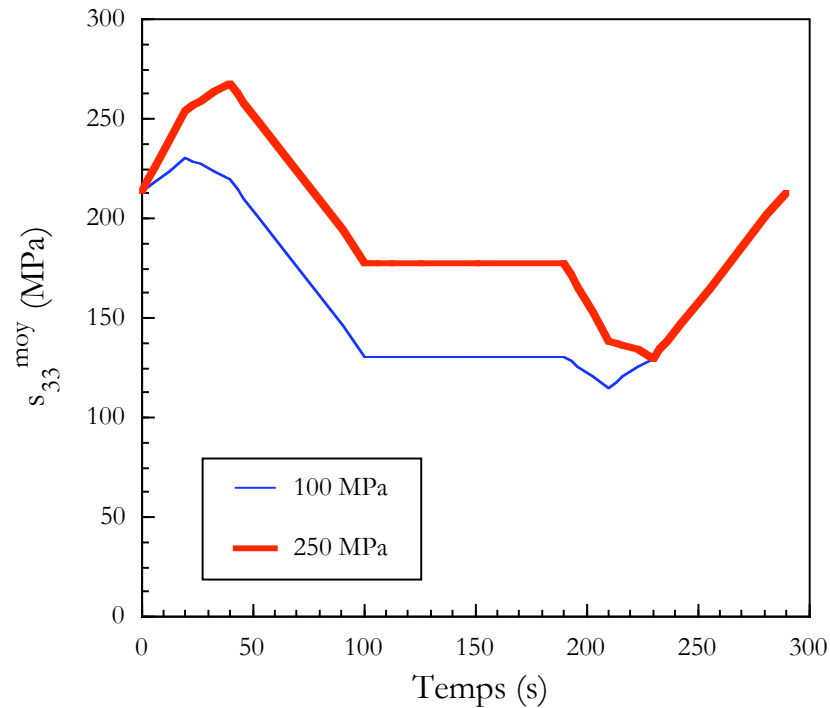


Figure V-49 Evolution de s_{33}^{moy} calculée sur la matrice au cours du 10^{ème} cycle pour un essai de fatigue mécano-thermique réalisé suivant le cycle de référence sur le composite SM 1140+/Ti6242

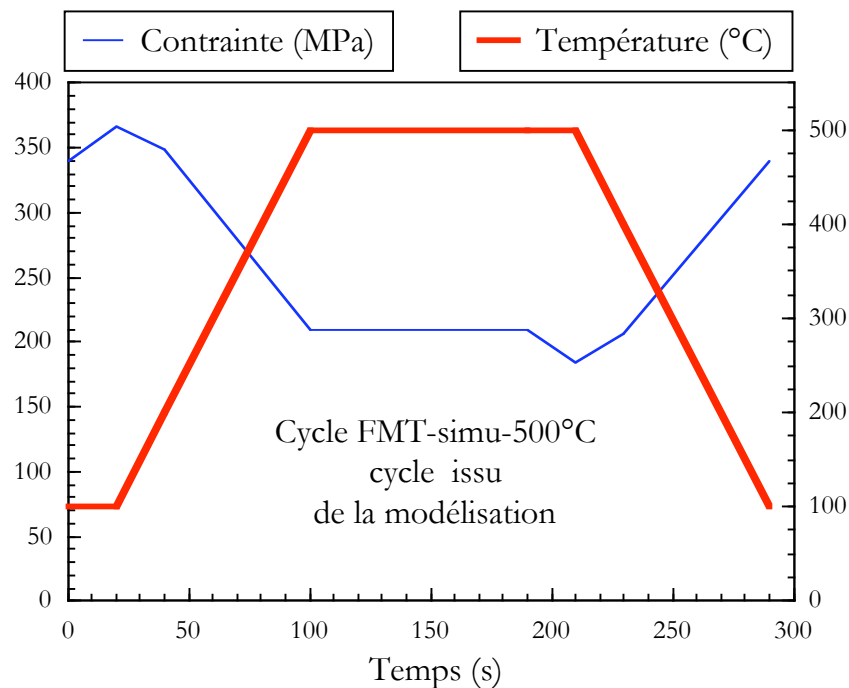


Figure V-50 Cycle équivalent de fatigue mécano-thermique issu de la modélisation simulant le chargement supporté par la matrice au cours d'un essai sur le composite

V.5.1.4 Détails des essais réalisés

Le tableau V-16 présente l'ensemble des essais de fissuration en fatigue réalisés sur l'alliage de titane Ti6242. Quatre essais ont été menés sur le Ti6242 suivant les cycles classiques de fissuration à 1 et 10 Hz :

- l'essai U00D4-3 à température ambiante sous air à une fréquence de 1 Hz avec un rapport de charge $R_s=0,1$.
- les deux essais U00D4-6 et U00D4-7 menés à 10 Hz à température ambiante. Deux niveaux de chargement ont été explorés sur l'éprouvette U00D4-7.
- l'essai U00D4-8 réalisé à 1 Hz à une température de 300°C sous air.

Deux essais de fissuration ont été réalisés sur l'alliage Ti6242 à 500°C sous différents environnements :

- l'essai U00D6-1 a été réalisé en trois phases successives de chargement. La première phase de propagation a été réalisée sous air à 1 Hz avec un rapport de charge $R_s=0,1$. Un passage air-vide a ensuite été réalisé, la deuxième séquence s'effectuant sous vide toujours à 1 Hz et avec un rapport de charge $R_s=0,1$. La dernière phase de propagation a également été menée sous vide à un rapport de charge $R_s=0,1$ mais avec un cycle 1s20s.
- l'essai UD006-3, a entièrement été conduit sous air selon un cycle 1s20s sous un rapport de charge $R_s=0,1$.

Trois essais ont été finalement réalisés grâce aux cycles calculés par simulation numérique :

- un essai référencé U00D6-5, a été conduit en fissuration selon le cycle de fatigue mécano-thermique équivalent (cycle FMT-simu-500°C). Trois séquences de propagation ont été réalisées sur cette éprouvette, la contrainte maximale appliquée étant progressivement augmentée entre chaque séquence.
- deux essais enfin ont été conduits selon le cycle équivalent 1s20s avec un rapport de charge $R_s=0,4$. Ces deux essais réalisés à 500°C ont été conduits sous air.

Les essais de fissuration réalisés sur le Ti6242 ont donc été conduits soit en conditions isothermes soit en conditions anisothermes. Le cycle thermique retenu pour l'essai réalisé en conditions anisothermes est identique à celui utilisé pour l'étude sur le composite SM1140+/Ti6242. Ce cycle justifie les essais isothermes réalisés à 500°C, température maximale d'utilisation visée pour le composite mais surtout température maximale du cycle de fatigue mécano-thermique. Des essais ont enfin été conduits à basses températures : 20 et 300°C. L'exploration du domaine des basses températures s'explique par le comportement atypique de l'alliage Ti 6242 à ces températures [Jousset 02].

Tableau V-16 Description des essais réalisés sur l'alliage Ti6242

Repère	Type de chargement	Température (°C)	$S_{\max}$ (MPa)	R_s	Environnement
U00D4-3	1 Hz	20	114	0,1	air
U00D4-6	10 Hz	20	62	0,1	air
U00D4-7	10 Hz	20	219 181	0,1	air
U00D4-8	1 Hz	300	79	0,1	air
U00D6-1	1 Hz 1 Hz 1s20s	500	230 251 249	0,1	air vide vide
U00D6-3	1s20s	500	160	0,1	air
U00D6-5	FMT-simu-500°C	100-500	220 274 366	0,5	air
U00D6-6	1s20s	500	230	0,4	air
U00D6-7	1s20s	500	230 300	0,4	air

V.5.1.5 Vitesses de propagation de fissures courtes en fatigue dans l'alliage Ti 6242

V.5.1.5.1 Comportement à température ambiante

La figure V-51 présente l'évolution de la vitesses de fissuration en fonction de l'amplitude du facteur d'intensité des contraintes pour l'ensemble des essais réalisés à température ambiante sur l'alliage Ti 6242. Les résultats obtenus permettent de déterminer la courbe maîtresse de fissuration de l'alliage à 20°C. La variation de la fréquence entre 1 et 10 Hz n'influence pas la vitesse de fissuration dans le domaine exploré.

V.5.1.5.2 Influence de la température sur les vitesses de propagation

La figure V-52 indique, pour les essais menés à une fréquence de 1 Hz sous air avec un rapport de charge $R_s = 0,1$, l'influence de la température sur la variation de la vitesse de fissuration en fonction de l'amplitude du facteur d'intensité des contraintes. La vitesse de fissuration de l'alliage est indépendante de la température entre 20 et 300°C. La séquence de propagation effectuée à 500°C a conduit à une accélération de la fissure. Il apparaît un facteur 3 entre les résultats à basse vitesse et ceux à 500°C. Ces résultats sont conformes à ceux relevés dans la littérature.

[Ruppen et al. 79] ont étudié le comportement en fissuration par fatigue de l'alliage Ti 6242 à température ambiante et à 538°C. Les résultats obtenus sur fissures longues mettent en évidence une accélération de la propagation à haute température. Cette augmentation de la vitesse de fissuration est surtout importante dans le domaine des faibles amplitudes du facteur d'intensité des contraintes ($\Delta K < 30 \text{ MPa} \cdot \sqrt{\text{m}}$) où les effets liés à l'environnement sont exacerbés.

[Specht 88] a observé un comportement similaire dès 400°C sur l'alliage Ti 6242. Ces travaux soulignent également une accélération de la fissure aux faibles amplitudes du facteur d'intensité des contraintes ($\Delta K < 30 \text{ MPa} \cdot \sqrt{\text{m}}$). La tendance s'inverse toutefois au-dessus de cette valeur seuil pour les grandes longueurs de fissures, c'est-à-dire les grandes amplitudes du facteur d'intensité des contraintes, la fissure se propage plus vite à température ambiante qu'à 400°C.

V.5.1.5.3 Influence de l'environnement

La figure V-53 présente l'évolution de la vitesse de fissuration en fonction de l'amplitude du facteur d'intensité des contraintes pour des séquences de propagation réalisées sur le Ti 6242 à 500°C sous air et sous vide. L'environnement conduit à un important ralentissement de la vitesse de fissuration entre les deux essais réalisés selon un cycle de 1 Hz. Les vitesses obtenues sous vide sont en effet environ trois fois plus faibles que sous air. Il est plus difficile de comparer les deux séquences réalisées avec le cycle 1s20s. Les plages de l'amplitude du facteur des contraintes couvertes sont en effet très différentes. La dernière séquence de chargement permet de souligner un éventuel effet de

fréquence sous vide. La dernière phase de chargement a en effet été réalisée sous vide mais suivant un cycle 1s20s. Un léger effet de fréquence difficilement quantifiable est mis en évidence lors de ce passage.

[Lesterlin et al.97] ont étudié le comportement en fissuration de l'alliage Ti 6246 sous atmosphère. L'alliage Ti 6246 possède 6% en masse de molybdène contre 2% au Ti 6242. Cet élément étant β -gène, la résistance de l'alliage Ti 6246 s'en trouve améliorée. Les auteurs ont identifié la vapeur d'eau comme responsable de la différence de comportement en fissuration de l'alliage Ti 6246. Cette espèce est active même en très faibles quantités dans les mécanismes de fissuration du titane et ce surtout aux faibles amplitudes du facteur d'intensité des contraintes.

[Sarrazin-Baudoux 00] montre que les courbes de fissuration de l'alliage Ti 6246 à 500°C se trouvent toutes, quels que soient la sollicitation imposée et l'environnement, entre deux courbes maîtresses représentant le comportement de l'alliage en fatigue-corrosion d'une part et son comportement intrinsèque d'autre part. Les deux courbes se rejoignent pour les hautes valeurs d'amplitude du facteur d'intensité des contraintes (proche de $20\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$). Les courbes de fissuration de l'alliage Ti 6246 à cette température évoluent entre ces deux courbes selon le type de chargement imposé.

V.5.1.5.4 Influence du rapport de charge sur les vitesses de propagation

La figure V-54 présente l'évolution de la vitesse de fissuration en fonction de l'amplitude du facteur d'intensité des contraintes pour l'ensemble des essais réalisés sous air à 500°C selon le cycle 1s20s. Cette figure met en évidence un effet du rapport de charge R_s sur les vitesses de fissuration. En effet, les essais de propagation réalisés sous un rapport de charge $R_s=0,4$ conduisent à des vitesses de fissuration plus élevées que pour un rapport de charge $R_s=0,1$.

[Ruppen et al. 79] ont montré que l'alliage Ti 6242 est sensible au rapport de charge à haute température. Les vitesses de fissuration obtenues par ces auteurs à 538°C avec un rapport de charge $R_s=0,5$ sont deux fois plus élevées qu'avec un rapport de charge $R_s=0,02$.

V.5.1.5.5 Influence du type de sollicitation

La figure V-55 présente les courbes de fissuration obtenues sur l'alliage Ti 6242 avec différents types de sollicitation : des cycles 1Hz, 1s20s et de fatigue mécano-thermique. Les cycles isothermes ont été réalisés à 500°C et anisothermes entre 100 et 500°C. Les régimes de propagation stables sont confondus quelle que soit la sollicitation. Dans le régime considéré, il ne semble pas y avoir d'effet du type de sollicitation.

[Vesier et al. 90] ont étudié la résistance à la fissuration du Ti 6242 à 538°C. Ils ont montré qu'il n'y avait aucun effet du temps de maintien sur les vitesses de fissuration de l'alliage pour des temps inférieurs à 30s. Les vitesses de fissuration obtenues sous un rapport charge $R_s=0,02$ avec un temps de maintien de 30s sont deux fois plus petites que

sans temps de maintien. Les auteurs ne signalent aucun effet du temps de maintien pour les essais réalisés à 538°C sous un rapport de charge $R_s=0,5$.

[Specht 92] a caractérisé le comportement en fissuration du Ti 6242 à 400°C sous différentes formes de cycles. Il a montré que l'alliage n'était pas sensible au temps de maintien, même pour des durées de 300 s. Les vitesses de fissuration obtenues sont par contre sensibles au temps de mise en charge. En effet, la propagation d'une fissure longue en fatigue s'effectue trois fois plus vite quand le temps de mise en charge passe de 1 à 250s.

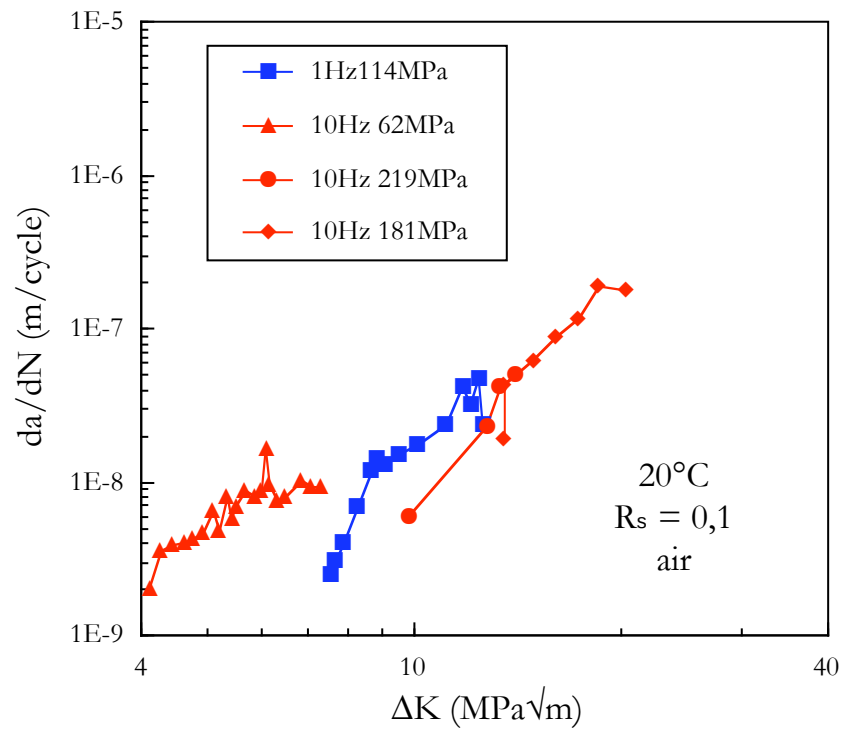


Figure V-51 Vitesses de propagation (da/dN) en fonction du facteur d'intensité des contraintes (ΔK) mesurées sur le Ti-6242 à température ambiante

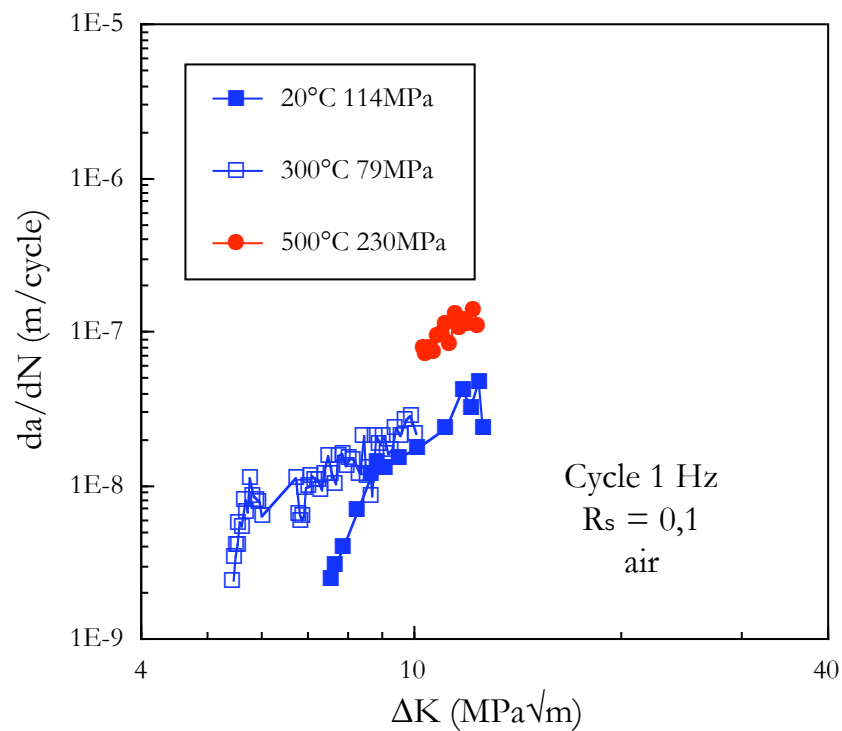


Figure V-52 Vitesses de propagation (da/dN) en fonction du facteur d'intensité des contraintes (ΔK) mesurées sur le Ti-6242 à 1 Hz

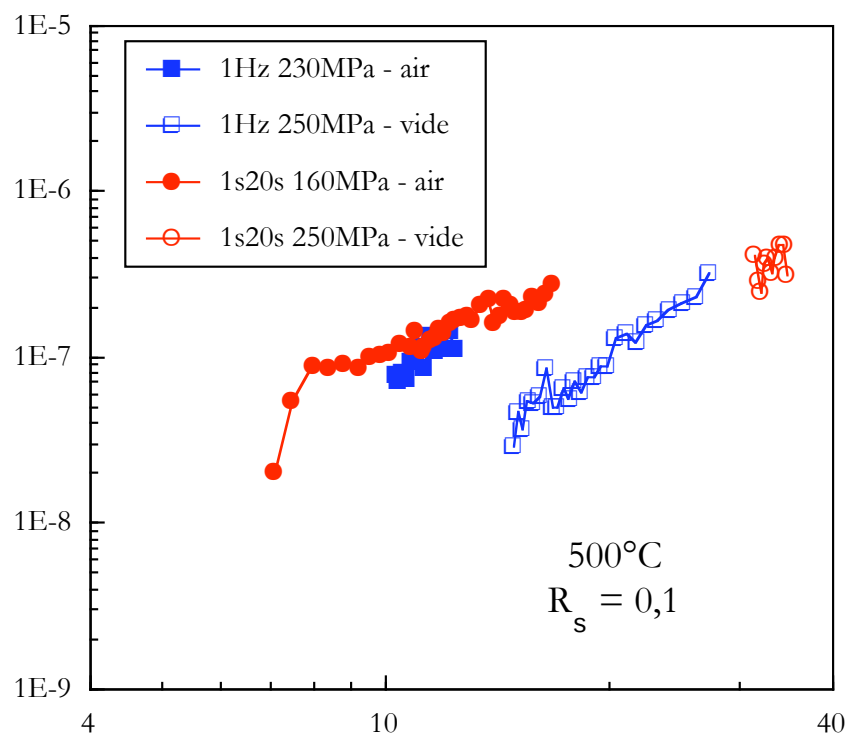


Figure V-53 $\square$ Vitesses de propagation (da/dN) en fonction du facteur d'intensité des contraintes (ΔK) mesurées sur le Ti-6242 à 500°C

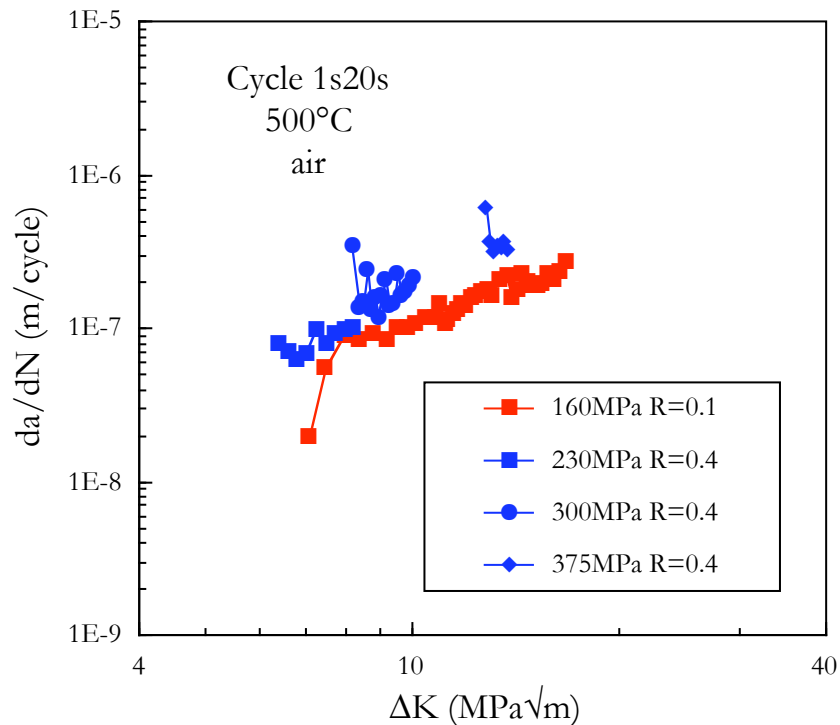


Figure V-54 $\square$ Vitesses de propagation (da/dN) en fonction du facteur d'intensité des contraintes (ΔK) mesurées sur le Ti-6242 avec un cycle 1s20s à 500°C

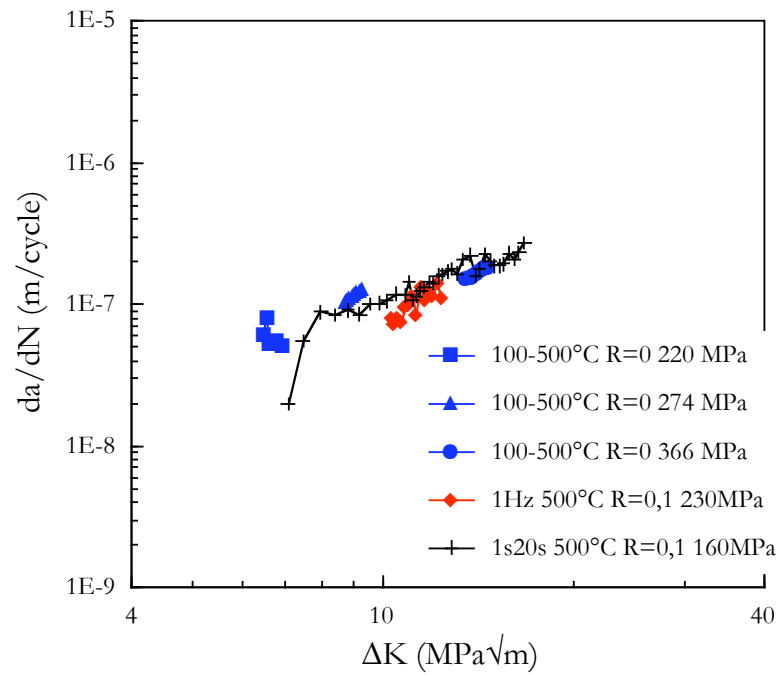


Figure V-55 Vitesses de propagation (da/dN) en fonction du facteur d'intensité des contraintes (ΔK) mesurées sur le Ti-6242 – Comparaison entre les sollicitations isothermes et anisothermes

V.5.2 Modélisation du comportement en fissuration de l'alliage de titane Ti 6242

V.5.2.1 Introduction

Nous présentons ici les simulations de fatigue sur éprouvettes entaillées visant à modéliser les essais de fissuration réalisés sur l'alliage Ti 6242. Ces calculs ont pour but de déterminer un paramètre local de chargement permettant de décrire les cinétiques de propagation de fissure.

Les simulations réalisées s'efforcent de calculer le chargement instantané en pointe de fissure. **toute la propagation n'est pas simulée, chaque calcul est réalisé pour une valeur de ΔK fixée.** Nous ne nous intéressons pas à l'étude de la propagation numérique d'une fissure. **Une unique géométrie d'éprouvette a donc été maillée à laquelle différents chargements de fatigue ont été appliqués.** On suppose ainsi implicitement que le principe de similitude est respecté.

Les effets propres à la propagation d'une fissure en fatigue comme l'émoussement ou les effets de fermeture ne sont donc pas pris en compte dans la modélisation.

V.5.2.2 Présentation des calculs

V.5.2.2.1 La géométrie

Les calculs des éprouvettes entaillées sollicitées en fatigue ont été réalisés sur le code de calculs Zébulon. La figure V-56 présente les dimensions générales du maillage utilisé. Elles sont identiques à celles de l'éprouvette de laboratoire utilisée lors des essais de fissuration. La figure V-57 reporte les dimensions locales de l'entaille et de la fissure. La dimension de l'entaille est égale à 0,25 mm et celle de la lèvres de la fissure à 0,5 mm. La taille globale de la fissure est donc de 0,75 mm et sa dimension normée, a/W , d'environ 0,094.

V.5.2.2.2 Les conditions de calculs

Les calculs réalisés sont stationnaires, c'est-à-dire sans progression de la fissure. Le chargement imposé doit être calculé avec une unique taille de fissure. La définition du facteur d'intensité des contraintes est identique à celle déjà utilisée pour le dépouillement des essais (§ II-2-1 relation II-7).

Le calcul est réalisé en 2D et en déformations planes réactualisées. La loi de comportement de l'alliage Ti 6242 est celle utilisée pour la modélisation du comportement du composite SM 1140+/Ti 6242. Pour des raisons de temps de calcul, nous ne réalisons que 10 cycles de fatigue pour chaque chargement.

Une étude de convergence du maillage a été réalisée en utilisant trois tailles de maille différentes en pointe de fissure : 10, 15 et 25 mm. La figure V-58 représente la variation en pointe de fissure de la contrainte équivalente au sens de von Mises pour les trois

maillages lors d'un calcul réalisé à 20°C et 1 Hz sous une variation de contrainte appliquée de 141 MPa. Le maillage final retenu présente des mailles de 10 μm . La taille de grain de l'alliage Ti 6242 étant de 10 μm , utiliser une taille de maille inférieure n'a pas de sens.

V.5.2.3 *Chargements calculés*

Le tableau V-17 présente l'ensemble des calculs réalisés sur éprouvettes entaillées. Les vitesses de fissuration indiquées sont les vitesses instantanées calculées à l'aide des coefficients de la loi de Paris identifiés et présentés en annexe E. La variation de contrainte indiquée est celle permettant d'atteindre le ΔK visé à l'aide de la formule (II-2).

Les figures V-59, V-60 et V-61 présentent l'ensemble des simulations réalisées et les courbes de fissuration auxquelles elles correspondent. Ainsi, la figure V-59 reprend les simulations à 1 Hz à température ambiante. La figure V-60 présente celles réalisées à 1 Hz et 500°C ainsi que les deux simulations conduites selon le cycle de fatigue mécano-thermique FMT-simu-500°C. Enfin, la figure V-61 reporte les calculs effectués à 500°C selon le cycle 1s20s.

La figure V-62 présente le type de zone plastique obtenue à l'aide de la modélisation mise en place.

V.5.2.4 *Prédiction des vitesses de propagation*

La figure V-63 présente les valeurs des vitesses de fissuration expérimentales en fonction de la déformation visco-plastique cumulée pour toutes les simulations effectuées. La déformation visco-plastique utilisée correspond à la valeur moyenne calculée sur 15 μm en pointe de fissure sur l'ensemble des 10 cycles de fatigue. Il apparaît que cette représentation permet de distinguer :

- les essais réalisés à 20°C et ceux menés sous vide d'une part
- les essais conduits à 500°C et selon le cycle de fatigue mécano-thermique FMT-simu-500°C d'autre part

On peut corréler les résultats obtenus à l'aide d'une loi type :

$$\frac{da}{dN} = I_0 \left(p_v^{b_0} \right) \quad (\text{V-30})$$

où p_v est la déformation visco-plastique cumulée moyenne calculée sur 15 μm et I_0 et b_0 deux constantes. Le tableau V-18 présente les valeurs des constantes identifiées. Cette corrélation nous indique que la valeur de la déformation visco-plastique cumulée peut nous permettre de décrire le comportement en fissuration de l'alliage Ti 6242. Il est toutefois indispensable de relier ce paramètre local, la déformation visco-plastique cumulée moyenne, à une grandeur macroscopique. La figure V-64 qui présente l'évolution

de la déformation visco-plastique cumulée en fonction de la variation de contrainte imposée à l'éprouvette montre qu'une telle relation est possible. Ces résultats permettent de distinguer

- les essais à une fréquence de 1 Hz d'un côté
- les essais réalisés selon le cycle 1s20s ou FMT-simu-500°C de l'autre

Il est alors possible d'écrire que

$$p_v = l_1 (\Delta S^{b_1}) \quad (V-31)$$

où ΔS est la variation de contrainte imposée à l'éprouvette entaillée pour chaque chargement, et l_1 et b_1 deux constantes. Les relations (V-30) et (V-31) permettent alors d'établir pour ce type de géométrie d'éprouvette et pour l'alliage Ti6242 une relation empirique entre la variation de contrainte imposée à l'éprouvette et la vitesse de fissuration

$$\frac{da}{dN} = l_0 l_1^{b_0} (D S^{b_0 b_1}) \quad (V-32)$$

Cette modélisation simple permet alors de recalculer l'ensemble des essais de fissuration réalisés en utilisant l'expression de l'amplitude du facteur d'intensité des contraintes définie précédemment (II-7). Il vient alors

$$\frac{da}{dN} = l_0 l_1^{b_0} \frac{\hat{A}^{b_0} DK}{\hat{A}^{b_0} \left(\frac{a}{W} \right)^{1,122 + 0,5 \frac{a}{W}}} \quad (V-33)$$

avec

$$a = 0,75 \text{ mm}$$

et

$$W = 8 \text{ mm}$$

Les figures V-65 et V-66 présentent des comparaisons entre les courbes de fissuration expérimentales et les courbes simulées à l'aide de la relation (V-33). Ce modèle simple permet de modéliser de façon correcte les cinétiques de fissuration par fatigue de l'alliage Ti6242 dans différentes conditions de chargement.

Tableau V-17 □ Récapitulatif des simulations réalisées sur les éprouvettes SEN

	Type de cycle	Température (°C)	R _s	ΔK (MPa√m)	ΔS (MPa)	da/dN (m/cycle)
air	10 Hz	20	0,1	6	106	7,47.10 ⁻⁹
	1 Hz	20	0,1	10	176	2,38.10 ⁻⁸
				13	229	4,32.10 ⁻⁸
	1Hz	500	0,1	10	176	6,83.10 ⁻⁸
				13	229	1,51.10 ⁻⁷
	1s20s	500	0,1	8	141	7,61.10 ⁻⁸
				10	176	1,08.10 ⁻⁷
				13	229	1,62.10 ⁻⁷
	1s20s	500	0,4	8	141	1,12.10 ⁻⁷
				10	176	1,85.10 ⁻⁷
				13	229	3,36.10 ⁻⁷
	FMT-90s-500°C	100-500	0	6,8	120	5,20.10 ⁻⁸
9				159	1,16.10 ⁻⁷	
vide	1Hz	500	0,1	15	264,4	3,86.10 ⁻⁸
				20	352,5	9,98.10 ⁻⁸
				25	440,6	2,08.10 ⁻⁷
	1s20s	500	0,1	31	546	2,66.10 ⁻⁷

Tableau V-18 : Constantes reliant la vitesse de fissuration expérimentale à la déformation visco-plastique cumulée moyenne en pointe de fissure

Type d'essais	l_0	b_0
20°C 500°C sous vide	$1,44.10^{-6}$	$7,97.10^{-1}$
500°C sous air FMT-simu-500°C	$3,57.10^{-7}$	$9,16.10^{-1}$

Tableau V-19 : Constantes reliant la déformation visco-plastique cumulée moyenne en pointe de fissure à la variation de contrainte imposée

Type d'essais	l_1	b_1
Fréquence = 1Hz	$1,12.10^{-9}$	3,26
Fréquence < 1Hz	$9,52.10^{-8}$	2,55

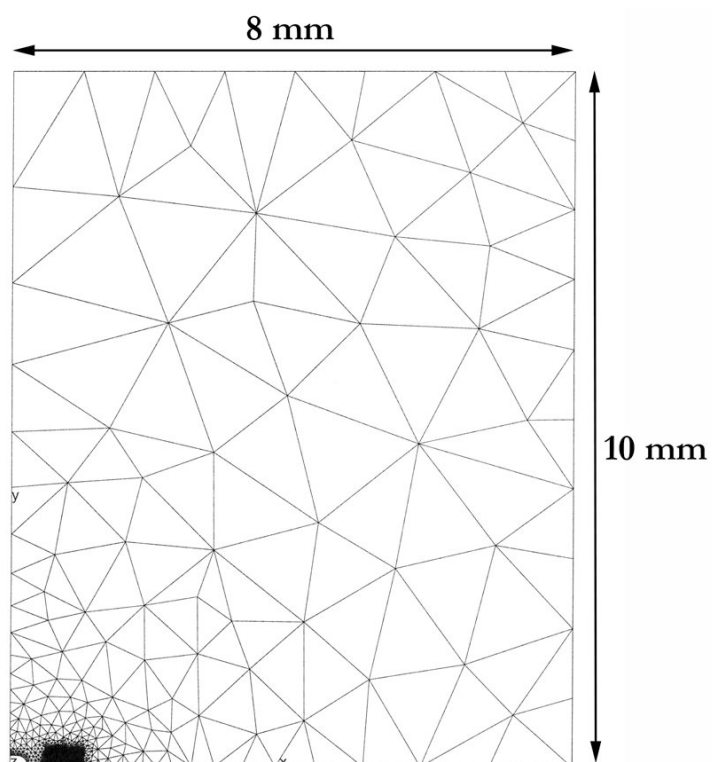


Figure V-56 Maillage complet de l'éprouvette SEN

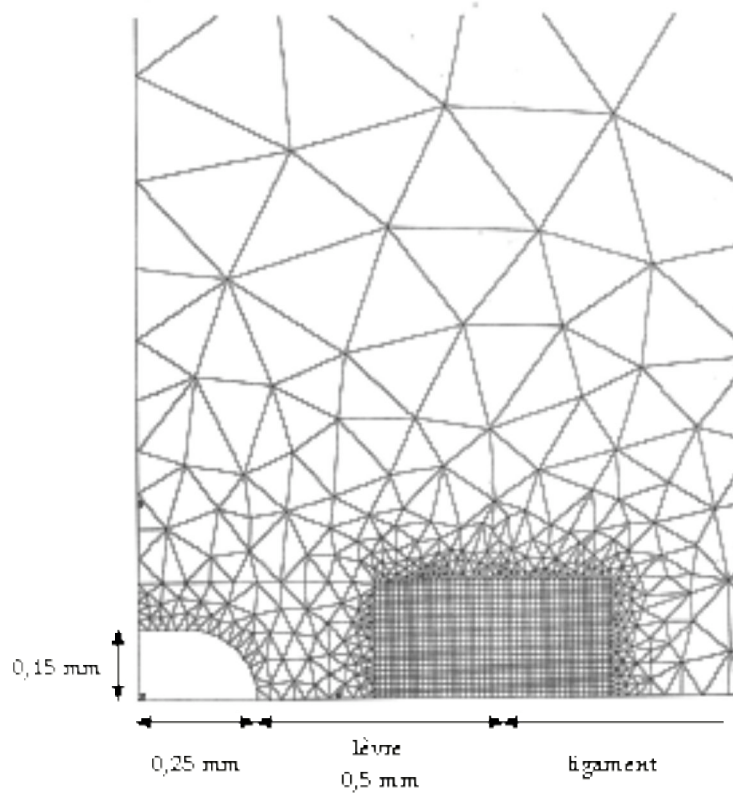


Figure V-57 Maillage de l'entaille et de la fissure

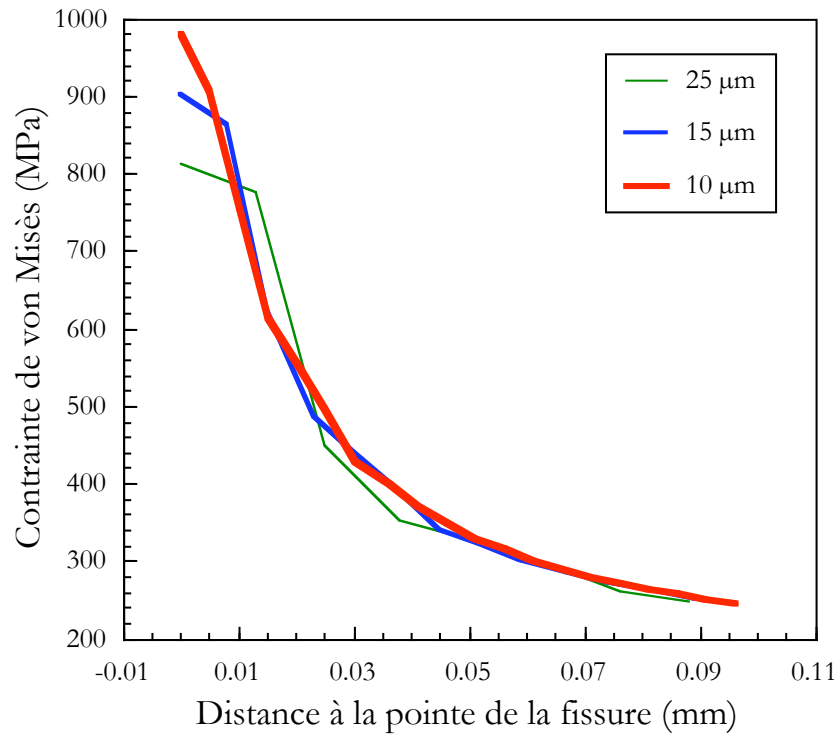


Figure V-58 □ Variation de la contrainte équivalente de von Mises en pointe de fissure en fonction de la taille de maille – Convergence du maillage

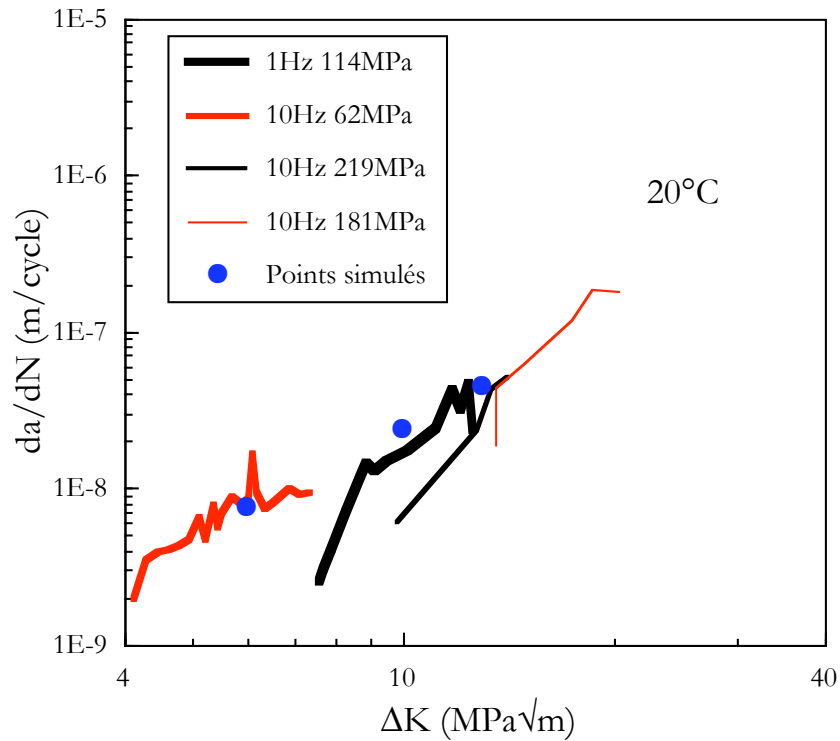


Figure V-59 □ Position des simulations de fatigue sur éprouvettes entaillées à 20°C par rapport aux essais de fissuration effectués

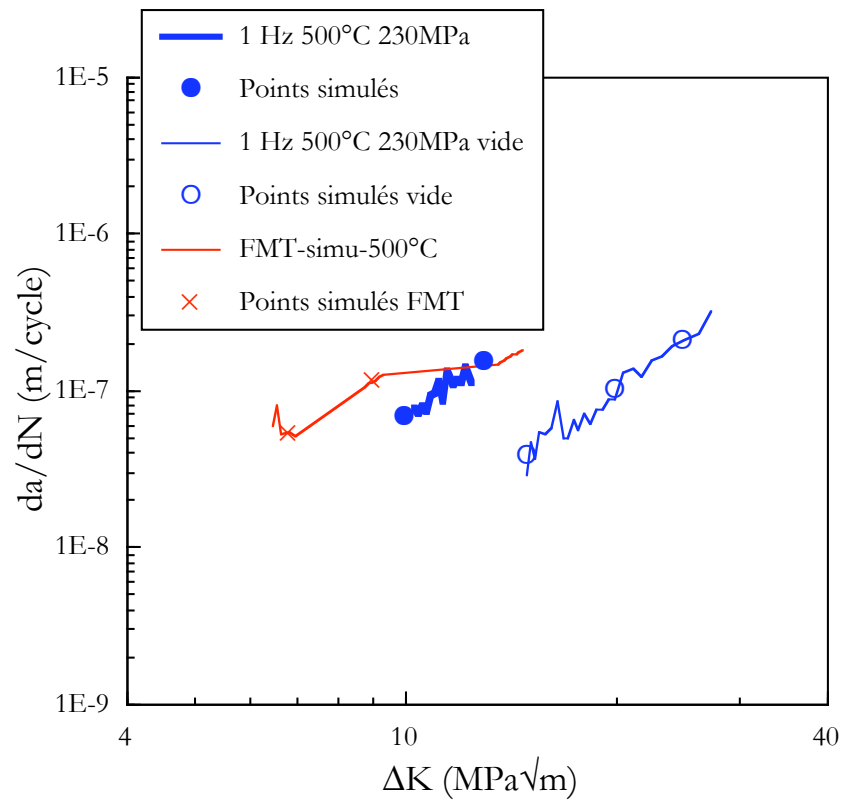


Figure V-60 Position des simulations de fatigue sur éprouvettes entaillées à 500°C-1 Hz et selon le cycle FMT-simu-500°C par rapport aux essais de fissuration

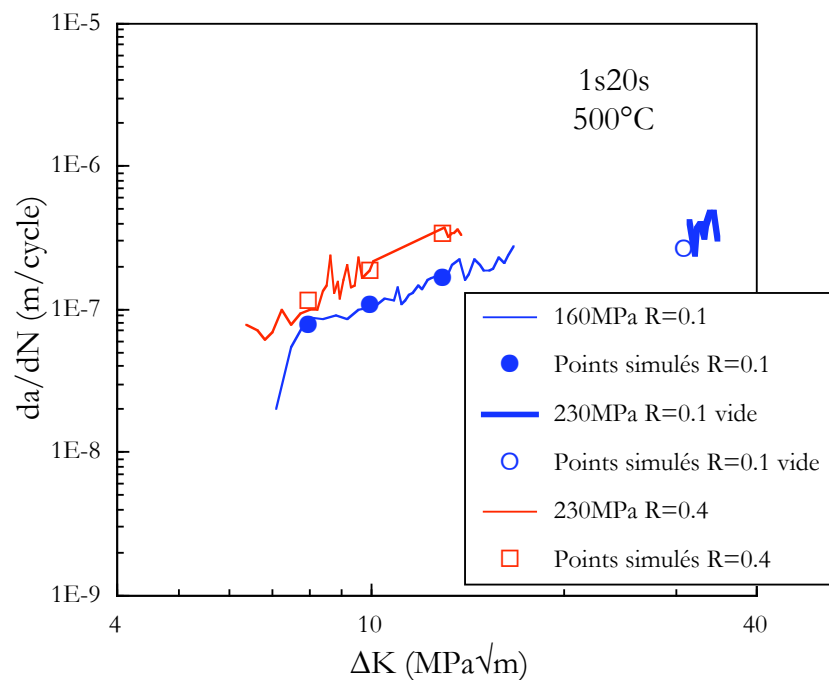


Figure V-61 Position des simulations de fatigue sur éprouvettes entaillées à 500°C-1s20s par rapport aux essais de fissuration effectués

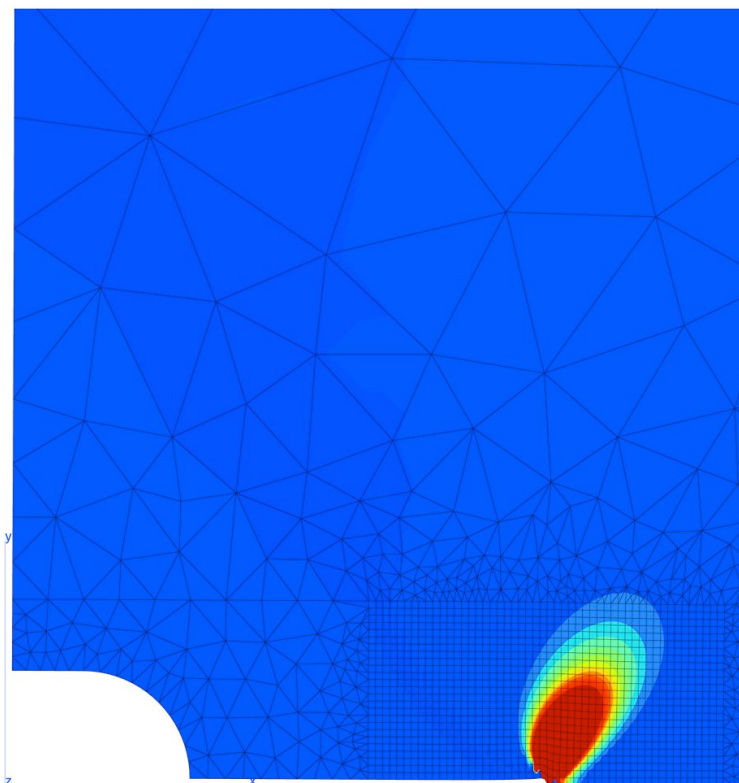


Figure V-62 □ Exemple de zone plastique – Essai à 1 Hz à 500°C à une contrainte maximale appliquée de 440,6 MPa

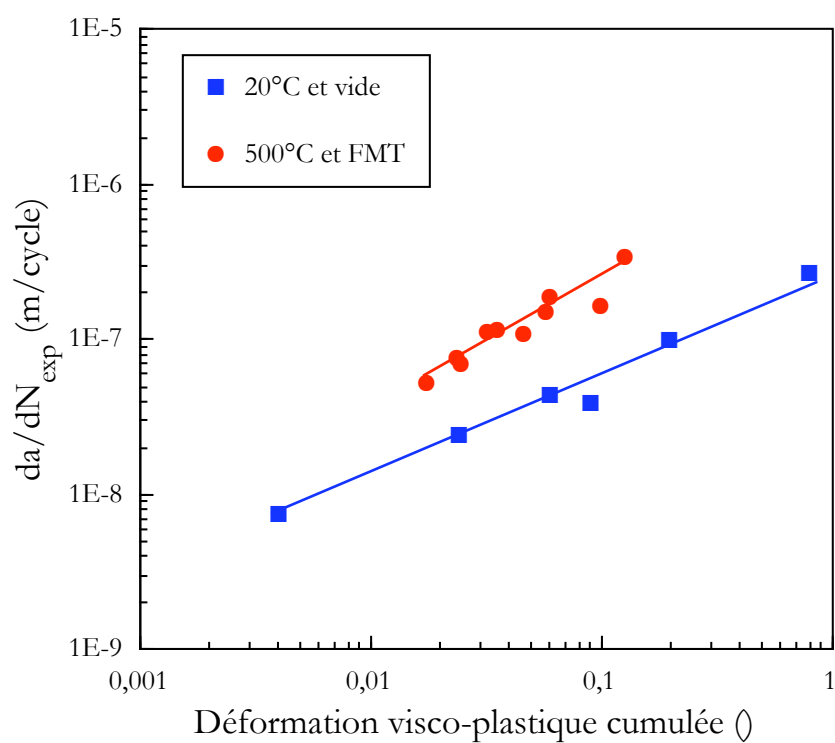


Figure V-63 □ Evolution de la vitesse de fissuration expérimentale en fonction de la déformation visco-plastique cumulée calculée sur 10 cycles

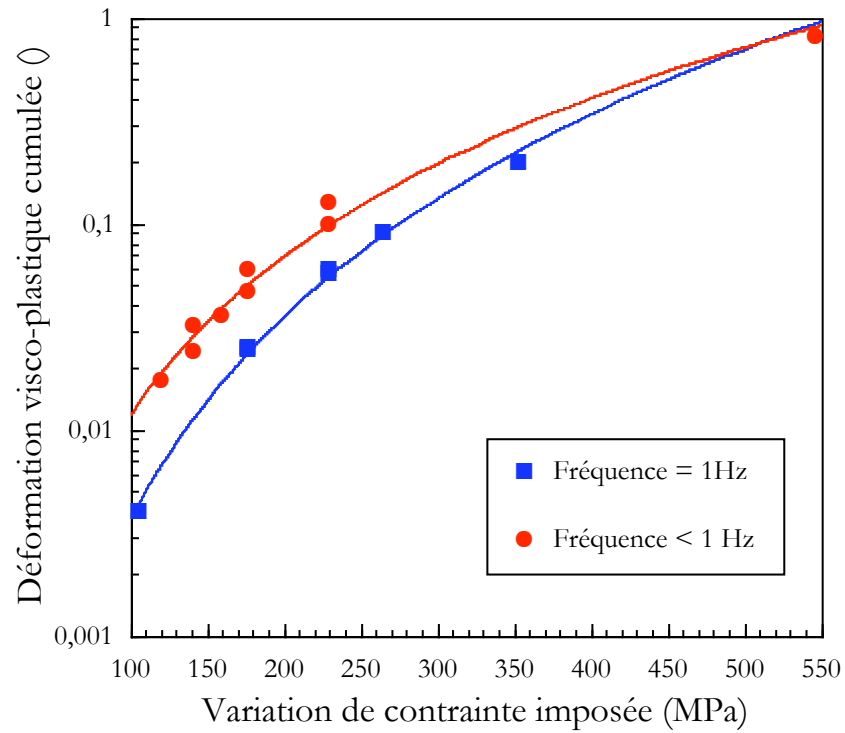


Figure V-64 Evolution de la déformation visco-plastique cumulée en fonction de la variation de contrainte imposée lors des simulations de fissuration

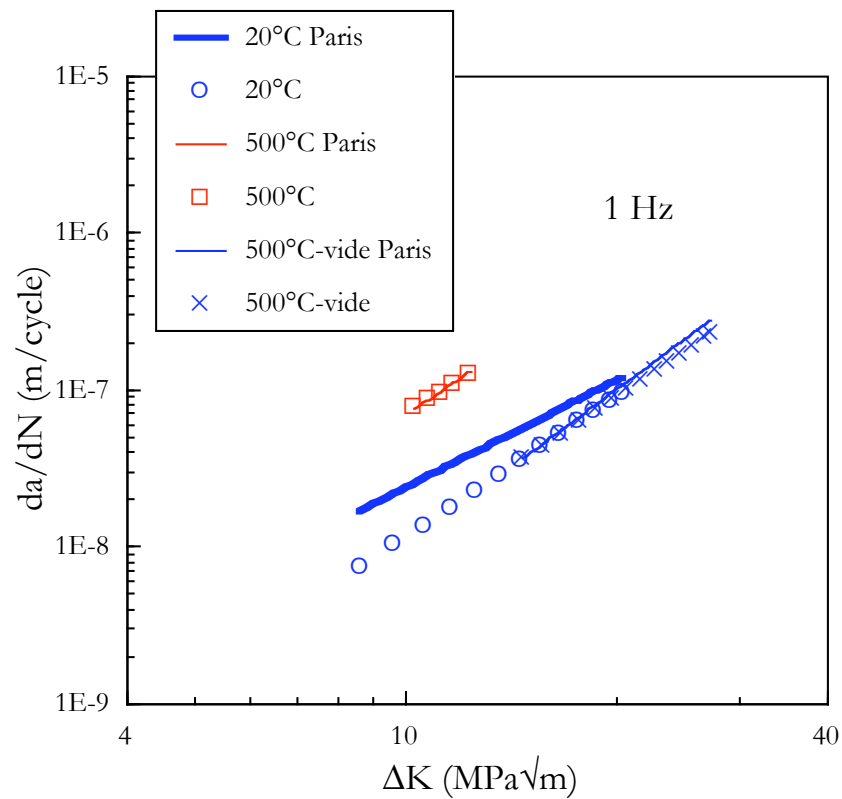


Figure V-65 : Comparaison entre les courbes de fissuration de Paris et les courbes issues de la modélisation numérique – essais à 1 Hz

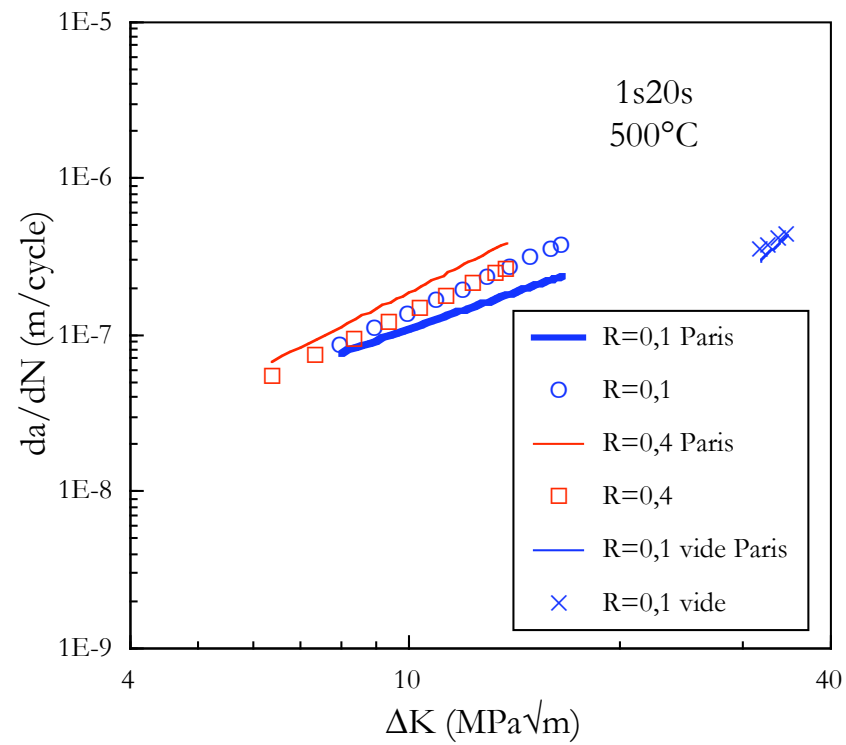


Figure V-66 □ Comparaison entre les courbes de fissuration de Paris et les courbes issues de la modélisation numérique – essais selon le cycle 1s20s

V.5.3 Modélisation du comportement en fissuration du composite SM1140+/Ti6242

V.5.3.1 Introduction

Les essais de fissuration en fatigue menés sur le composite SM 1140+/Ti6242 ont permis d'obtenir des cinétiques de propagation de fissure (§ chapitre IV). Pour la plupart des chargements appliqués aux éprouvettes de type SEN, des régimes de fissuration stabilisés ont été atteints : la vitesse de fissuration est indépendante de la longueur de fissure. Le but de ce chapitre est de prévoir les vitesses stabilisées de fissuration du composite en utilisant la démarche adoptée pour l'alliage Ti 6242.

V.5.3.2 Présentation du modèle

L'hypothèse fondamentale de notre modèle est que la vitesse de propagation dans le composite est entièrement pilotée par le chargement de la matrice. Pour prédire le comportement en fissuration du composite, il est donc nécessaire d'évaluer les niveaux de contrainte au sein du composite, et en particulier de la matrice. Les essais de fissuration réalisés sur le composite doivent être simulés.

Il est à l'heure actuelle trop difficile de modéliser le problème réel qui nous intéresse : une éprouvette en composite entaillée sollicitée en fatigue. Aussi, il a été choisi d'utiliser la modélisation de la cellule de composite utilisée jusqu'à présent pour calculer les essais de fissuration du composite. **Les calculs réalisés ne permettent pas d'avoir accès à l'état de contrainte locale en pointe de fissure, mais indiquent le niveau de chargement macroscopique de la matrice au sein du composite.**

Le tableau V-20 présente l'ensemble des essais de fissuration qui ont été modélisés. La vitesse de fissuration indiquée correspond à la vitesse stabilisée de fissuration pour chaque condition expérimentale. Les figures V-67, V-68 et V-69 présentent des comparaisons entre les vitesses utilisées dans la modélisation et celles obtenues expérimentalement. Pour chaque type de chargement 10 cycles de fatigue ont été simulés.

V.5.3.3 Résultats

Le tableau V-21 indique au 1^{er} et au 10^{ème} cycle les variations de contrainte ainsi que le rapport de charge calculés dans la matrice au cours des simulations de fissuration. Ces résultats caractérisent donc le chargement supporté à « l'infini » par la matrice au sein du composite.

Les essais de fissuration du composite ont été obtenus sur la même géométrie d'éprouvette que pour l'alliage Ti 6242. On peut donc penser que **les relations mises en place (§ V-4) pour caractériser le comportement en fissuration de l'alliage Ti 6242 sont directement transférables au composite.**

Ainsi, les variations de contrainte mesurées au sein de la matrice du composite pendant les simulations des essais de fissuration du composite ont été reliées à la vitesse de fissuration dans le composite par la relation (V-31), soit

$$\frac{da}{dN} = l_0 l_1^{b_0} \left(\Delta S_{mat}^{b_1} \right) \quad (V-33)$$

où l_0 , l_1 , b_0 et b_1 sont les constantes identifiées sur l'alliage Ti 6242, ΔS_{mat} la variation de contrainte dans la matrice au 10^{ème} cycle de fissuration simulé sur le composite et $(da/dN)_{stab}$ la vitesse de fissuration stabilisée du composite.

La figure V-70 présente une comparaison entre les vitesses de fissuration expérimentales mesurées sur le composite SM 1140+/Ti 6242 et celles calculées à l'aide de la relation (V-33). L'accord entre les valeurs expérimentales et simulées est satisfaisant, un écart inférieur à un facteur 2 est obtenu sur la majorité des résultats.

Tableau V-20 : Récapitulatif des simulations de fissuration réalisées sur la cellule SM1140+ /Ti6242

Type de cycle	Température (°C)	R _s	S _{max} (MPa)	da/dN (m/cycle)
1 Hz	500	0,1	500	7,04.10 ⁻⁸
			550	9,75.10 ⁻⁸
			625	1,29.10 ⁻⁷
1s20s	500	0,1	500	1,18.10 ⁻⁷
			625	3,10.10 ⁻⁷
FMT-90s-500C	100-500	0	100	1,22.10 ⁻⁷
			250	2,55.10 ⁻⁷
			625	2,43.10 ⁻⁶

Tableau V-21 : Variations de contrainte moyenne calculée au sein de la matrice durant les essais de fissuration sur le composite SM1140+ /Ti 6242

		Cycle 1		Cycle 10	
Type de cycle	S _{max} (MPa)	ΔS (MPa)	R _s	S _{max} (MPa)	R _s
1Hz	500	214,6	0,53	214,6	0,53
	550	236,1	0,51	236,1	0,51
	625	279,0	0,47	279,0	0,47
1s20s	500	214,7	0,53	214,7	0,53
	625	268,7	0,48	268,4	0,48
FMT-90s500C	100	260,7	0,48	260,6	0,48
	250	264,2	0,51	263,4	0,51
	625	444,7	0,37	436,4	0,36

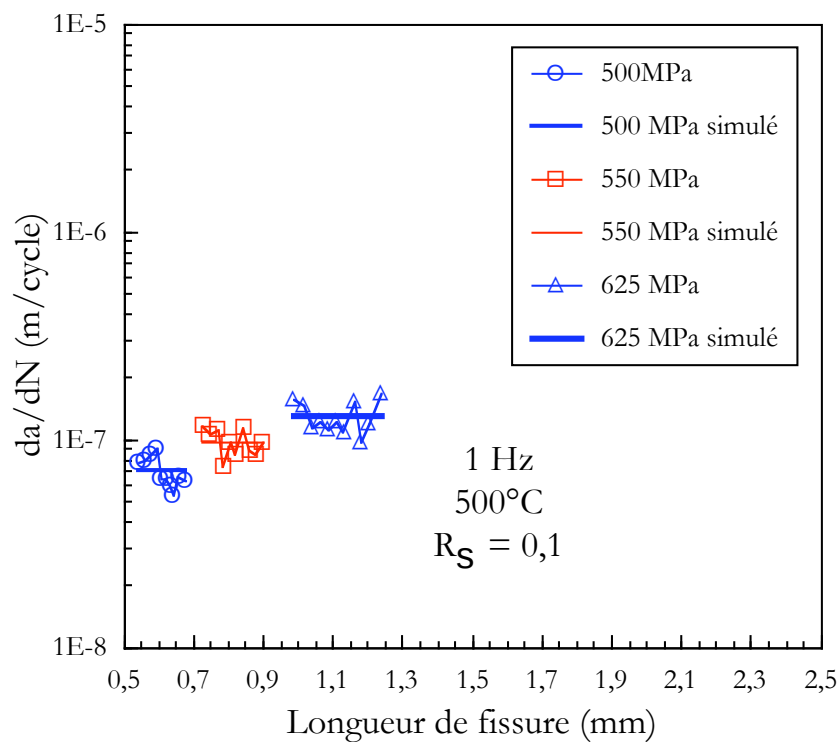


Figure V-67 □ Comparaison entre les vitesses de fissuration expérimentales et celles utilisées pour la modélisation – essais à 1 Hz et 500°C

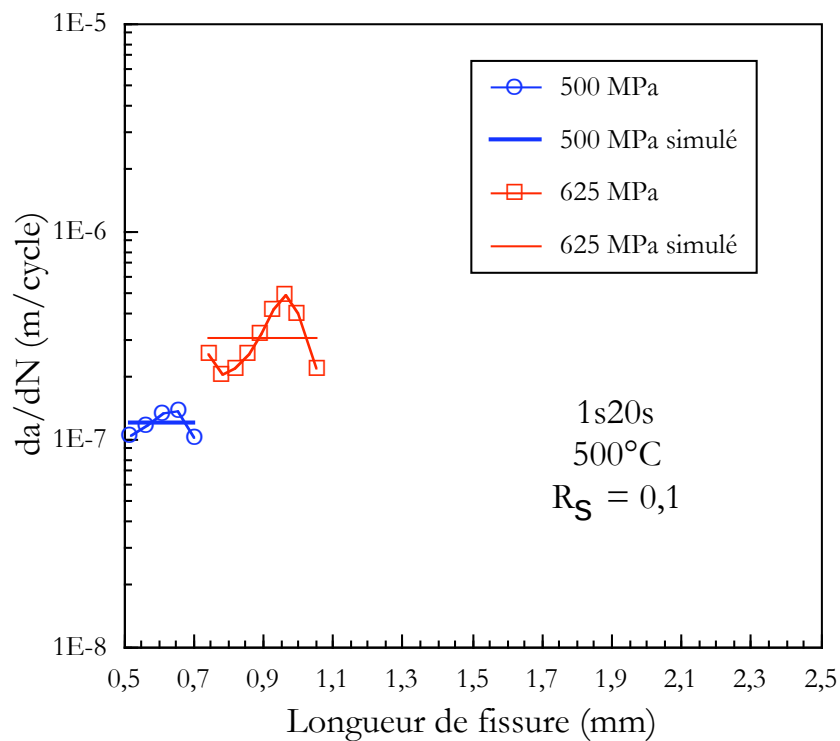


Figure V-68 □ Comparaison entre les vitesses de fissuration expérimentales et celles utilisées pour la modélisation – essais 1s20s et 500°C

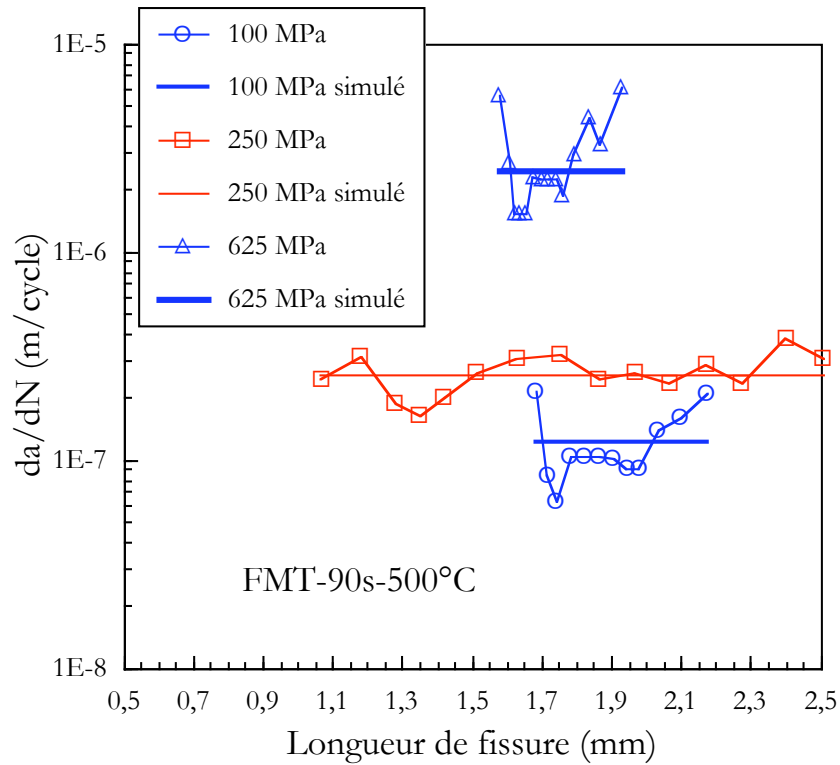


Figure V-69 □ Comparaison entre les vitesses de fissuration expérimentales et celles utilisées pour la modélisation – essais de fatigue mécano-thermique

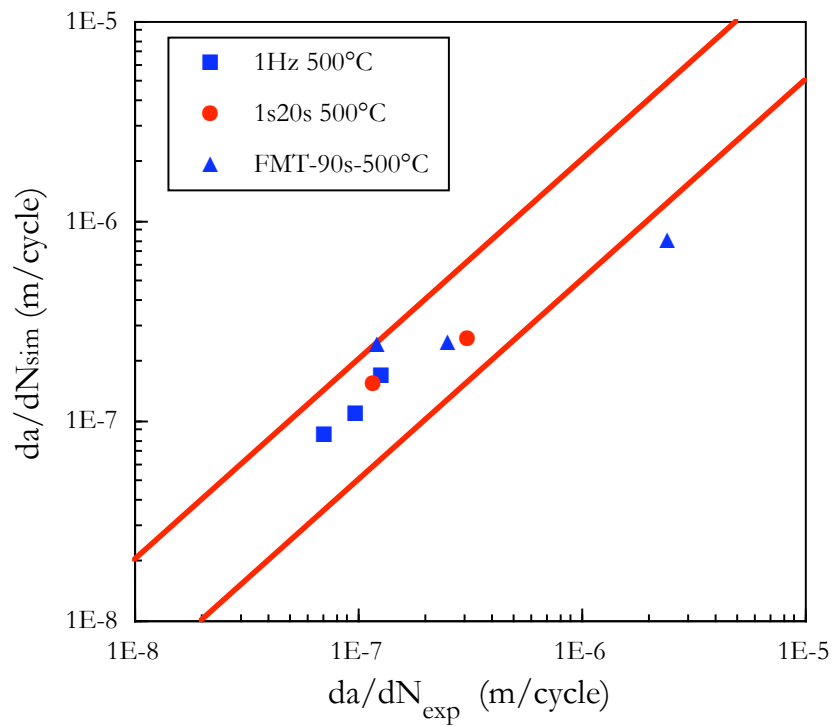


Figure V-70 □ Comparaison entre les vitesses de fissuration expérimentales et simulées du composite SM140+/Ti6242

V.5.4 En résumé

Ce chapitre a donc permis de présenter la modélisation du comportement en fissuration par fatigue du composite SM 1140+/ Ti 6242.

Pour cela, des essais de fissuration ont tout d'abord été réalisés sur l'alliage de titane Ti 6242. Ces essais ont permis de caractériser l'alliage dans des conditions classiques de chargement mais également selon des cycles, issus de la simulation, visant à reproduire le chargement supporté par la matrice au sein du composite pendant un essai de fissuration.

La simulation de ces essais de fissuration a été réalisée à l'aide de calculs sur éprouvettes entaillées. Une relation entre la variation de contrainte appliquée à l'éprouvette et la vitesse de fissuration a été établie. Cette relation a permis de simuler les essais de fissuration de façon satisfaisante.

Cette modélisation a été ensuite étendue au problème du comportement en fissuration du composite. Les vitesses de fissuration stabilisées mesurées au cours des essais de propagation sur le composite SM 1140+/Ti 6242 ont été calculées, les résultats sont en bon accord avec les données expérimentales.

V.6 RESUME GENERAL

La modélisation numérique d'une cellule composite a été effectuée. Une validation a été réalisée par un calcul de contraintes résiduelles. Cette modélisation a permis de calculer le comportement du composite SM 1140+/Ti6242 en fatigue mécano-thermique.

L'inventaire de quelques-unes des principales difficultés liées à l'étude des composites et au changement d'échelle a été effectué. Ainsi, une estimation de l'erreur commise, lors de l'interprétation de nos calculs, par rapport au calcul de l'éprouvette entière a été réalisée. De plus, le report de charge continu induit par un essai à contrainte imposée à fort chargement a été mis en évidence, les essais de fatigue en déformation imposée paraissant mieux adaptés à l'étude en laboratoire des composites à fibres longues.

La durée de vie en fatigue du composite SM 1140+/Ti 6242 a été modélisée grâce au calcul numérique des grandeurs mécaniques dans chaque constituant.

Les vitesses de fissuration stabilisées mesurées dans le composite SM 1140+/Ti6242 ont été calculées. Pour cela, des essais de propagation de fissure par fatigue ont été réalisés sur la matrice seule, c'est-à-dire l'alliage Ti6242, et des calculs d'éprouvettes entaillées ont été menés.

VI CONCLUSIONS

LA DUREE DE VIE DU COMPOSITE SM1140+/Ti6242 EN FATIGUE MECANO-THERMIQUE

Des essais de fatigue ont donc été menés sur le composite SM1140+/Ti6242 suivant des cycles simulant le chargement réellement supporté par la partie composite de l'ANAM au cours d'un vol. Ces essais de fatigue mécano-thermique ont tous été conduits en contrôle de charge.

Une réduction importante de la durée de vie du composite par rapport à une sollicitation isotherme [Legrand 97] a été mise en évidence au cours de ces essais. Une forte influence de la température maximale du cycle de fatigue mécano-thermique sur la durée de vie du composite a également été notée. Les résultats obtenus ont donc montré que la sollicitation de fatigue mécano-thermique apparaît comme critique pour le composite SM1140+/Ti6242.

Des simulations numériques réalisées grâce à la modélisation d'une cellule composite ont permis de mieux appréhender les phénomènes mis en jeu lors d'un essai de fatigue mécano-thermique. Ainsi, une augmentation continue du niveau de chargement des fibres avec le nombre de cycles a été mise en évidence. Ce phénomène est associé au mode de sollicitation utilisé (contrainte imposée) et s'explique par le transfert de charge qui s'opère au sein du composite depuis la matrice vers les fibres. En effet, on constate dans le même temps une chute du niveau de contrainte moyenne dans la matrice. On peut donc penser que c'est ce mécanisme de surcharge progressive des fibres qui va conduire à la ruine finale du composite.

Toutefois, des observations réalisées au MEB ont démontré la présence d'une fissure matricielle sur le faciès de rupture des éprouvettes testées en fatigue mécano-thermique. Cette fissure est d'autant plus grande que la charge appliquée à l'éprouvette est faible. De plus, des endommagements associés au mode d'élaboration des éprouvettes ont été mis en évidence : propagation de fissure le long des anciens joints de soudure des feuillards associée à une pénétration d'oxygène. Tous ces mécanismes d'endommagement sont responsables d'une réduction de la durée de vie du composite en fatigue mécano-thermique par rapport à un simple mécanisme de transfert de charge.

Des modèles simples de prédiction de la durée de vie en fatigue du composite ont été exposés et ont permis d'obtenir des résultats satisfaisants. Ces modèles reposent sur un calcul numérique des grandeurs mécaniques au sein de chaque constituant du composite. Ils permettent ainsi de prédire la durée de vie du composite SM1140+/Ti6242 pour tout type de chargement de fatigue.

LE COMPORTEMENT EN FISSURATION PAR FATIGUE DU COMPOSITE SM1140+/Ti6242

Des essais de propagation de fissure par fatigue ont été conduits sur le composite SM 1140+/Ti6242. Ces essais consistent à propager une fissure unique issue d'une entaille sous un chargement de fatigue. Il est ainsi possible d'avoir accès à des cinétiques de propagation sous tout type de chargement.

Des essais ont donc été réalisés à différentes températures (200 et 500°C) et sous différentes sollicitations (isotherme ou mécano-thermique). Les résultats ont été analysés en termes de vitesses de fissuration et de longueur de fissure. Il a été mis en évidence pour un grand nombre d'essais un régime stabilisé de fissuration : la vitesse de fissuration est constante et indépendante de la taille de la fissure. Ce résultat original est associé à des conditions particulières de propagation. En effet, des observations ont montré que pour l'ensemble des essais, la fissure a contourné les fibres sans les rompre : on est donc en régime de pontage de la fissure par les fibres.

Des observations ont d'autre part révélé un endommagement des fibres présentes dans le chemin de fissuration des éprouvettes testées. L'interphase en carbone de ces fibres a en partie été consommée. Cette consommation, qui n'est observée que pour les séquences réalisées sous air, est associée à un endommagement lié à la propagation de la fissure. Un modèle a été mis en place pour rendre compte de cette consommation. Il différencie la part de l'interphase oxydée de celle qui est usée mécaniquement. Cette modélisation permet de rendre compte des longueurs d'interphase en carbone consommées au cours des différentes séquences réalisées.

Un modèle a été mis en place pour prédire les vitesses de fissuration stabilisées mesurées expérimentalement sur le composite SM1140+/Ti6242. Cette modélisation est basée sur des résultats d'essais de fissuration obtenus sur la matrice seule et sur des calculs numériques d'éprouvettes entaillées. Les résultats obtenus à l'aide de l'équation mise en place permettent ainsi d'avoir accès simplement aux cinétiques de propagation dans le composite en régime de pontage.

PERSPECTIVES

COMPORTEMENT EN FATIGUE MECANO-THERMIQUE

Le comportement du composite SM1140+/Ti6242 élaboré par la voie fibre/feuillard est maintenant bien connu en fatigue isotherme [Legrand 97] et en fatigue mécano-thermique. Toutefois, ce matériau n'est pas celui qui a été finalement retenu par Snecma Moteurs pour la suite de l'étude. Le composite, qui sera dorénavant caractérisé, est élaboré par la technique de la «fibre gainée» des fibres revêtues d'alliage de titane sont compactées sans apport d'un autre semi-produit (§ annexe B). Cette technique est identique à celle utilisée lors de l'élaboration de l'ANAM. Elle présente l'avantage de permettre la réalisation d'éprouvettes cylindriques ne présentant pas de fibre débouchante endommagée. Les données obtenues en fatigue sur les éprouvettes à section rectangulaire, qui contiennent environ 600 fibres, ne seront peut-être pas immédiatement transférables aux éprouvettes cylindriques, contenant elles environ 120 fibres. Un travail futur sera donc d'assurer le transfert de connaissances et de résultats depuis l'éprouvette fibre/feuillard vers l'éprouvette cylindrique.

De la même façon, l'application des données acquises en laboratoire à la structure industrielle passe donc un changement d'échelle qui nécessitera une étape de transfert importante.

La nouvelle technologie d'élaboration des éprouvettes, qui n'utilise qu'un seul semi-produit, permettra sans doute de réaliser des éprouvettes tubulaires de fatigue qui garantissent d'excellentes conditions thermiques pour les essais de fatigue mécano-thermique.

REALISATION DES ESSAIS

Les résultats des simulations de fatigue réalisées au cours de cette étude ont permis de montrer l'influence du mode de sollicitation sur les mécanismes mis en jeu au sein du composite. Ains, lorsque l'on voudra réduire les phénomènes de report de charge dus aux essais en contrainte imposée, il sera nécessaire de réaliser les essais sur le composite en contrôle de déformation. Ce mode de sollicitation apparaît comme le plus adapté aux composites à fibres unidirectionnelles.

COMPORTEMENT EN FISSURATION

Le composite SM1140+/Ti6242 a été étudié en fissuration par fatigue au cours de cette étude. Des cinétiques de propagation de fissure ont été établies sous différentes conditions de chargement. Les résultats ont toutefois été obtenus pour une seule

géométrie d'éprouvette. La fissure 1D étudié lors de nos essais correspond à un défaut initié à l'intérieur du composite (à l'interface fibre/matrice par exemple). Il peut être intéressant, pour l'application industrielle, de caractériser la propagation d'un défaut initié dans la surépaisseur de titane vers le composite. Ce type d'essai sera possible à mener à l'aide des éprouvettes cylindriques. En effet, il est envisageable de réaliser un défaut 2D de forme quasi semi-circulaire dans la surépaisseur des éprouvettes et de le faire propager sous un chargement de fatigue.

Comme nous l'avons déjà exposé, les essais de fissuration ont permis d'atteindre des conditions de pontage de la fissure par les fibres : la fissure s'est propagée au sein du composite sans rompre les renforts. Il est sûrement intéressant de caractériser la résistance résiduelle de ces fibres présentes dans le chemin de fissuration en réalisant des essais de traction après dissolution sélective des éprouvettes de fissuration. Il serait alors possible de relier un paramètre de résistance mécanique, comme la contrainte à rupture, à un nombre exact de cycles de fatigue.

SIMULATION

Un effort important est encore à apporter au niveau de la simulation du comportement endommageable du composite. Il apparaît en effet difficile de ne pas effectuer de calculs couplés (comportement et endommagement) tant les phénomènes au sein des composites à matrice métallique semblent dépendre les uns des autres. De plus, les techniques de changement d'échelles bien que très adaptées à ces problèmes obligent le concepteur à prendre en compte tous les mécanismes physiques à chaque étape. Le calcul précis d'une structure renforcée par un composite à matrice métallique passe donc certainement par une analyse multi-échelle des grandeurs mécaniques associée à une analyse statistique des phénomènes d'endommagement intervenant à chaque niveau.

AUMONT C. (1999)*Communication privée*

Snecma Moteurs - YKO

BAROUMES L. (1998)*Comportement de composites à matrice métallique du processus de fabrication à la tenue en service*

Thèse de doctorat, Université Paris VI (1998).

BAROUMES L. et VINCON I. (1995)*Identification du comportement thermo-élasto-viscoplastique de l'alliage Ti-6242*

Rapport interne LMT-Cachan (1995)

BARTOLOTTA P.A. and VERRILLI M.J. (1993)*Thermomechanical fatigue behavior of SiC/Ti-24Al-11Nb [0]₈ in air and argon environments*

In: Composite Materials Testing and Design (Eleventh Volume), ASTM STP 1206, ed. E.T. Camponeschi Jr, American Society for Testing and Materials, 1993, pp 190-201.

BARTOLOTTA P.A., KANTZOS P., VERRILLI M.J. and DICKERSON R.M. (1993)*Environmental degradation of an intermetallic matrix composite during thermomechanical fatigue*

In: Proceedings of the Fifth International Conference on Fatigue and Fatigue Thresholds (Fatigue 93), J.P. Bâillon and al. Eds, EMAS, 1993, vol. 2, pp 1001-1006.

BAUDIN G. et POLICELLA H. (1978)*Nouvelle méthode de mesure électrique de longueur de fissure*

In: La Recherche Aérospatiale, n°4 (Juillet-Août), pp 195-203.

BOBET J.L. (1993)*Sur l'emploi de M_oSi_2 comme interphase dans les matériaux composites à matrice SiC élaborés par CVD/CVI*

Thèse de doctorat, Université Bordeaux I (1993).

BOBET J.L., MASUDA C. and KAGAWA Y. (1997)*Estimation of residual stresses in SiC/Ti-15-3 composites and their relaxation during a fatigue test*

Journal of Materials Science, 1997, vol. 32, pp 6357-6369.

BOITEAU-AUVRAY S. (1997)

Quels sont les enjeux d'une barrière de diffusion de carbure de titane entre le tungstène et le carbure de silicium, sur l'élaboration par dépôt chimique en phase vapeur, et sur les propriétés mécaniques du renfort filamentaires de SiC?

Thèse de doctorat, Université Bordeaux I (1997).

CARRERE N. (2001)

Sur l'analyse multiéchelle des matériaux composites à matrice métallique application au calcul de structure

Thèse de doctorat, Ecole Polytechnique (2001).

CASTELLI M.G. (1995)

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, AGARD CP-569, 1995, 12p.

CASTELLI M.G. and GAYDA J. (1993)

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, DE-vol. 55, ASME, 1993, pp 213-221.

CHEN T.T., JONES I.P., SHATWELL R.A. and DOORBAR P. (1999)

The microstructure of sigma 1140+ SiC fibres

Materials Science and Engineering, 1999, vol. A260, pp 139-145.

CHOY K.L. (1996)

Functionally graded coatings on SiC fibres for protection in Ti-based metal matrix composites

Scripta Materiala, 1996, vol. 34, pp 1753-1758.

DAMBRINE B. et GAUTHIER G. (1993)

Rôle de l'oxydation sur le comportement en fatigue d'un composite SiC/SiC

Revue des Composites et Matériaux Avancés, 1993, pp 207-223 (Microstructure, comportements thermomécaniques et modélisation des composites céramique-céramique à fibres, J.L. Chermant et G. Fantozzi Eds, Hermès, 1993).

DEBRAY K. (1995)

Amélioration du couplage fibre-matrice au sein de matériaux composites à matrice d'alliage de titane

Thèse de doctorat, Université Bordeaux I (1995).

EYLON D., HALL J.A., PIERCE C.M. and RUCKLE D.L. (1976)

Microstructure and mechanical properties relationships in the Ti-11 Alloy at room and elevated temperatures

Metallurgical Transactions A, 1976, vol. 7A, pp 1817-1826.

FAUCON A. (1999)

Etude de quelques mécanismes d'endommagement au sein d'un matériau composite à matrice d'alliage de titane renforcée par des filaments de carbure de silicium

Thèse de doctorat, Université Bordeaux I (1999).

FEILLARD P. (1996)

The high temperature behaviour of long fibre reinforced titanium under traverse loading

Acta Materiala, 1996, vol. 44, pp 643-656.

FILIPUZZI L. , NASLAIN R. et THEBAULT J. (1990)

Etude de l'oxydation de composites unidirectionnels SiC (Nicalon)/SiC (CVI) à interphase de pyrocarbone

In □ Matériaux Composites pour Applications à Hautes Températures - Actes de colloque organisé par AMAC/CODEMAC, ed. R. Naslain, J. Lamalle, J.L. Zulian, Bordeaux, 29-30 Mars 1990, pp 289-301.

GABB T.P. (1997)

Orthorhombic titanium matrix composite subjected to simulated engine mission cycles

Publication internet □ <http://www.lerc.nasa.gov/WWW/RT1996/500/5120g.htm>

GABB T.P., GAYDA J., BARTOLOTTA P.A. and CASTELLI M.G. (1993)

A review of thermomechanical fatigue damage mechanisms in two titanium and titanium aluminide matrix composites

International Journal of Fatigue, 1993, vol. 15, pp 413-422.

GAYDA J., GABB T.P. and LERCH B.A. (1993)

Fatigue-environment interactions in a SiC/Ti-15-3 composite

International Journal of Fatigue, 1993, vol. 15, pp 41-45.

GAYDA J., GABB T.P. and McKAY R.A. (1990)

Isothermal and nonisothermal fatigue behavior of a metal matrix composite

Journal of Composite Materials, 1990, vol. 24, pp 667-686.

GUEDOU J.Y. (1999)

Les matériaux pour turboréacteurs aéronautiques : un défi à la mécanique thermique

In : Proc. 14^{ème} Congrès Français de Mécanique de l'AUM, 1999, Toulouse.

GUICHET B. (1998)

Identification de la loi de comportement interfaciale d'un composite SiC/Ti

Thèse de doctorat, Ecole Centrale de Lyon (1998).

GUO Z.X. (1998)

Towards cost effective manufacturing of Ti/SiC fibre composites and components

Materials Science and Technology, 1998, vol. 14, pp 864-872.

JENG S.M., YANG J.M. and ASKOY S. (1992)

Damage mechanisms of SCS-6/Ti-6Al-4V composites under thermal-mechanical fatigue

Materials Science and Engineering, 1992, vol. A156, pp 117-124.

JIN O. and JOHNSON W.S. (2000)

The role of oxidation on the thermo-mechanical fatigue of Timetal 21S matrix composites

In : Thermo-mechanical Fatigue Behavior of Materials (Third volume), ASTM STP 1371, H. Sehitoglu and H.J. Maier Eds, American Society for Testing and Materials, pp 204-220.

JOHNSON W.S. and CALCATERRA J.R. (1998)

A fibre stress-based parameter for thermomechanical fatigue life predictions of titanium matrix composites
Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures, 1998, vol. 21, pp 479-492.

JOHNSON W.S., JIN O. and CALCATERRA J.R. (1999)

Life prediction of titanium matrix composites under thermomechanical loading

In Proceedings of the Fifth International Conference on Fatigue and Fatigue Thresholds (Fatigue 99), EMAS, Beijing, China, 1999, vol. 3, pp 1385-1392.

JOHNSON W.S., MIRDAMADI M. and BAKUCKAS J.G. (1996)

Damage accumulation in titanium matrix composites under generic hypersonic vehicle flight simulation and sustained loads

In Thermomechanical Fatigue Behavior of Materials (Second volume), ASTM STP 1263, M. Verrilli and M. Castelli Eds, American Society for Testing and Materials, 1996, pp 252-265.

JOUSSET H. (2002)

Comportement en fatigue et en relaxation à basse température d'un alliage base titane

Thèse de doctorat en cours, Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris (2002).

JOUSSET H., REMY L. and STRUDEL J.L. (1999)

Low temperature mechanical behavior of a titanium alloy

In Proceedings of the Eighth International Conference on the Mechanical Behavior of Materials (ICM8), Victoria, Canada, 1999, pp 580-585.

KOSTER A., FLEURY E., VASSEUR E. and REMY L. (1994)

Thermal-mechanical fatigue testing

In Automation in Fatigue and Fracture Testing and Analysis, ASTM STP 1231, C.Amzallag Eds, American Society for Testing and Materials, 1994, pp 563-580.

KRUCH S. (2000)

Projet EPICUR : Composite à Matrice Métallique

Rapport interne Onera RTS 1/00283 DMSE (2000)

LECLERCQ S. (2001)

Communication privée

Snecma Moteurs – YKO

LEGRAND N. (1997)

Fatigue de composites à matrice métallique base titane à renfort unidirectionnel de fibres SiC

Thèse de doctorat, Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris (1997).

LEGRAND N. et REMY L. (1996)

Etude de pièces tournantes de turbomachines en composites à matrice titane et intermétallique

Rapport d'avancement, 1996, contrat SNECMA-ARMINES n°762969P.

LE PETITCORPS Y. (1985)

Caractérisations physico-chimique et mécanique de filaments C.V.D. de carbure de silicium ou de bore. Application aux matériaux composites 1D-SiC/Ti-6Al4V.

Thèse de doctorat, Université Bordeaux I (1985).

LESTERLIN S., SARRAZIN-BAUDOUX C. and PETIT J. (1997)

Atmospheric influence on fatigue crack propagation in Ti-6246 alloys at elevated temperature

In: Elevated Temperature Effects on Fatigue and Fracture, Williamsburg, 26-29 June 1995, ASTMSTP 1297, pp 117-139.

LEVY-TUBIANA R. (1999)

Etude des composites à matrice métallique par la technique de la diffraction des neutrons : analyse du comportement élastoplastique et évaluation des contraintes résiduelles

Thèse de doctorat, Université Paris XI (1999).

MAILLY S. (1999)

Effets de la température et de l'environnement sur la résistance à la fatigue d'alliages de titane

Thèse de doctorat, Université de Poitiers (1999).

MAIRE J.F., LEVASSEUR P. ET PAULMIER P. (2000)

Propagation de fissures dans les composites SiC/Ti

Rapport interne ONERA (2000).

MAJUMDAR B.S. and NEWAZ G.M. (1995)

Constituent damage mechanisms in metal matrix composites under fatigue loading, and their effects on fatigue life

Materials Science and Engineering, 1995, vol. A200, pp 114-129.

MALON S. (2000)

Caractérisation des mécanismes d'endommagement dans les composites à matrice métallique de type SiC/Ti

Thèse de doctorat, Université Paris VI (2000).

MARSH K.J., SMITH R.A. and RITCHIE R.O. (1991)

Fatigue Crack Measurement – Techniques et Applications, EMAS, 554 p., 1991

MILLER A.G. (1988)

Review of limit loads of structures containing defects

International Journal of Pressure Vessel and Piping, 1988, vol. 32, pp 197-327.

MIRDAMADI M. and JOHNSON W.S. (1993)

Fatigue of [0/90]_{2s} SCS-6/Ti-15-3 composite under generic hypersonic vehicle flight simulation

In Proceedings of the Fifth International Conference on Fatigue and Fatigue Thresholds (Fatigue 93), J.P. Bailon and al. Eds, EMAS, 1993, vol. 2, pp 951-956.

MIRDAMADI M. and JOHNSON W.S. (1996)

Modeling and life prediction methodology for titanium matrix composites subjected to mission profile

In Life Prediction Methodology for Titanium Matrix Composites, ASTM STP 1253, W.S. Johnson and al. Eds, American Society for Testing and Materials, 1996, pp 573-594.

MITTNICK M.A. (1990)

Continuous SiC Fiber reinforced metals

In Metal and Ceramic Matrix Composites – Processing, Modeling and Mechanical Behavior, R.B. Bhagat, A.H. Clauer, P. Kumar and A.M. Ritter Eds, The Minerals Metals and Materials Society, 1990, pp 605-616.

MOLLIEX L. (1995)

Approche micromécanique de la résistance en traction de composites à matrice métallique. Carbure de silicium-titane, carbure de silicium-aluminium

Thèse de doctorat, Ecole Centrale de Paris (1995).

MOLLIEX L. (1998)

Communication privée

Snecma Moteurs - YKO

NEU R.W. (1993)

A mechanistic-based thermomechanical fatigue life prediction model for metal matrix composites

Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures, 1993, vol. 16, pp 811-828.

NEU R.W. (1996)

TMF life and damage mechanism maps for titanium matrix composites

In $\square$ Fatigue under Thermal and Mechanical Loading, J. Bressers and L. Rémy Eds, Kluwer Academic Publishers, 1996, pp 237-247.

NEU R.W. and ROMAN I. (1994)

Acoustic emission monitoring of damage in metal-matrix composites subjected to thermomechanical fatigue

Composites Science and Technology, 1994, vol. 52, pp 1-8.

NICHOLAS T. (1995)

An approach to fatigue life modeling in titanium-matrix composites

Materials Science and Engineering, 1995, vol. A200, pp.29-37.

NING X.J. and PIROUZ P. (1991)

The microstructure of SCS-6 SiC fiber

Journal of Materials Research, 1991, vol. 6, pp 2234-2248.

NUTT S.R. and WAWNER F.E. (1985)

Silicon carbide filaments $\square$ microstructure

Journal of Materials Science, 1985, vol. 20, pp 1953-1960.

PARIS P. and ERDOGAN F. (1963)

A critical analysis of crack propagation law

Journal of basic engineering, Transactions of ASME, 1963, pp 528-534

PINDER M.J., FREED A.D., and ARNOLD S.M. (1993)

Effects of fiber and interfacial layer morphologies on the thermoplastic response of metal matrix composites

International Journal of Solids and Structures, 1993, vol. 30, pp 1213-1238.

POTTIER T. (1998)

Modélisation multiéchelle du comportement et de l'endommagement de composites à matrice métallique

Thèse de doctorat, Ecole Nationale des Ponts et Chaussées (1998).

RANGASWAMY P., BOURKE M.A.M., WRIGHT P.K., JAYARAMAN N., KARTZMARK E. and ROBERTS J.A. (1997)

The influence of thermal-mechanical processing on residual stresses in titanium matrix composites

Materials Science and Engineering, 1997, vol. A224, pp 200-209.

REVELO W.C., JONES J.W. and DOLLEY E.J. (1995)

Thermal fatigue of a SiC/Ti-15Mo-2.7Nb-3Al-0.2Si composite

Metallurgical and Materials Transactions A, 1995, vol. 26A, pp 1167-1181.

ROSENBERG A.H. and NICHOLAS T. (1997)

Environmental effects on the isothermal and thermomechanical fatigue of SCS6/Timetal 21S unidirectional composites

In: Composite Materials: Fatigue and Fracture (Sixth volume), ASTM STP 1285, E.A. Armanios Eds, American Society for Testing and Materials, 1997, pp 394-408.

RUPPEN J.A. and McEVILY A.J. (1979)

The effect of elevated temperature and environment on the fatigue crack growth characteristics of Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo-0.1Si

Fatigue of Engineering Materials and Structures, 1979, vol. 2, pp 63-72.

RUSS S.M. (1990)

Thermal fatigue of a Ti-24Al-11Nb/SCS6

Metallurgical Transactions A, 1990, vol. 21, pp 1595-1602.

RUSS S.M., NICHOLAS T., BATES M. and MALL S. (1991)

Thermomechanical fatigue of SCS-6/Ti-24Al-11Nb metal matrix composite

In Failure Mechanisms in High Temperature Composite Materials, Eds. G.K. Haritos, G. Newaz, ed al., AD-vol. 22/AMD-vol. 122, ASME, 1991, pp 37-43

SARRAZIN-BAUDOUX C. (2000)

Habilitation à diriger des recherches, Université de Poitiers (2000).

SATTLER M.L., KINNEY J.H. and ZYWICZ E. (1992)

The microstructures of SCS-6 and SCS-8 SiC reinforcing fibers

Ceramic Engineering and Science Proceedings, 1992, n°7-8, pp 227-237.

SCHIJVE J. (1981)

Differences between the growth of small and large fatigue cracks in relation to thresholds K values

In Fatigue Thresholds, J. Backlund, A.F. Blom and C.J. Beevers Eds, EMAS, vol. 2, 1981, pp 881-910.

SCHULTE K. and MINOSHIMA K. (1991)

Mechanisms of fracture and failure in metal matrix composites

In Metal Matrix Composites – Processing, Microstructure and Properties, 12th Ris International Symposium on Material Science, N. Hansen et al. Eds, 1991, pp 123-147.

SHATWELL R.A. (1994)

Adhesion of SM1140+ coatings to silicon carbide substrate in Sigma monofilament

Materials Science and Technology, 1994, vol. 10, pp 552-557.

SMITH P.R. and FROES F.H. (1984)

Developments in titanium metal matrix composites

Journal of Metals, 1984, vol. 36, mars, pp 19-26.

SONIAK F. (1989)

Fissuration en fatigue d'un superalliage de la métallurgie des poudres , l'Astraloy influence de la longueur de fissure et de la température

Thèse de doctorat, Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris (1989).

SPECHT J. (1988)

Crack propagation behaviour of titanium alloys for compressor disks

In Proceedings of the Sixth World Conference on Titanium, France, 1988 pp 229-233.

SPECHT J. (1992)

The low cycle fatigue behaviour of titanium alloys

In Low Cycle Fatigue and Elasto-plastic Behaviour of Materials-3, K.T. Rie Eds, Elsevier, 1992, pp 19-25.

TALJERA R. (1995)

A conceptual framework for interpretation of MMC fatigue

Materials Science and Engineering, 1995, vol. A200, pp 21-28.

TERRY B. and JONES G.

Metal Matrix Composites Current Developments and Future Trends in Industrial Research and Applications, Elsevier Advanced Technology, 1990, 154 p.

VESIER L.S. and ANTOLOVICH S.D. (1990)

Fatigue crack propagation in Ti-6242 as a function of temperature and waveform

Engineering Fracture Mechanics, 1990, vol. 37, pp 753-775.

WALLACE T.A. (1995)

The effect of oxidation exposure on the mechanical properties of Timetal-1100 (Ti-6Al-2.75Sn-4Zr-0.4Mo-0.07O₂-0.02Fe wt%)

In Titanium 95 Science and Technology, Proceedings of the Eighth World Conference on Titanium, vol. 3, pp 1943-1950.

WARD-CLOSE C.M. and BEEVERS C.J. (1980)

The influence of grain orientation on the mode and rate of fatigue crack growth in alpha Ti

Metallurgical Transactions A, 1980, vol. 11A, pp 1007-1017.

WARD-CLOSE C.M. and ROBERTSON J.G. (1996)

Advances in the fabrication of titanium based composites

In □ Advanced Performance Materials, F.H. Froes Eds, Kluwer Academic Publishers, 1996, vol. □3, pp 251-262.

WARWICK C.M. and CLYNE T.W. (1991)

Development of composite coaxial cylinder stress analysis model and its application to SiC monofilament systems

Journal of Materials Science, 1991, vol. 26, pp 3817-3827.

YANG J.M. and JENG S.M. (1989)

Interfacial reactions in titanium-matrix composites

Journal of Metals, 1989, vol. 41, novembre, pp 56-59.

ANNEXE A : ESSAIS SUR EPROUVETTES ENCAPSULEES

Nous présentons dans cette annexe les résultats des essais de fatigue isotherme menés à 550°C sur des éprouvettes «encapsulées» de composite SM 1140+/Ti 6242 réalisées par Snecma Moteurs. Les barreaux testés ne présentent pas de fibre débouchante et constituent une étape intermédiaire entre les éprouvettes issues d'une compaction fibre/feuillard et les éprouvettes cylindriques.

ANNEXE A : ESSAIS SUR EPROUVETTES ENCAPSULEES.....	229
A.1. MATÉRIAU ET TECHNIQUES EXPÉRIMENTALES.....	230
A.2. RÉSULTATS.....	232
A.2.1. Caractérisation des éprouvettes encapsulées.....	232
A.2.2. Durée de vie du SM1140+/Ti6242 "encapsulé" en fatigue isotherme à 550°C.....	234
A.2.3. Comportement du SM1140+/Ti6242 "encapsulé" en fatigue isotherme à 550°C.....	238
A.3. ENDOMMAGEMENT DU SM 1140+/TI 6242 ENCAPSULÉ EN FATIGUE ISOTHERME À 550°C :.....	240
A.4. EN RÉSUMÉ.....	243

A.1. MATERIAU ET TECHNIQUES EXPERIMENTALES

Snecma Moteurs a réalisé cinq barreaux de composite SM 1140+/Ti 6242 élaborés par compaction à chaud sous vide (lot UBELD30). Comme on peut le voir figure A-1, des feuillets de titane Ti 6242, des fibres de carbure de silicium SM 1140+ et des tôles de titane TA6V et Ti 6242 sont assemblées au cours d'un seul processus. La partie composite en SM 1140+/Ti 6242 est ainsi "encapsulée" dans une gaine de titane. Il est alors possible d'usiner dans chacun de ces barreaux une éprouvette de fatigue, figure A-2, ne présentant pas de fibre débouchante. Contrairement aux éprouvettes à chants usinés, on ne crée donc pas de site privilégié d'amorçage de l'oxydation par la présence de fibres endommagées lors de l'usinage. L'objectif, défini en concertation avec Snecma Moteurs, est d'obtenir dans la zone utile de l'éprouvette finale une surépaisseur de 0,5 mm de titane autour du composite.

La figure A-3 représente une coupe de la section utile d'une éprouvette, elle met en évidence de façon significative les problèmes géométriques dus au processus d'élaboration (fibres isolées ou collées, plis non centrés) et ceux dus à l'usinage des éprouvettes (surépaisseur variable).

Les essais de fatigue sont conduits à contrainte imposée sous un rapport de charge $R_s = 0,1$ (avec $R_s = S_{\min}/S_{\max}$) à une fréquence de 0,05 Hz. Pour ces essais menés sous air à 550°C, nous avons utilisé une machine électro-mécanique Instron d'une capacité de 50 kN.

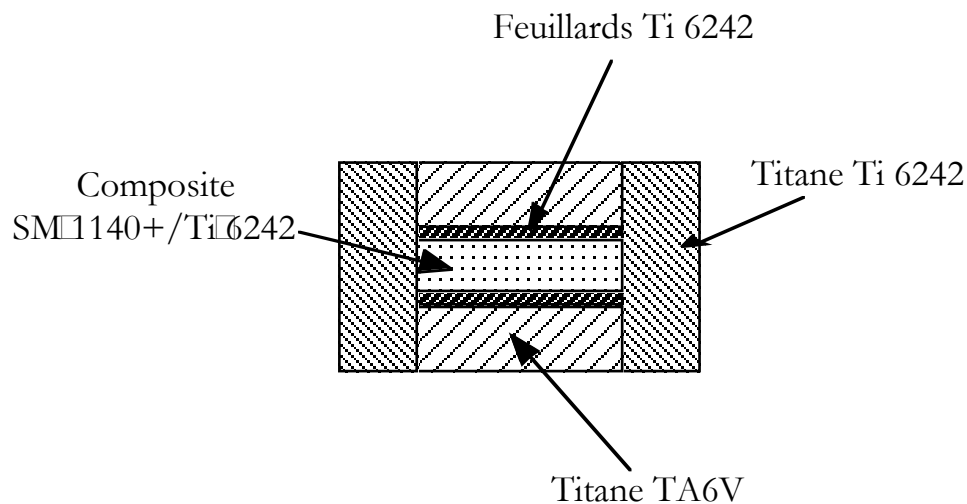


Figure A-1 □ Coupe schématique d'un barreau composite (lot UBELD30)

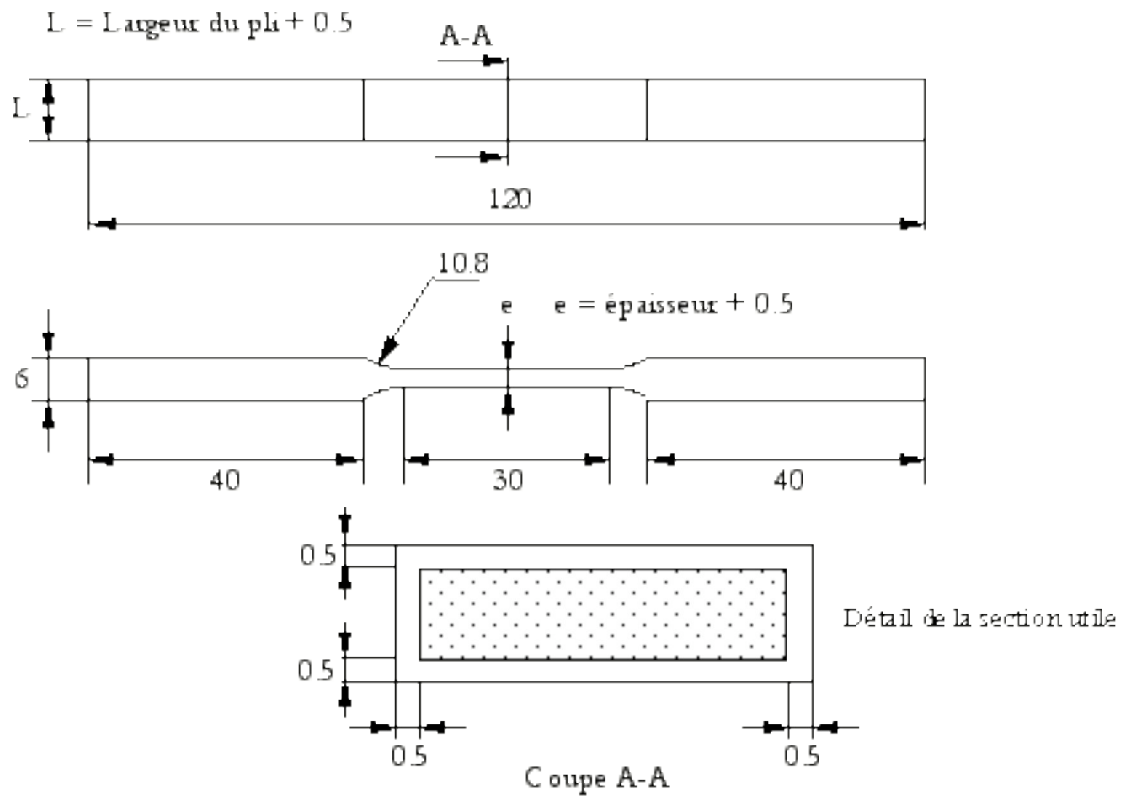


Figure A-2 Plan de l'éprouvette de fatigue encapsulée SM1140+ /Ti6242

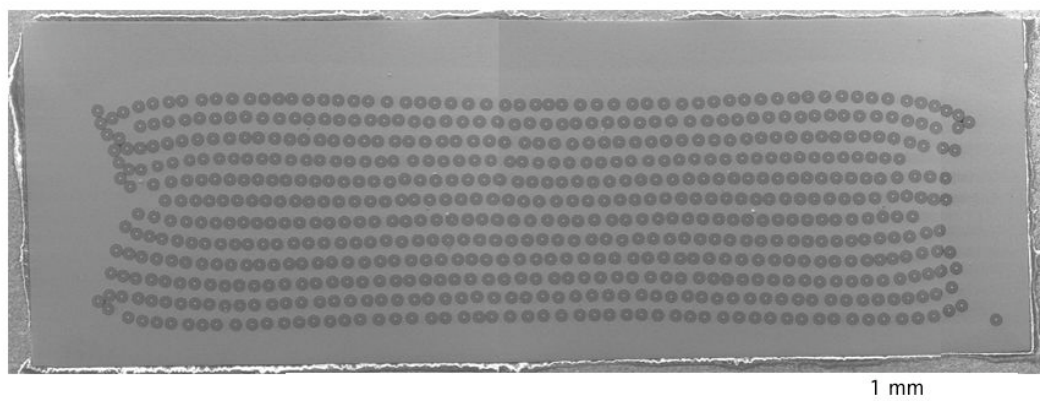


Figure A-3 Section polie de l'éprouvette UBELD30 n°4

A.2. RESULTATS

Par convention, nous appellerons dans ce chapitre :

- *matrice* la partie de titane se trouvant entre les fibres
- *composite* l'ensemble constitué des fibres et de la *matrice*
- *encapsulage* le titane se trouvant à l'extérieur des fibres.

A.2.1. Caractérisation des éprouvettes encapsulées

Les éprouvettes encapsulées ne sont pas conventionnelles□ elles ne répondent pas aux normes habituelles des éprouvettes «Éléments de volume□. Les essais réalisés se rapprochent davantage d'essais sur structures. Aussi il est important de bien caractériser les éprouvettes testées.

A.2.1.1. Mesures des fractions surfaciques :

Des mesures par analyse d'images ont été effectuées pour déterminer les fractions surfaciques des différents constituants de chaque éprouvette. Les différentes grandeurs caractérisées sont :

- f_c : la fraction surfacique de composite calculée sur la section totale de l'éprouvette
- f_{f-tot} : la fraction surfacique de fibres calculée sur la section totale de l'éprouvette
- f_{f-comp} : la fraction surfacique de fibres calculée sur la section du composite

Le tableau A-1 fournit les résultats de ces mesures obtenus sur les éprouvettes testées au cours de cette étude.

Tableau A-1□Mesures des fractions surfaciques des éprouvettes encapsulées

Repère éprouvette	f_c (%)	f_{f-tot} (%)	f_{f-comp} (%)
UBELD30-2	61,2	19,1	31,3
UBELD30-3	55,4	19,7	35,6
UBELD30-4	57,1	19,8	34,5
UBELD30-5	55,7	18,5	33,1

Au cours de ces mesures nous nous sommes aperçus que l'éprouvette UBELD30□n°2 ne comportait que 11 plis, ce qui explique sa plus faible fraction surfacique de fibres.

Les valeurs mesurées ici sont à mettre en parallèle avec celles des éprouvettes utilisées par N.Legrand au cours de sa thèse. La fraction surfacique de fibres pour une éprouvette à chant usiné étant à peu près égale à 30 %, nous travaillons donc localement (à savoir dans la partie composite) avec des éprouvettes possédant des fractions surfaciques de fibres plus élevées.

A.2.1.2. Mesures de la dimension de l'encapsulage

Le tableau A-2 fournit les mesures des encapsulages de titane qui ont été effectuées par analyse d'images. La section utile des éprouvettes étant rectangulaire, nous avons adopté le système de notation indiqué figure A-4.

Tableau A-2 : Mesures des dimensions des éprouvettes encapsulées

Repère épreuve	H1 (mm)	H2 (mm)	L1 (mm)	L2 (mm)
UBELD30-2	316 (29)	118 (51)	466 (30)	133 (55)
UBELD30-3	501 (49)	426 (107)	389 (98)	319 (35)
UBELD30-4	468 (161)	171 (74)	293 (36)	282 (46)
UBELD30-5	176 (52)	424 (124)	469 (121)	323 (69)

N.B.: entre parenthèses sont indiqués les écarts types

Ces résultats, qui représentent les moyennes de toutes les mesures effectuées, nous indiquent clairement que l'on n'a pas atteint l'objectif fixé : obtenir un encapsulage de 0,5 mm. Les résultats obtenus sont systématiquement en-dessous de la valeur souhaitée.

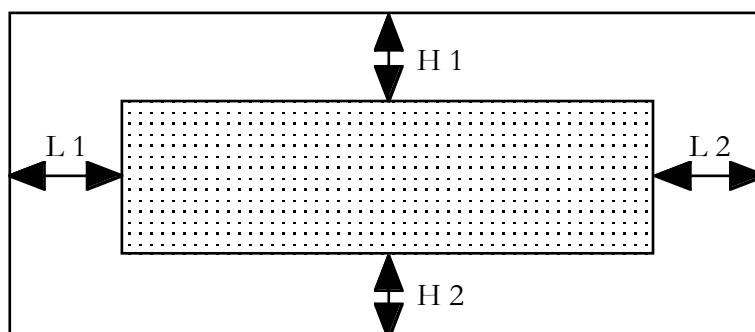


Figure A-4 : mesures de l'encapsulage de titane

A.2.2. Durée de vie du SM1140+/Ti6242 "encapsulé" en fatigue isotherme à 550°C

A.2.2.2. Résultats bruts

Le tableau A-3 récapitule les résultats en durée de vie des essais réalisés sur le SM1140+/Ti 6242 en fatigue isotherme à 550°C sous air. La rupture des éprouvettes s'est produite systématiquement dans la zone utile des éprouvettes mais jamais entre les tiges de l'extensomètre.

Tableau A-3 : Caractéristiques des essais réalisés sur éprouvettes encapsulées

Repère éprouvette	S appliquée (MPa)	De à Nr/2 (%)	E à 20°C (GPa)	E à 550°C (GPa)	Nr
UBELD30-2	880	0,67	169	138	6174
UBELD30-3	948	0,63	167	142	2
UBELD30-4	901	0,61	185	165	3944
UBELD30-5	844	0,55	181	154	587

La figure A-5 présente l'ensemble des essais réalisés sur le composite SM1140+/Ti6242 : les essais sous air et sous vide menés à 550°C à déformation imposée [Legrand 97] et les essais sur éprouvettes encapsulées. Sur cette figure, nous avons reporté pour les essais à déformation imposée, les contraintes maximales à mi-durée de vie, le comportement étant stabilisé à ce stade de l'essai.

Les résultats bruts que nous avons obtenus au cours de cette étude sont difficilement comparables avec ceux précédemment acquis. En effet, la contrainte appliquée ici n'est pas représentative du chargement effectivement vu par la partie "composite" de notre éprouvette encapsulée, mais elle est égale à l'effort imposé par la machine rapporté à la surface totale de la section utile. C'est pourquoi, dans le but de comparer l'ensemble de nos résultats, nous avons essayé de mettre en place une procédure permettant de calculer la contrainte effective imposée à la partie composite.

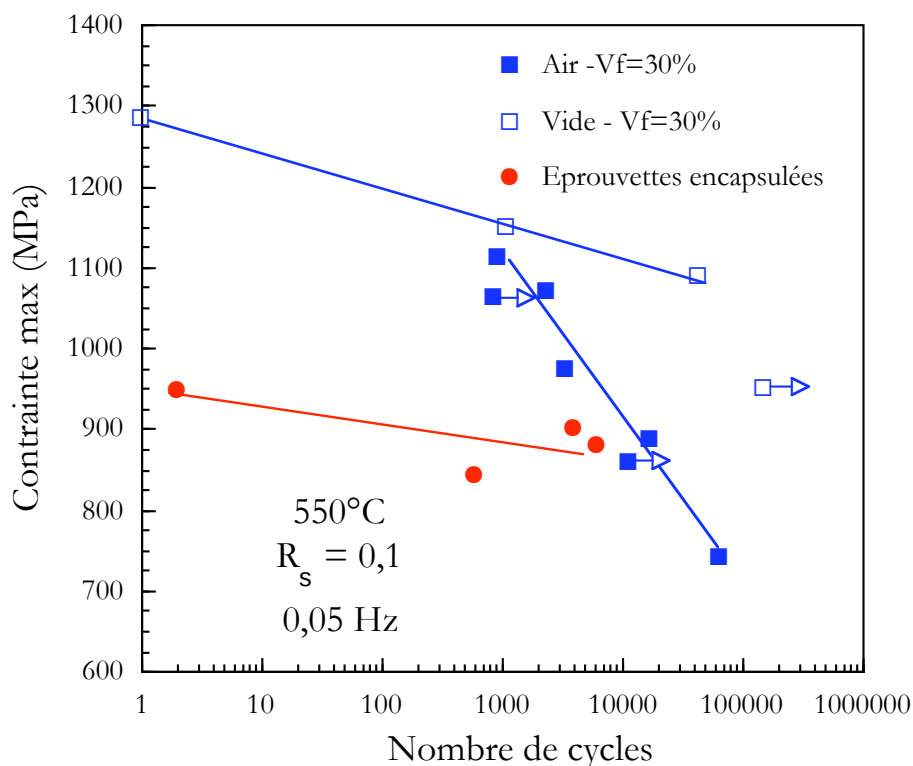


Figure A-5 : Evolution de la durée de vie du SM1140+/Ti6242 en fatigue isotherme à 550°C sur éprouvettes à chants usinés (σ imposée) et en fatigue isotherme à 550°C sur éprouvettes encapsulées (σ imposée).

A.2.2.2. Contrainte effective appliquée au composite

Pour calculer de façon simple la contrainte effective dans la partie composite de notre éprouvette encapsulée, nous nous sommes servis de la première montée en charge de l'essai.

Comme l'indique la figure A-6, on a relevé lors du premier cycle la déformation mesurée par l'extensomètre au bord de l'éprouvette, représentative de l'encapsulage de titane. Par l'intermédiaire d'une hypothèse d'isodéformation dans toute la section de l'éprouvette et de la loi de comportement du Ti 6242 que l'on a introduite dans le code de calcul Zébulon, nous avons pu en déduire les contraintes dans l'encapsulage au premier cycle.

Connaissant les contraintes dans l'encapsulage, il est alors possible de connaître les contraintes dans le composite et dans les fibres :

$$\text{On a ainsi: } \sigma_{\text{tot}} = \sigma_{\text{fibres}} f_{f-\text{tot}} + \sigma_{\text{enc}} (1 - f_{f-\text{tot}}) \quad \text{A-1}$$

$$\text{avec : } s_{\text{tot}} = \frac{F_{\text{imposée}}}{S_{\text{tot}}} \quad \text{A-2}$$

$$\text{soit finalement : } s_{\text{fibres}} = \frac{\frac{F_{\text{imposée}}}{S_{\text{tot}}} - s_{\text{enc}}(1 - f_{\text{f-tot}})}{f_{\text{f-tot}}} \quad \text{A-3}$$

$$\text{et } s_{\text{comp}} = s_{\text{fibres}} f_{\text{f-comp}} + s_{\text{enc}}(1 - f_{\text{f-comp}}) \quad \text{A-4}$$

La figure A-7 présente les résultats corrigés par cette méthode. Nous avons indiqué sur la figure la fraction surfacique de fibres dans la partie composite de l'éprouvette, celle-ci étant différente de celle des éprouvettes utilisées jusque ici.

Les durées de vie corrigées par cette méthode semble indiquer que les résultats obtenus sur les éprouvettes encapsulées sont comparables à ceux obtenus sous vide. La qualité des résultats obtenus après ce dépouillement est à nuancer par les nombreuses hypothèses sous-jacentes. En effet, le modèle à trois barres utilisé suppose implicitement que les interfaces entre tous les constituants sont parfaites, de plus ce modèle, qui ne prend pas en compte l'endommagement, fait l'hypothèse qu'aucune rupture n'intervient lors de la première mise en charge.

Tableau A-4 : Contraintes calculées dans chaque constituant de l'éprouvette

Repère éprouvette	S appliquée (MPa)	S composite (MPa)	S titane (MPa)	S fibres (MPa)	Nr
UBELD30-2	880	1077	451	2457	6174
UBELD30-3	948	1289	524	2673	2
UBELD30-4	901	1163	486	2409	3944
UBELD30-5	844	1165	438	2635	587

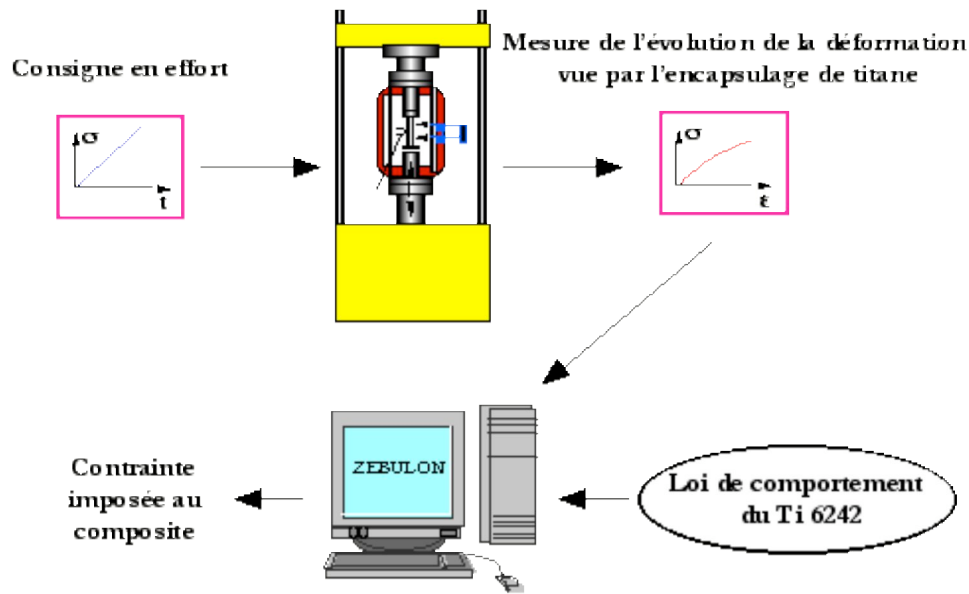
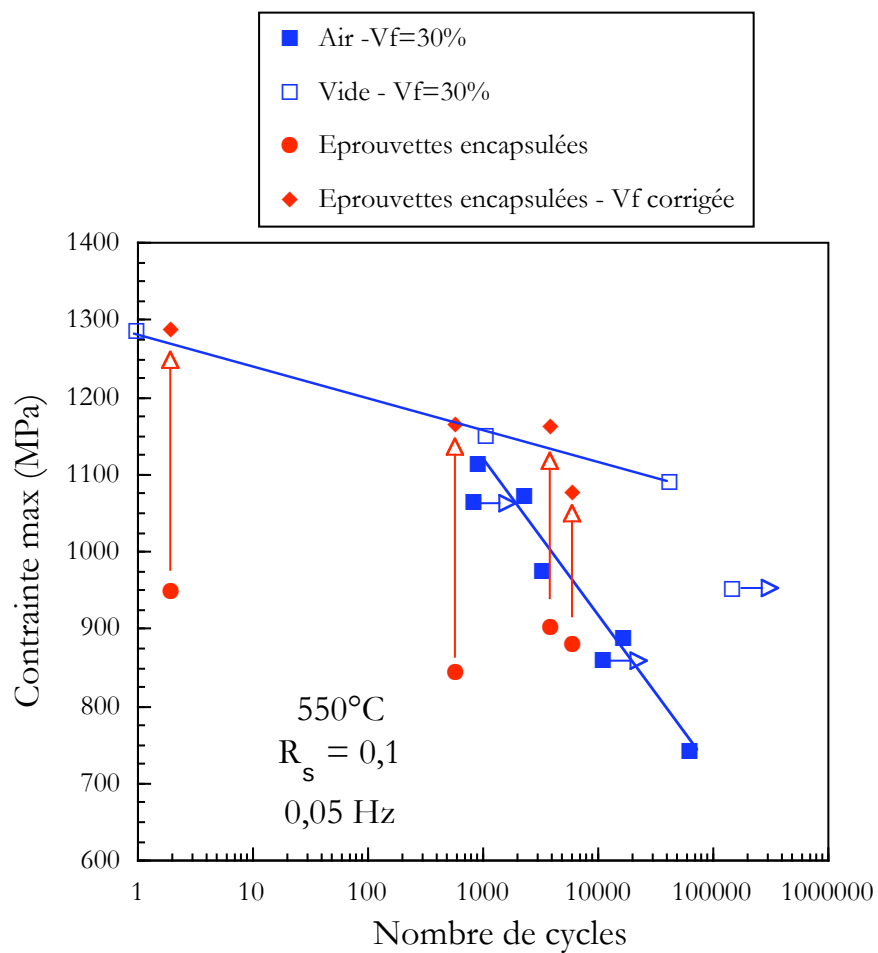


Figure A-6 : Schéma explicatif du calcul de la contrainte effective

Figure A-7 : Evolution de la durée de vie du SM1140+/Ti6242 en fatigue isotherme à 550°C sur éprouvettes à chants usinés (ϵ imposée) et en fatigue isotherme à 550°C sur éprouvettes encapsulées (S imposée).

Le tableau A-4 fournit la valeur des contraintes dans chaque constituant pour chaque essai réalisé. La figure A-8 donne le comportement lors de la première montée en charge de chaque constituant de l'éprouvette UBELD30 n°2. Le comportement de l'encapsulage est presque entièrement élastique, la plasticité n'apparaissant qu'à la fin du cycle.

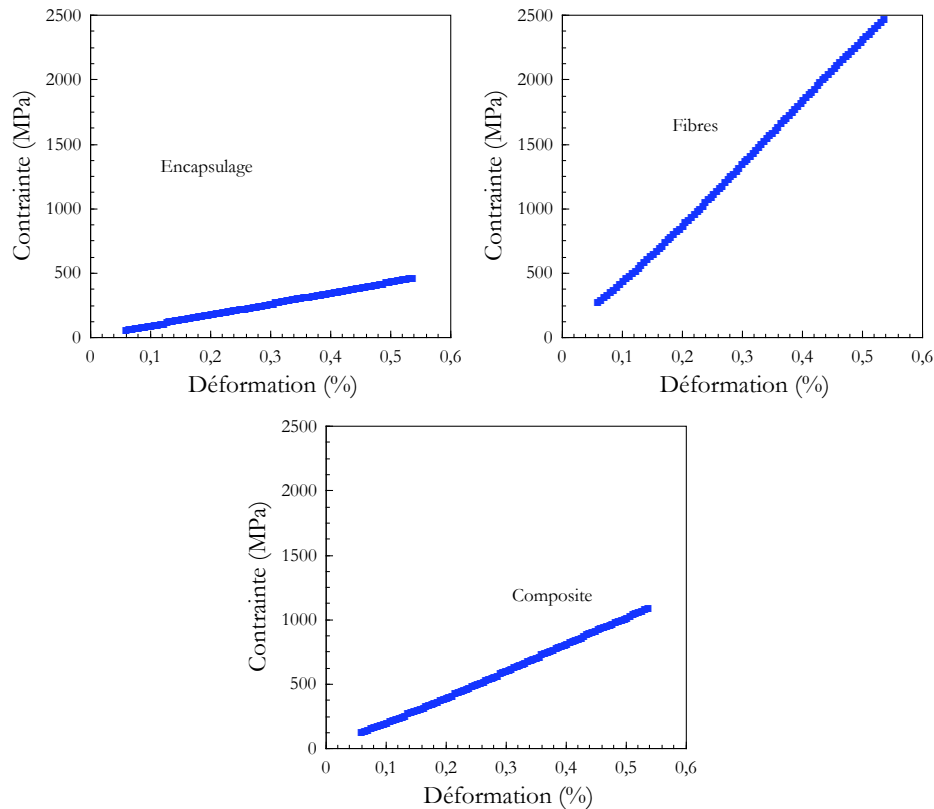


Figure A-8 : Comportement à la première montée en charge des constituants de l'éprouvette UBELD30 n°2 calculé par Zébulon

A.2.3. Comportement du SM1140+/Ti6242 "encapsulé" en fatigue isotherme à 550°C

La figure A-9 représente l'évolution des déformations au cours des différents essais (l'essai 3 n'est pas représenté à cause de sa faible durée de vie). Le chargement étant effectué à contrainte imposée, on constate au cours de l'essai une variation des niveaux de déformations minimales et maximales. Il est alors possible de définir trois stades :

- celui correspondant aux tous premiers cycles de l'essai pendant lesquels une augmentation brutale des déformations se produit. Elle est associée à la rupture prématurée de fibres endommagées et à la plasticité de la matrice.
- le deuxième stade correspond à la plus grande partie de la durée de vie. Durant cette phase les niveaux de déformation croissent très légèrement : c'est le rochet.

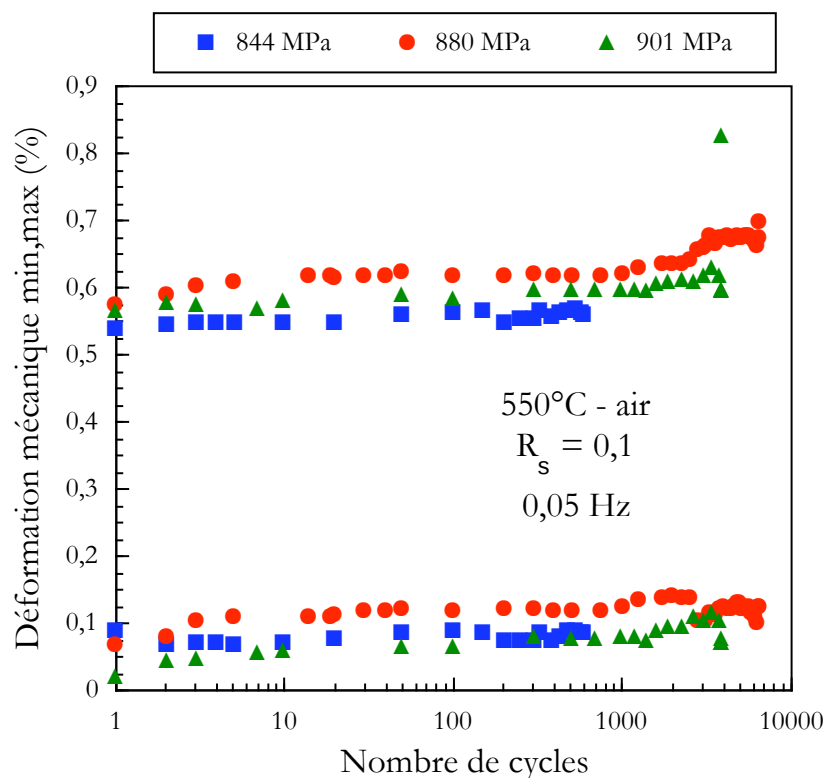


Figure A-9 : Evolution de la déformation durant les essais de fatigue isotherme à contrainte imposée sur éprouvettes encapsulées

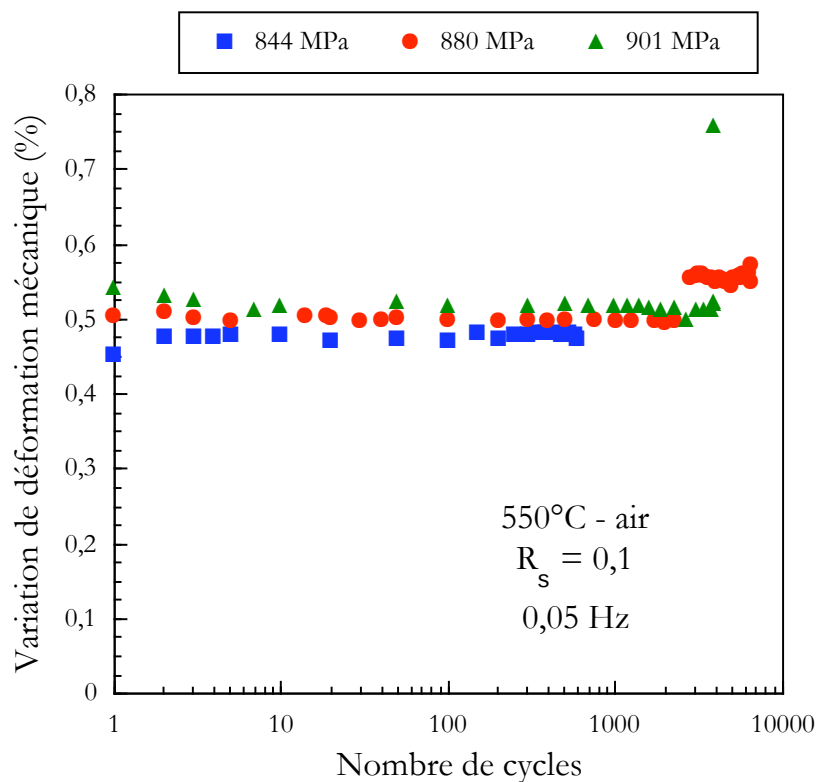


Figure A-9 : Evolution de l'amplitude de déformation durant les essais de fatigue isotherme à contrainte imposée sur éprouvettes encapsulées.

- le dernier stade pendant lequel la déformation augmente de nouveau rapidement a lieu lors du dernier cycle et correspond à la rupture finale de l'éprouvette.

La variation de l'amplitude de déformation au cours de l'essai pour différentes durées de vie est également reportée. On constate que les valeurs de cette amplitude sont presque constantes tout au long de la durée de vie.

A.3. ENDOMMAGEMENT DU SM 1140+/TI 6242 ENCAPSULE EN FATIGUE ISOTHERME A 550°C :

Les observations des faciès de rupture, figure A-10, des différentes éprouvettes de fatigue isotherme révèlent une rupture du titane à fort caractère ductile que ce soit pour la matrice ou l'encapsulage. Ce dernier présente à chaque essai une forte déchirure ductile qui s'accompagne d'une striction et de la présence de lèvres de cisaillement.

La figure A-11 montre que l'encapsulage de titane semble se désolidariser du composite lors de la rupture finale. On observe en effet une forte décohésion entre l'encapsulage et le reste de l'éprouvette.

Comme on peut le voir sur la figure A-12, il a été observé sur le faciès de l'éprouvette UBELD30 n°4 une zone d'amorçage semi-circulaire. Cette zone, qui présente un aspect plus cristallographique que le reste du faciès, fait apparaître des stries de fatigue caractérisant son endommagement progressif. Aucun site d'amorçage n'a été mis en évidence sur les faciès de rupture des autres éprouvettes testées.

Des coupes perpendiculaires aux fibres ont été réalisées dans les talons des éprouvettes, donc loin du faciès de rupture. Elles ont permis de mettre en évidence des cavités, figure A-13, se situant entre des fibres se touchant. Les cavités sont d'autant plus grandes que les fibres concernées sont proches des bords du composite. Ces observations ont aussi révélé la présence de fissures dans le carbone pyrolytique, figure A-13. Ces deux types d'endommagement ont également été mis en évidence sur des coupes polies d'échantillon non testés. On peut donc en déduire que cet endommagement est directement lié au processus de fabrication et à une imparfaite compaction.

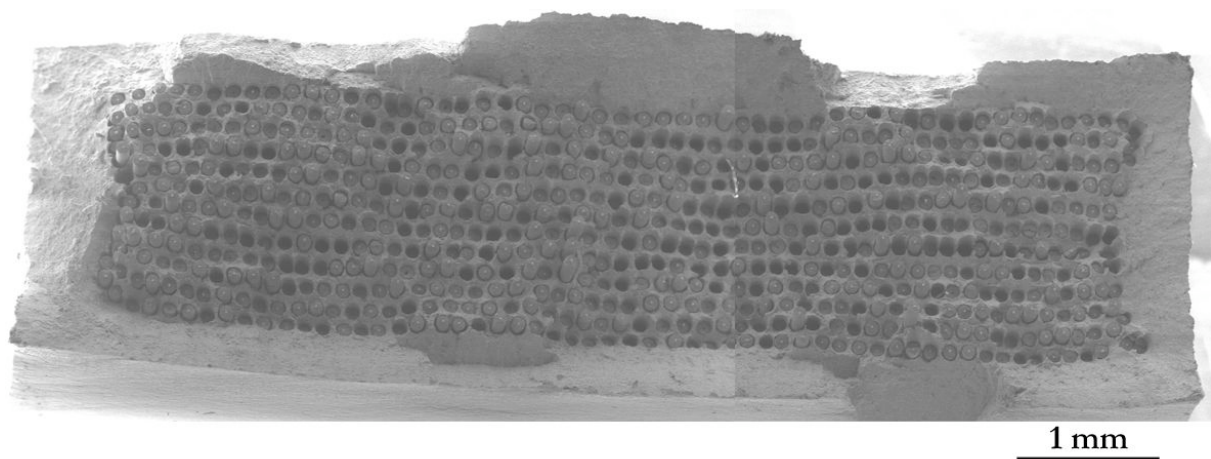


Figure A-10 □ Faciès de rupture de l'éprouvette UBELD30 n°3 – $N_r = 2$ cycles

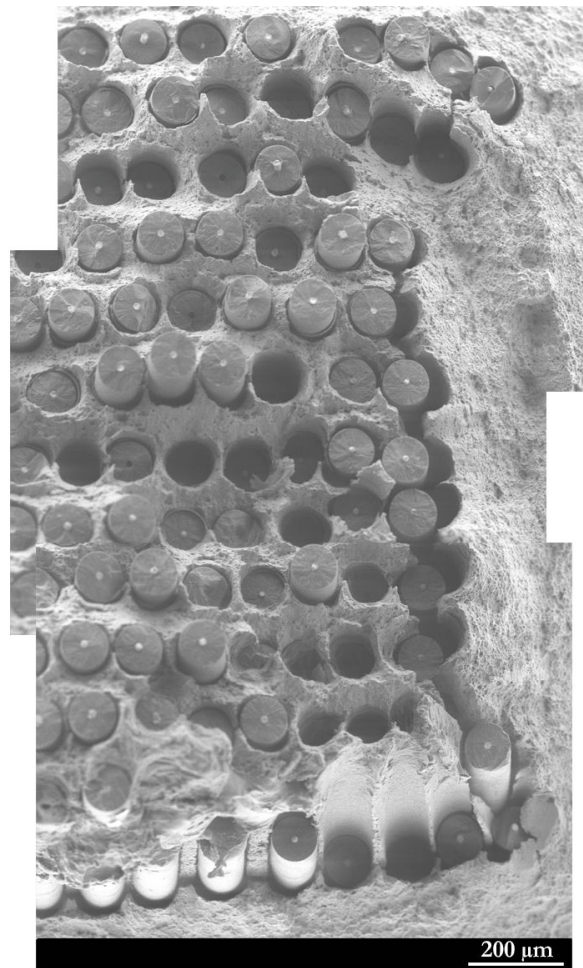


Figure A-11 □ Décollement de l'encapsulage de titane, UBELD30 n°5 - $N_r = 587$ cycles

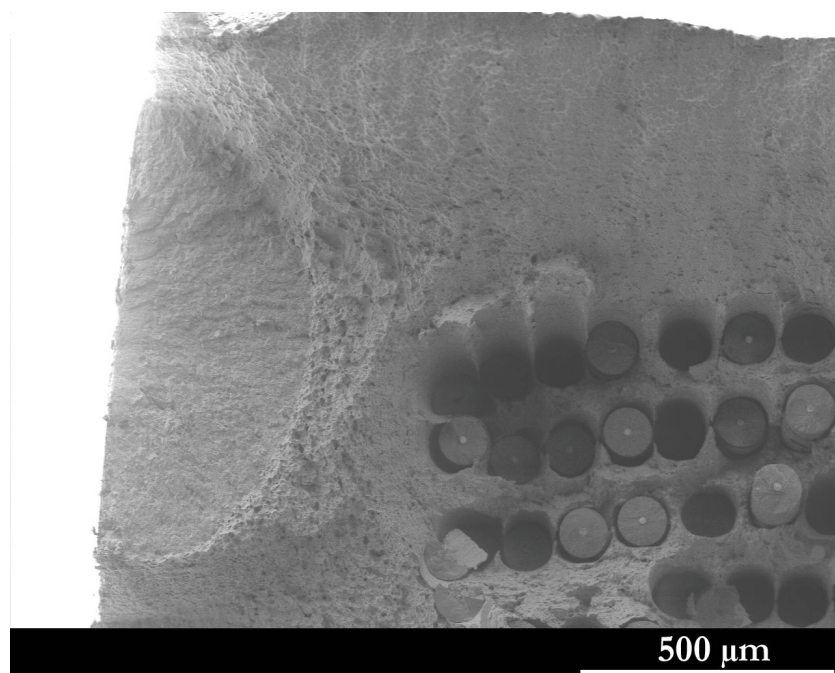


Figure A-12 Zone d'amorçage semi-circulaire, UBELD30 n°4 - $N_r = 3944$ cycles

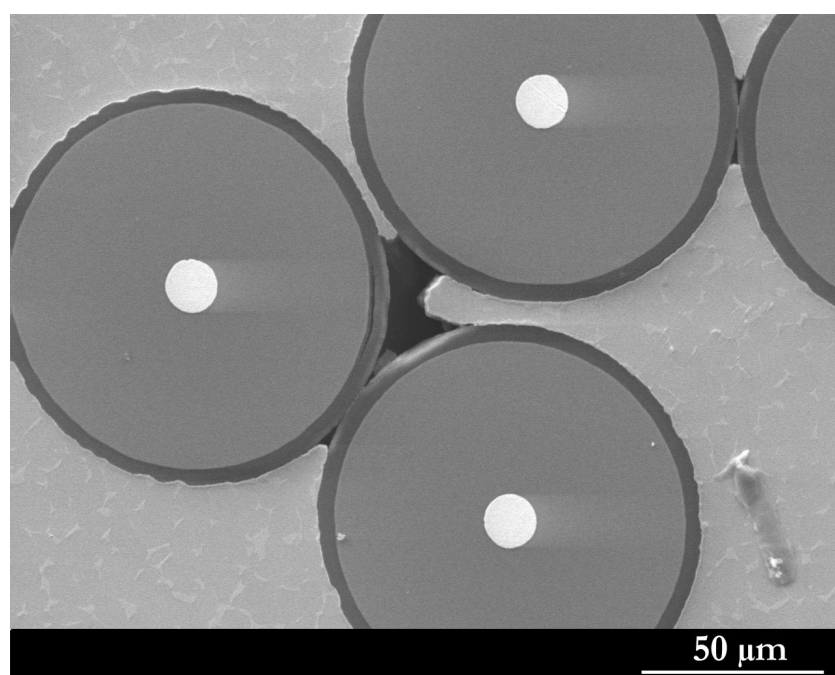


Figure A-13 Cavités inter-fibres et fissure dans la couche de carbone observées sur une coupe polie, UBELD30 n°4 - $N_r = 3944$ cycles

A.4. EN RESUME

Snecma Moteurs a élaboré des éprouvettes SM1140+/Ti6242 encapsulées dans une gaine de titane. Ces éprouvettes ont été caractérisées en fatigue isotherme à 550°C en contrainte imposée sous un rapport de charge $R_s = 0,1$.

Les résultats bruts obtenus ne fournissent pas d'informations directement exploitables. La fraction volumique de fibres dans ces éprouvettes étant plus faible que dans les éprouvettes précédemment testées.

Un calcul numérique a été effectué, à l'aide du code de calculs Zébulon, pour estimer la contrainte effectivement supportée par la partie composite de l'éprouvette lors de la première mise en charge. Les résultats corrigés semblent indiquer un effet bénéfique de l'encapsulage sur la durée de vie du composite SM1140+/Ti6242, les résultats convergent avec ceux obtenus sous vide pour ce matériau dans les mêmes conditions.

Les observations des éprouvettes encapsulées ont révélé la présence d'un endommagement initial au sein du composite lié au mode d'élaboration. Il est évident qu'une meilleure maîtrise des différentes compactions réalisées améliorerait encore les résultats obtenus.

Ces résultats, intermédiaires entre ceux obtenus sur éprouvettes issues de la voie fibre/feuillard et ceux attendus sur éprouvettes cylindriques, semblent prometteurs.

ANNEXE B : CARACTERISATION EN FATIGUE MECANO-THERMIQUE D'ÉPROUVETTES CYLINDRIQUES

Cette annexe présente les résultats des essais de fatigue mécano-thermique réalisés sur quatre éprouvettes cylindriques en composite SiC/Ti. Deux matériaux composite ont été testés : le SCS6/TA6V et le SCS6/Ti6242.

<u>ANNEXE B : CARACTÉRISATION EN FATIGUE MÉCANO-THERMIQUE D'ÉPROUVETTES CYLINDRIQUES</u>	245
B.1. PROCÉDURE EXPÉRIMENTALE ET MATÉRIAU	246
B.1.1. Le système SCS6/TA6V	246
B.1.2. Présentation des éprouvettes cylindriques	248
B.1.3. Les essais de fatigue mécano-thermique	248
B.2. DURÉES DE VIE DES ÉPROUVETTES CYLINDRIQUES EN FATIGUE MÉCANO-THERMIQUE	250
B.3. COMPORTEMENT DES ÉPROUVETTES CYLINDRIQUES EN FATIGUE MÉCANO-THERMIQUE	255
B.4. EN RÉSUMÉ	260

B.1. PROCEDURE EXPERIMENTALE ET MATERIAU

B.1.1. Le système SCS6/TA6V

B.1.1.1 La fibre SCS 6

Produite par TEXTRON aux Etats Unis, la fibre de carbure de silicium SCS6, de 140 μm de diamètre, est sans doute la fibre la plus utilisée à l'heure actuelle dans la fabrication de matériaux composites à matrice métallique à base d'alliage de titane.

Cette fibre, schématisée figure B-1, est élaborée par dépôt chimique en phase vapeur à partir d'un filament de carbone turbostatique de 33 μm de diamètre. Dans un premier temps, une couche de graphite pyrolytique (1 μm d'épaisseur) est déposée sur le substrat de carbone. Cette opération a pour but d'améliorer les conditions de dépôt du carbure de silicium en augmentant la conductivité électrique d'une part et en lissant la surface du carbone turbostatique d'autre part. L'utilisation d'un substrat carboné évite la création d'une zone fragile, le carbone étant inerte vis-à-vis du carbure de silicium.

Dans un deuxième temps, du carbure de silicium bêta est déposé sur le filament revêtu de graphite pyrolytique. Il a été montré [Sattler et al. 1992] que les variations de condition de dépôt au cours du processus d'élaboration conduisent à une variation de la stœchiométrie du carbure de silicium bêta depuis l'âme en carbone jusqu'à l'interphase. On distingue ainsi une zone de carbure de silicium riche en carbone, située entre l'âme et le rayon moyen de la fibre, et une zone présentant un carbure de silicium presque pur jusqu'à l'interphase. La taille des grains de carbure de silicium varie d'un ordre de grandeur depuis le filament de carbone (grains équiaxes de 12 nm de diamètre) jusqu'à l'interphase (grains colonnaires de 130 nm de large).

Une interphase de 3 μm (SCS-i avec i surépaisseur induite par l'interphase) constituée, d'après [Ning et al. 1991], de trois couches différentes est finalement déposée en deux passes successives. Ces dernières couches comportent des particules de carbure de silicium bêta, pour éviter les sauts de propriétés mécaniques, et du carbone amorphe pour cicatrifier la surface cristalline afin d'augmenter la résistance de la surface de la fibre.

Tableau B-1 Composition de l'alliage de titane TA6V (% massique)

Al	V	Fe
6	4	0,4

B.1.1.2 L'alliage TA6V

La composition de l'alliage de titane TA6V est fournie dans le tableau B-1. C'est sûrement l'alliage de titane le plus étudié pour son utilisation dans la fabrication des composites à matrice métallique à base de titane. Il fait partie de la famille des alliages **a-b**, dans lesquels chacune des deux phases est présente en quantité importante.

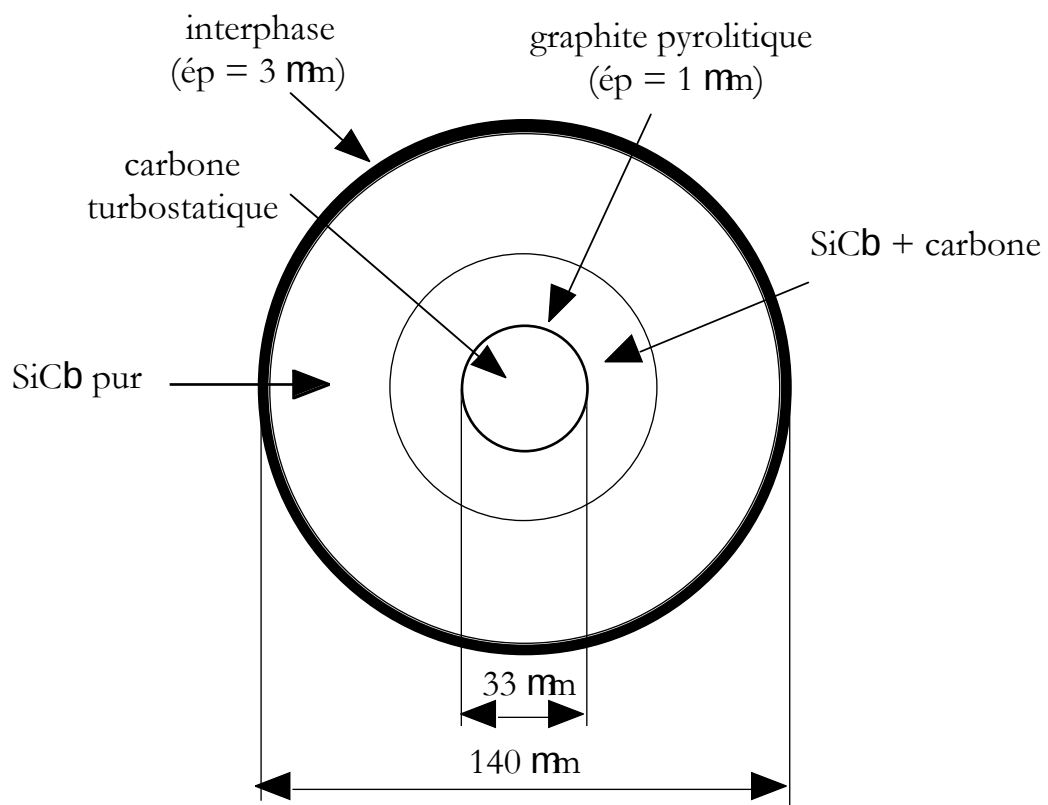


Figure B-1 Représentation schématique d'une fibre SCS6 vue en coupe



Figure B-2 Photo de l'éprouvette cylindrique SCS6/Ti6242

B.1.2. Présentation des éprouvettes cylindriques

B.1.2.1. Les éprouvettes SCS6/TA6V

Deux éprouvettes cylindriques élaborées par 3M aux Etats Unis. nous ont été fournies par Snecma Moteurs. Ces éprouvettes sont issues de la voie «fibre enduite». Avant l'élaboration du composite, les fibres ont été revêtues de la matrice de titane TA6V par dépôt physique en phase vapeur sous faisceau d'électrons. La compaction finale du composite n'inclut donc qu'un seul semi-produit (les fibres enduites) et non plus deux comme dans la voie fibre-feuillard. De plus, cette technique permet d'éviter le foisonnement et de mieux contrôler la répartition des fibres.

B.1.2.2. Les éprouvettes SM1140+/Ti6242

Snecma Moteurs nous a livré deux éprouvettes SCS6/Ti6242 élaborées par enduction grande vitesse en voie liquide, figure B-2. L'alliage de titane Ti6242 est déposé sur du fil SCS6, puis les fibres gainées sont compactées HIP. Les éprouvettes utilisées dans le cadre de cette étude possèdent une faible fraction volumique de fibres liée à une gaine de titane trop importante autour des fibres.

B.1.3. Les essais de fatigue mécano-thermique

La figure B-3 présente le cycle utilisé, appelé cycle FMT-90s-450°C, au cours de cette étude pour caractériser les éprouvettes cylindriques. Ce cycle est identique à celui qui a été calculé par Snecma Moteurs pour simuler le chargement supporté par la partie composite de l'ANAM au cours d'un vol. Il comporte une première mise en charge isotherme à 100°C, puis la contrainte augmente progressivement pour atteindre son maximum à 450°C. Après un temps de maintien de 90s durant lequel la contrainte et la température sont constantes, l'éprouvette est déchargée alors que la température décroît de 100°C. Le refroidissement se poursuit ensuite à contrainte nulle. La période du cycle FMT-90s-450°C est de 270s. La figure B-4 présente le cycle FMT-90s-450°C de fatigue mécano-thermique dans un diagramme donnant la température en fonction de la contrainte appliquée.

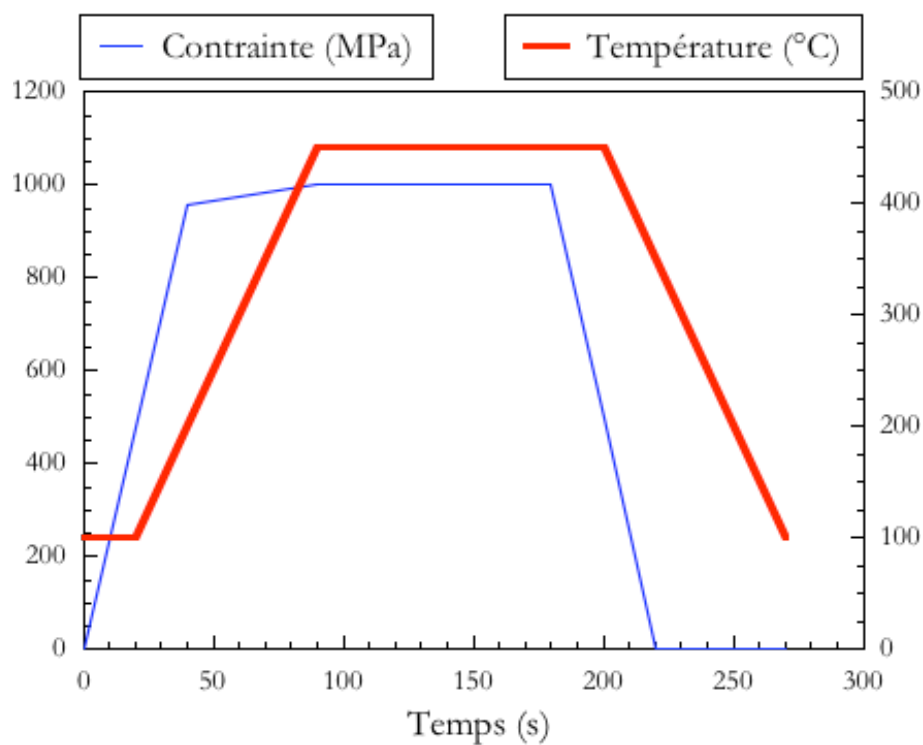


Figure B-3 Cycle FMT-90s-450°C de fatigue mécano-thermique 100-450°C, 90 s de temps de maintien à contrainte maximale.

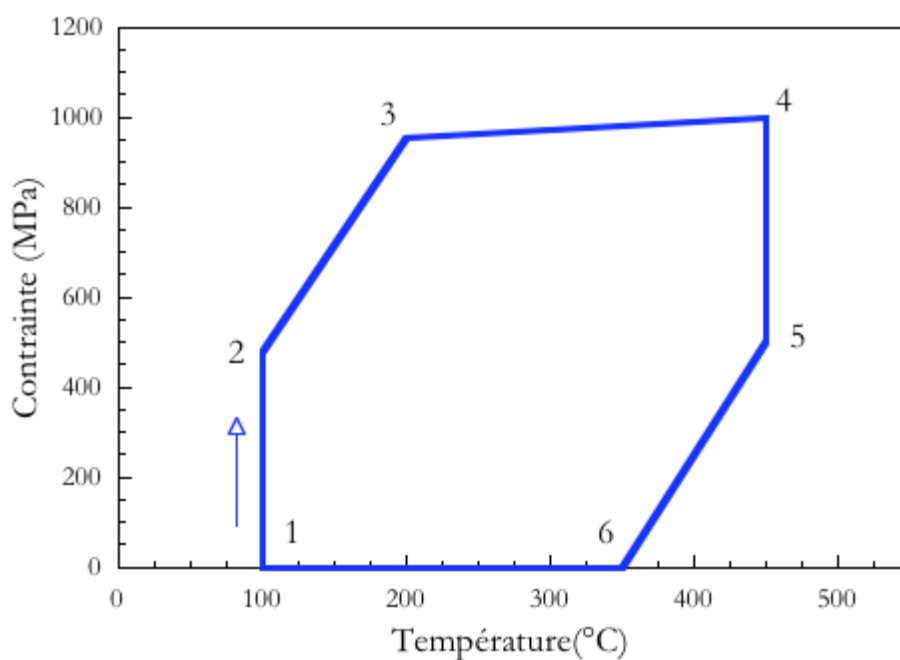


Figure B-4 Représentation du cycle FMT-90s-450°C de fatigue mécano-thermique dans un diagramme température-contrainte pour une contrainte maximale de 1000 MPa

B.2. DUREES DE VIE DES EPROUVETTES CYLINDRIQUES EN FATIGUE MECANO-THERMIQUE

La durée de vie d'une éprouvette est définie comme étant le nombre de cycles conduisant à sa rupture en deux parties. Le tableau B-2 présente les quatre essais réalisés au cours de cette étude sur les éprouvettes cylindriques en fatigue mécano-thermique suivant le cycle FMT-90s-450°C.

Deux essais ont donc été menés sur éprouvettes 3M

- le premier, correspondant à l'éprouvette 3M9, a été réalisé en «stair case». Différentes séquences comportant le même nombre de cycles ont été réalisées sur cette éprouvette. Ainsi trois séquences de 300 cycles chacune ont été réalisées successivement à 1000, 1075 et 1150 MPa sans que la rupture de l'éprouvette n'intervienne. La rupture de l'éprouvette s'est produite pendant la quatrième séquence à 1225 MPa au 234^{ème} cycle.
- le second essai, éprouvette 3M10, a été réalisé à 1150 MPa soit le dernier niveau de contrainte n'ayant pas entraîné la rupture pour l'éprouvette 3M9. 4600 cycles ont été effectués à 1150 MPa en fatigue mécano-thermique sur l'éprouvette 3M10 sans que la rupture n'intervienne. L'éprouvette a finalement été rompue lors d'un essai de traction réalisé à température ambiante.

Tableau B-2 Essais de fatigue mécano-thermique réalisés entre 100 et 450°C sur éprouvettes cylindriques selon le cycle FMT-90s-450°C

Référence	Matériau	S _{max} (MPa)	N _r	V _f (%)
3M 9*	SCS6/TA6V	1000	300**	27,6
		1075	300**	
		1150	300**	
		1225	234	
3M 10*	SCS6/TA6V	1150	4600**	27,5
HTID 9*	SCS6/Ti6242	1000	1262	22,4
HTID 10*	SCS6/Ti6242	1000	1	22,2
HTID 17	SCS6/Ti6242	1000	1937	22,4

** échantillon non rompu

* échantillon non poli

De plus, trois essais de fatigue mécano-thermique ont été réalisés sur le composite SCS6/Ti6242 à 1000 MPa. Les durées de vie obtenues sont 1, 1262 et 1937 cycles.

La figure B-5 présente les durées de vie des éprouvettes cylindriques en fatigue mécano-thermique en fonction de la contrainte appliquée. Différents résultats sont représentés sur cette figure :

- les durées de vie des éprouvettes cylindriques SCS6/TA6V et SCS6/Ti6242 en fatigue mécano-thermique suivant le cycle FMT-90s-450°C
- des résultats de fatigue isotherme obtenus à 20 et 450°C sur des éprouvettes cylindriques SCS6/Ti6242 en contrôle de charge ($R_s = 0$) à 340 MPa/s [Leclercq 01]. Ces résultats sont présentés dans le tableau B-3.
- des résultats de fatigue isotherme obtenus à 450°C par [Legrand 97] sur des éprouvettes fibre/feuillard en contrôle de charge ($R_s = 0$) à 340 MPa/s. Ces essais sont intéressants car ils fournissent une indication de l'effet de la fraction volumique sur les performances en fatigue de ce type de matériau.

L'ensemble de ces résultats ne nous permet pas encore de tirer de conclusion définitive. En effet, le nombre d'essais effectués est pour le moment trop limité, ils ne concernent de plus que des éprouvettes à faible fraction volumique de renfort.

Tableau B-3 : Essais de fatigue isotherme sur le composite SCS6/Ti6242 [Leclercq 01]

Température (°C)	Contrainte maximale (MPa)	R_s	Nr
20	1000	0	8700 16300
450	1000	0	71400 100000

Toutefois, on peut penser que les durées de vie obtenues sur les éprouvettes SCS6/TA6V sont plus importantes que celles du composite SCS6/Ti6242. Cette différence est sûrement liée à la plus petite fraction volumique de fibres présentes dans les éprouvettes de composite SCS6/Ti6242.

Les résultats obtenus sur les éprouvettes cylindriques apparaissent meilleurs que ceux obtenus sur éprouvettes fibre/feuillard. Ils sont d'autant plus prometteurs que les éprouvettes utilisées n'ont pas été polies, elles ont été testées «brutes d'usinage».

Enfin la figure B-5 présente l'effet bénéfique introduit par une augmentation de la fraction volumique de fibres. Les résultats obtenus par [Legrand 97] mettent en évidence l'influence du taux de renfort. Ils permettent de penser que les durées de vie en fatigue

mécano-thermique des éprouvettes cylindriques sont potentiellement supérieures à celles obtenues au cours de cette étude avec des fractions volumiques faibles.

La figure B-6 présente l'essai de traction final réalisé sur l'éprouvette 3M10 à température ambiante. La vitesse de déformation imposée choisie est de 10^{-4} s^{-1} . Bien qu'ayant subi 4600 cycles de fatigue mécano-thermique, l'éprouvette 3M10 possède une résistance résiduelle importante : la contrainte à rupture atteinte est de 1844 MPa.

La figure B-7 présente l'évolution du module tangent avec la contrainte appliquée pour ce même essai de traction. Le module tangent commence à décroître à partir de 750 MPa environ. Ce seuil caractérise l'apparition au sein du composite d'une déformation inélastique.

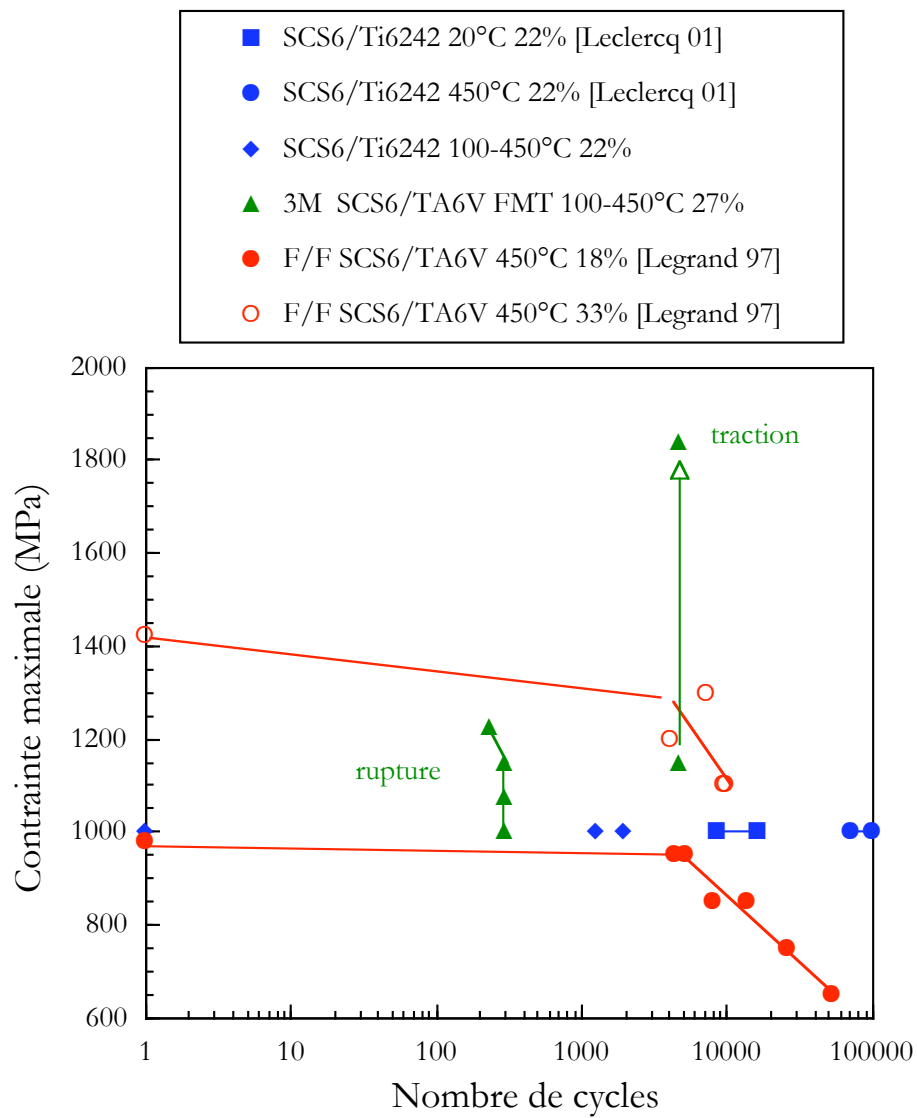


Figure B-5 □ Durées de vie des éprouvettes cylindriques

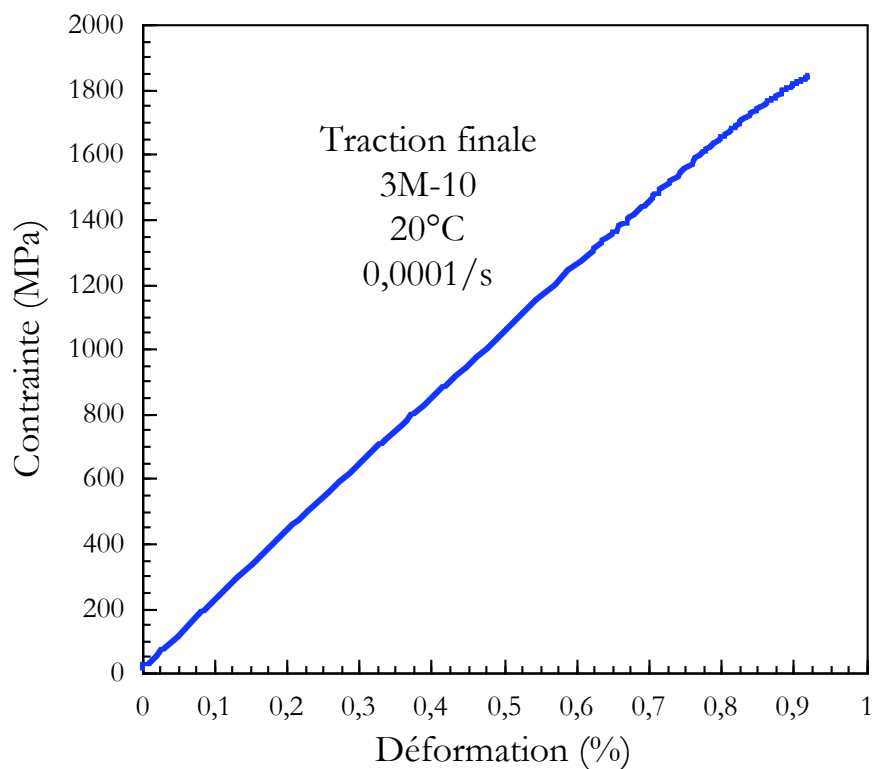


Figure B-6 □ Courbe de traction finale à température ambiante de l'essai 3M10 réalisé en «stair case» - Contrainte à rupture = 1844 MPa

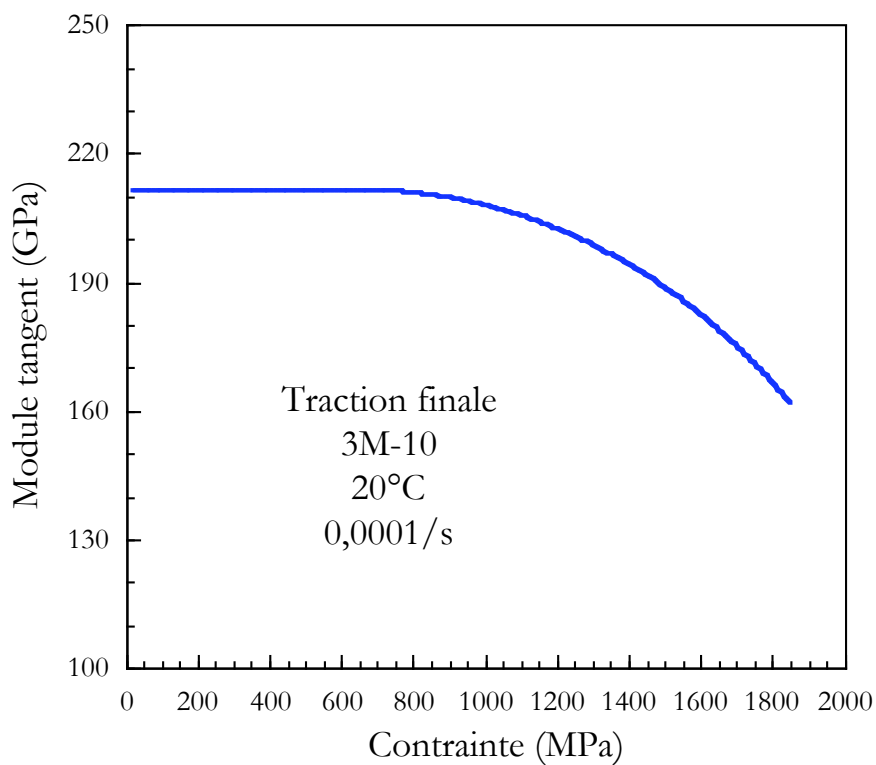


Figure B-7 □ Evolution du module tangent en fonction de la contrainte appliquée pour l'éprouvette 3M-10 lors de l'essai de traction à 20°C

B.3. COMPORTEMENT DES EPROUVETTES CYLINDRIQUES EN FATIGUE MECANO-THERMIQUE

Sur la figure B-8 sont reportées les évolutions de la déformation mécanique du composite SCS6/TA6V au cours de l'ensemble des séquences réalisées pendant l'essai référencé 3M-9. Les cycles sont reportés de façon cumulative, il est ainsi possible de voir les différentes mises en charge effectuées au cours de cet essai. On constate que la déformation mécanique maximale au début de chaque nouvelle séquence est identique à la dernière valeur mesurée lors de la séquence précédente.

Il apparaît sur cette figure que la déformation mécanique du composite augmente avec la contrainte appliquée. De plus, les niveaux des déformations mécaniques minimales et maximales augmentent progressivement au sein d'une même séquence de chargement, ce phénomène de rochet est lié au comportement élasto-viscoplastique de la matrice.

La figure B-9 présente l'évolution de l'amplitude de déformation mécanique pour le même essai. Un saut important au 1^{er} cycle, caractéristique de ce genre de matériau, est mis en évidence. Cette augmentation brutale est directement liée à la plasticité de la matrice au 1^{er} cycle. L'amplitude de déformation mécanique reste ensuite constante tout au long de l'essai, ce qui indique que l'éprouvette ne présente pas de chute de rigidité. L'augmentation de l'amplitude de déformation mécanique entre chaque niveau est constante, comme le sont les incréments de contrainte appliquée (augmentation de la contrainte de 75 MPa entre chaque séquence). Ce comportement est caractéristique de la réponse globalement élastique du composite.

La figure B-10 reporte l'évolution des déformations mécaniques minimales et maximales en fonction du nombre de cycles pour l'essai de fatigue mécano-thermique réalisé sur le composite SCS6/TA6V à 1150 MPa, référencé 3M-10. Les deux niveaux de déformation mécanique augmentent de façon continue au cours de l'essai. L'amplitude de déformation mécanique semble toutefois inchangée puisque les deux niveaux de déformation augmentent dans les mêmes proportions. On ne distingue donc pas de perte de rigidité globale de l'éprouvette.

La figure B-11 présente l'évolution des déformations mécaniques minimales et maximales en fonction du nombre de cycles pour deux des essais de fnt réalisés sur le composite SCS6/Ti-6242 à 1000 MPa. Les niveaux de déformation des deux essais augmentent de façon continue. La déformation maximale de l'essai HTID17, qui présente une durée de vie plus importante, augmente davantage. Durant les derniers cycles, on constate une augmentation de l'amplitude de déformation mécanique de l'éprouvette HTID17. Cette augmentation est associée à une baisse de la rigidité de l'éprouvette, liée à une rupture progressive des renforts.

Les figures B-12 et B-13 présentent les boucles de comportement contrainte-déformation obtenues lors des essais fatigue mécano-thermique sur les composites SCS6/TA6V et SCS6/Ti-6242. Les évolutions des déformations mécaniques et inélastiques y sont reportées. Une importante inélasticité apparaît au premier cycle pour les deux essais puis tend à se stabiliser dans la suite de l'essai. Les caractéristiques des courbes de comportement de ces deux matériaux sont identiques à celles obtenues sur le

composite SM1140+/Ti6242 (cf. chapitre III). On peut noter toutefois que l'inélasticité apparaît plus tôt pour les essais réalisés sur éprouvettes cylindriques que pour les éprouvettes à section rectangulaire.

La figure B-14 présente l'évolution de la déformation mécanique en fonction du temps au 1^{er} cycle des deux essais de fatigue mécano-thermique réalisés à une contrainte de 1000 MPa : un essai caractérise le comportement du composite SCS6/TA6V, l'autre celui du composite SCS6/Ti6242.

L'éprouvette en composite SCS6/Ti6242 présente un allongement plus important que l'éprouvette SCS6/TA6V. Cet allongement excessif au premier cycle est sûrement responsable de la plus faible durée de vie des éprouvettes SCS6/Ti6242.

Il apparaît également que la déformation mécanique augmente au cours du temps de maintien pour ces deux essais. Cette augmentation liée au report de charge depuis la matrice vers les fibres n'étaient pas mis en évidence sur le composite SM1140+/Ti6242.

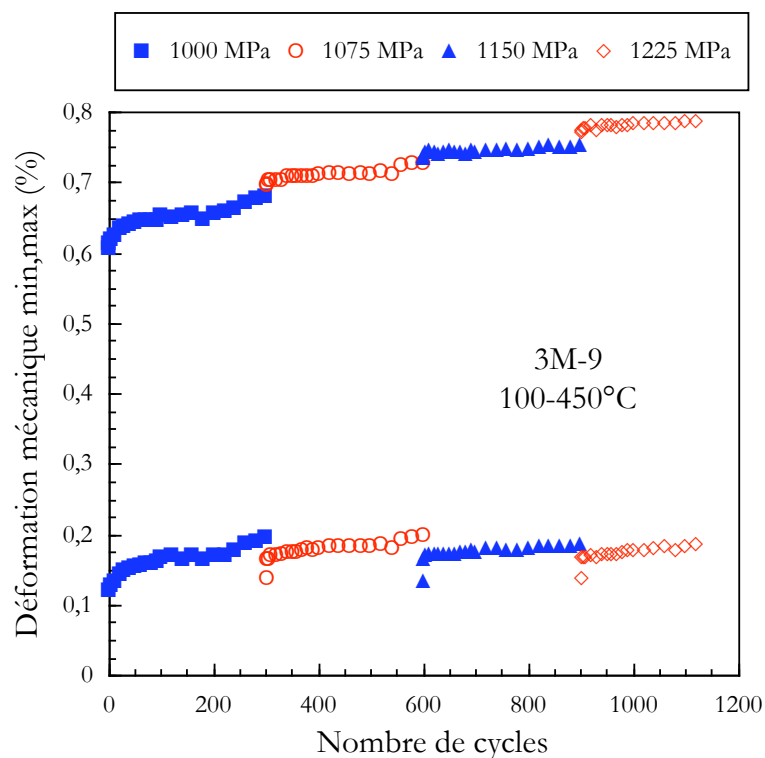


Figure B-8 : Evolution de la déformation mécanique minimale et maximale en fonction du nombre de cycles pour l'essai réalisé sur l'éprouvette 3M-9 en «stair-case»

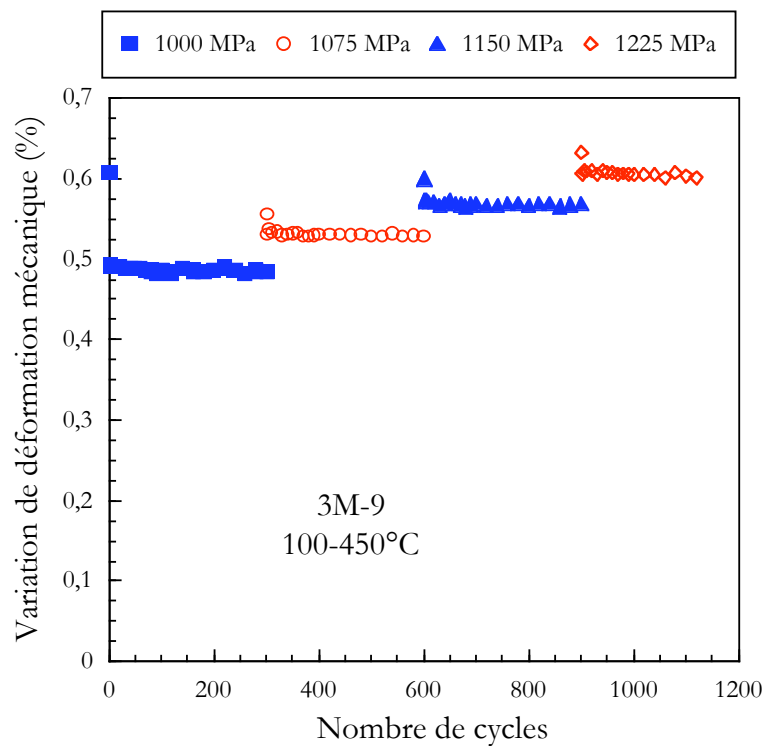


Figure B-9 : Evolution de l'amplitude de déformation mécanique en fonction du nombre de cycles pour l'essai réalisé sur éprouvette 3M-9 en «stair-case»

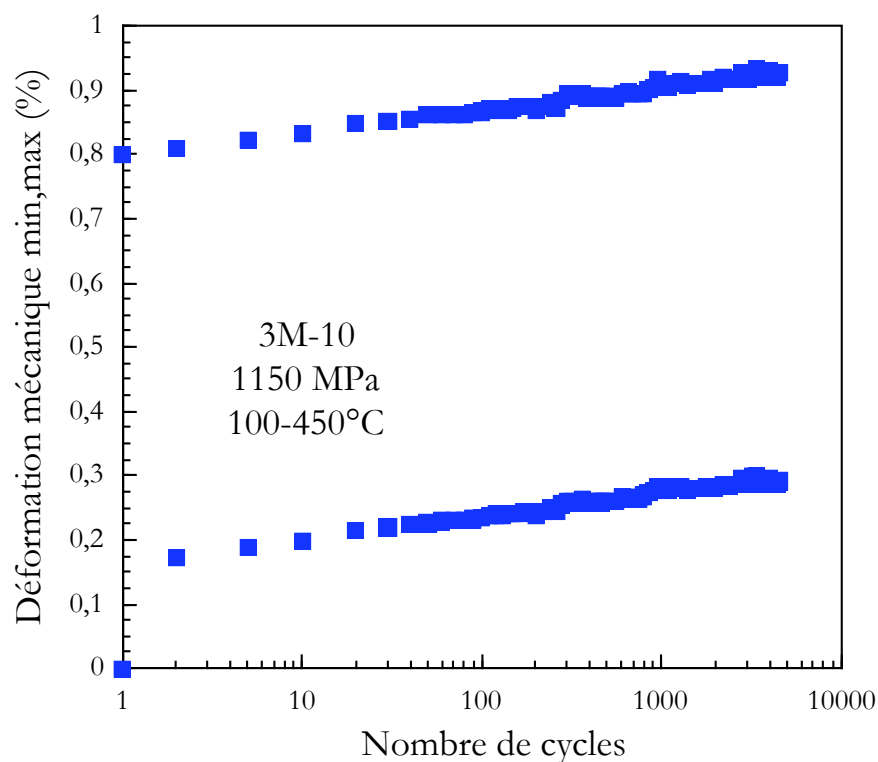


Figure B-10 Evolution de la déformation mécanique minimale et maximale en fonction du nombre de cycles pour l'essai réalisé sur l'éprouvette 3M-10 à 1150 MPa

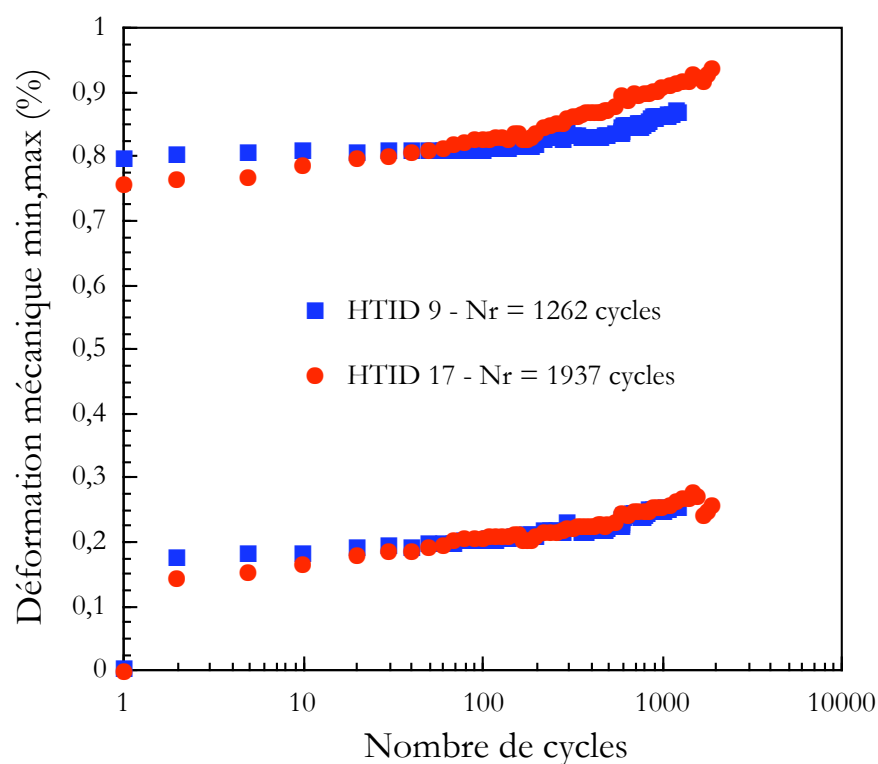


Figure B-11 Evolution de la déformation mécanique minimale et maximale en fonction du nombre de cycles pour les essais réalisés sur les éprouvettes SCS6/Ti6242 à 1000 MPa

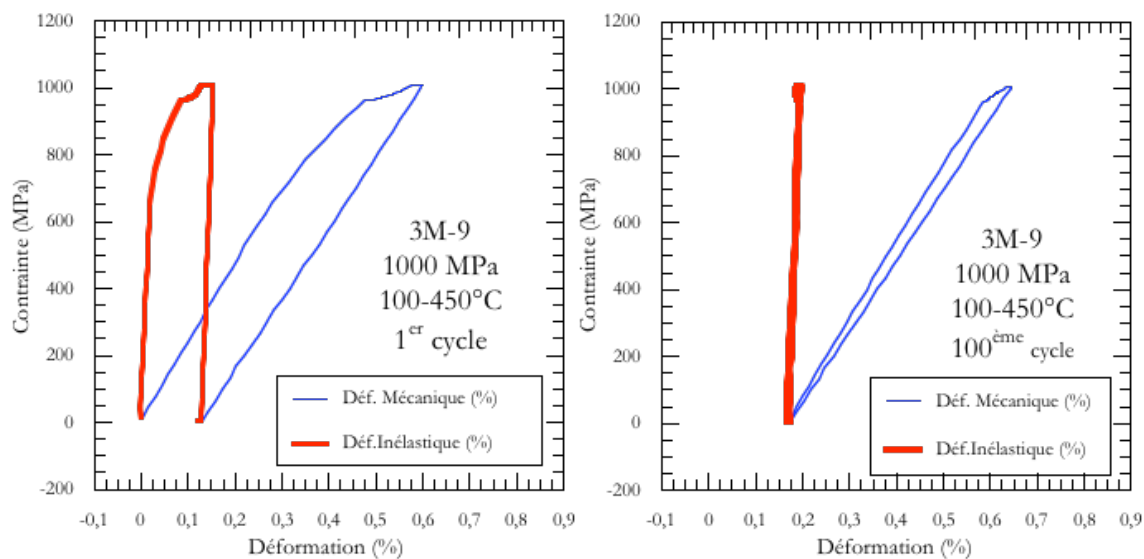


Figure B-12 □ Boucles contrainte - d $\acute{e}$ formation du SCS6/TA6V pour l'essai de fatigue m $\acute{e}$ cano-thermique r $\acute{e}$ alis $\acute{e}$ sous une amplitude contrainte appliqu $\acute{e}$ e de 1000 MPa selon le cycle FMT-90s-450°C.

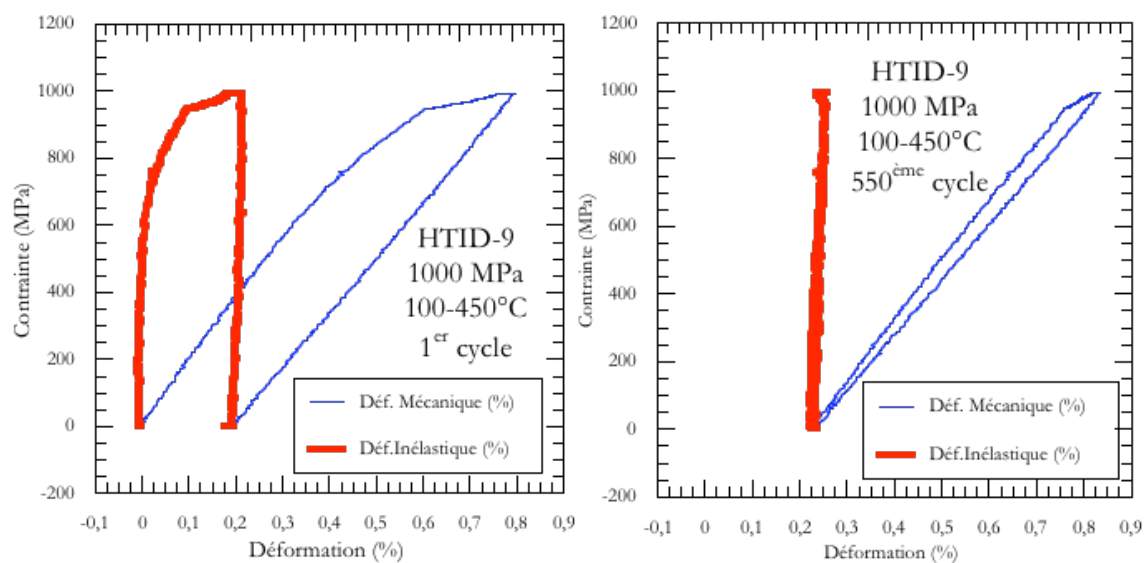


Figure B-13 □ Boucles contrainte - d $\acute{e}$ formation du SCS6/Ti6242 pour l'essai de fatigue m $\acute{e}$ cano-thermique r $\acute{e}$ alis $\acute{e}$ sous une amplitude contrainte appliqu $\acute{e}$ e de 1000 MPa selon le cycle FMT-90s-450°C.

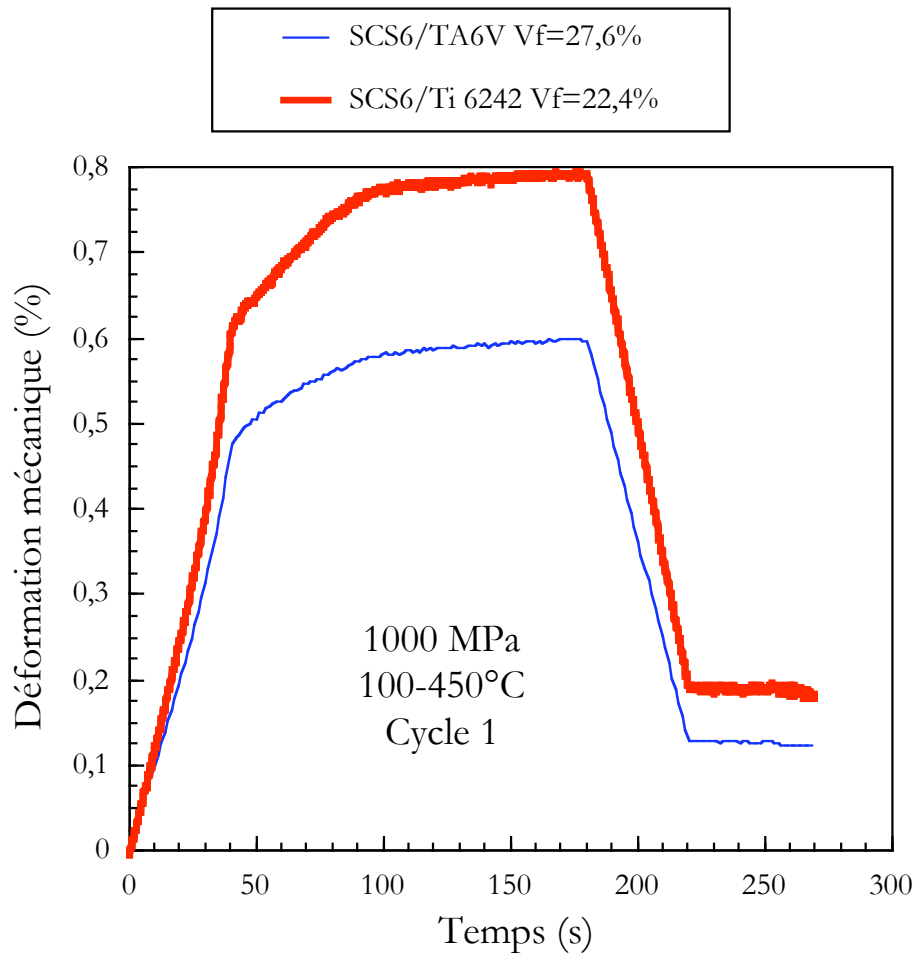


Figure B-14 Evolution de la déformation mécanique en fonction du temps au premier cycle pour deux essais réalisés en fatigue mécano-thermique à 1000 MPa SCS6/TA6V et SCS6/Ti 6242

B.4. EN RESUME

Des essais de fatigue mécano-thermique entre 100 et 450°C sous un rapport de charge R_s (avec $R_s = S_{min}/S_{max}$) nul ont été réalisés sur des éprouvettes cylindriques.

Deux éprouvettes SCS6/TA6V élaborées par 3M et deux éprouvettes SCS6/Ti 6242 fabriquées par Snecma Moteurs ont été testées sous différentes amplitudes de contrainte.

Les différents résultats obtenus sur ces éprouvettes cylindriques sont très prometteurs. Des problèmes liés à la préparation des éprouvettes, et responsables des résultats contrastés obtenus sur les éprouvettes SCS6/Ti 6242, sont encore à résoudre. Mais la voie de l'enduction grande vitesse par voie liquide qui permet d'obtenir des éprouvettes cylindriques semble désormais garantir de réels potentiels.

ANNEXE C – COMPORTEMENT MECANIQUE DE L'ALLIAGE Ti6242

C.1. INTRODUCTION

La loi de comportement du Ti6242 mise en place par [Baroumes et al. 95] est une loi à 11 paramètres. Deux identifications de cette loi reposant sur un grand nombre de résultats expérimentaux ont été effectuées [Baroumes et al. 95] et [Kruch 00]. La variation des coefficients avec la température de chacune des identifications est présentée dans l'annexe D. Les essais de comportement réalisés ici sur l'alliage de titane Ti6242 ont pour but de déterminer la meilleure identification pour l'étude de la modélisation du composite. Les sollicitations utilisées devront donc être représentatives du chargement supporté par la matrice au cours d'un essai sur le composite.

C.2. PRINCIPE DES ESSAIS

La figure C-1 présente l'éprouvette de fatigue Ti6242 utilisée au cours des essais de comportement. La géométrie de cette éprouvette est très proche de celle utilisée en fatigue mécano-thermique pour le composite SM1140+/Ti6242. Ces éprouvettes sont prélevées par électro-érosion dans une plaque. Pour se rapprocher des conditions rencontrées dans le composite, la tôle est issue d'une compaction à chaud sous vide de trois tôles de 3,3 mm d'épaisseur de Ti 6242.

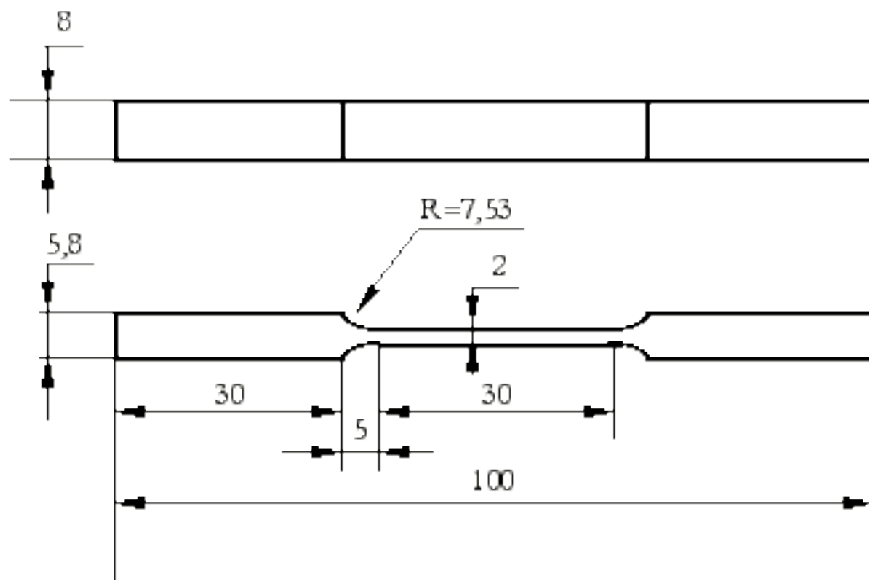


Figure C-1 – Schéma de l'éprouvette de fatigue en Ti6242

Deux essais ont été réalisés sur le Ti6242. Le premier essai est un essai classique de type fatigue-fluage à 500°C cycle 10-300-10 réalisé en contrôle de déformation avec $R_e=0$ ($R_e = e_{\min}/e_{\max}$). Le cycle est réalisé sous une déformation maximale de 0,6%. La figure C-2 présente le cycle 10-300-10 utilisé pour étudier le comportement du Ti6242.

Le deuxième essai est un essai de fatigue mécano-thermique. Pour se rapprocher des conditions de chargement supportées par la matrice dans le composite, le chargement imposé au Ti6242 est déduit des essais réalisés sur le composite SM1140+/Ti6242. La déformation imposée au Ti6242 est définie comme étant la déformation mécanique mesurée lors d'un essai de fatigue mécano-thermique sur le composite. La figure C-3 présente le cycle de fatigue mécano-thermique utilisé pour caractériser le comportement du Ti6242. Le cycle est représenté pour une déformation mécanique maximale imposée de 0,832%. Plusieurs séquences de chargement ont été effectuées à déformation mécanique imposée avec $R_e=0$. Le tableau C-1 indique les quatre niveaux de chargement explorés ainsi que le nombre de cycles effectués à chaque niveau pour atteindre la stabilisation. Le cycle stabilisé est atteint en fatigue mécano-thermique quand trois cycles consécutifs sont identiques.

Tableau C-1 Séquences réalisées en fatigue mécano-thermique sur l'alliage Ti6242

$e_{\max}$ (%)	0,593	0,656	0,726	0,832
Nombre de cycles	25	20	23	12

C.3. COMPORTEMENT DU Ti6242

La figure C-4 présente les boucles contrainte-déformation obtenues sur l'alliage de titane Ti6242 en fatigue-fluage avec le cycle 10-300-10. La 1^{ère} et la 500^{ème} boucles sont représentées. Il apparaît sur cette figure une importante relaxation au 1^{er} cycle du titane lors du maintien à déformation mécanique constante. Au 500^{ème} cycle, que l'on considère comme stabilisé, la relaxation du Ti6242 n'est plus observée. La boucle contrainte-déformation est globalement élastique.

La figure C-5 présente les boucles contrainte-déformation mécanique stabilisées obtenues pour chaque niveau de déformation mécanique exploré sur l'alliage de titane Ti6242 en fatigue mécano-thermique. L'allure des boucles est identique pour chaque niveau de sollicitation. Seules les déformations minimales et maximales changent avec le niveau de chargement.

C.4. COMPARAISON SIMULATION-EXPERIENCE

Les deux essais présentés plus haut ont été simulés sur le code de calculs Zébulon à l'aide de la loi de comportement du Ti6242. Les deux identifications ont été utilisées successivement pour souligner leur différence.

La figure C-6 présente les cycles stabilisés calculés en fatigue-fluage à 500°C avec les deux identifications différentes. Les cycles calculés sont comparés au cycle expérimental.

Les figures C-7, C-8, C-9 et C-10 présentent les cycles stabilisés calculés en fatigue mécano-thermique pour les différents niveaux de déformation mécanique explorés.

Il apparaît à la vue des différents résultats présentés que la loi identifiée par [Baroumes et al. 95] relaxe trop rapidement la contrainte moyenne contrairement à la loi identifiée par [Kruch 00]. Les coefficients utilisés pour modéliser le comportement du titane dans le composite seront ceux identifiés par [Kruch 00].

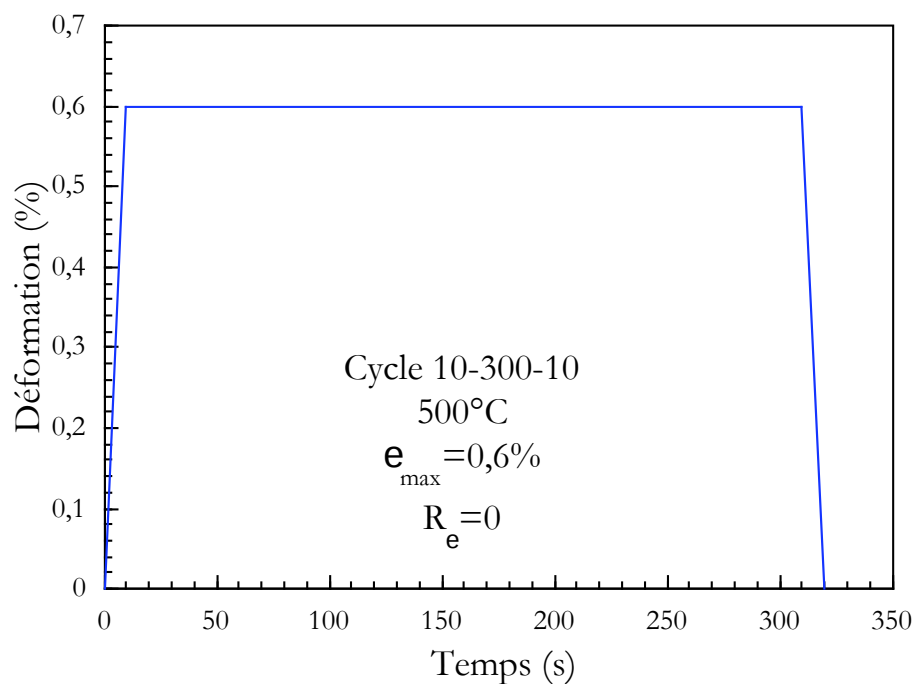


Figure C-2 Cycle 10-300-10 utilisé pour la caractérisation du comportement en fatigue-fluage de l'alliage Ti-6242 à 500°C – $e_{\max} = 0.6\%$

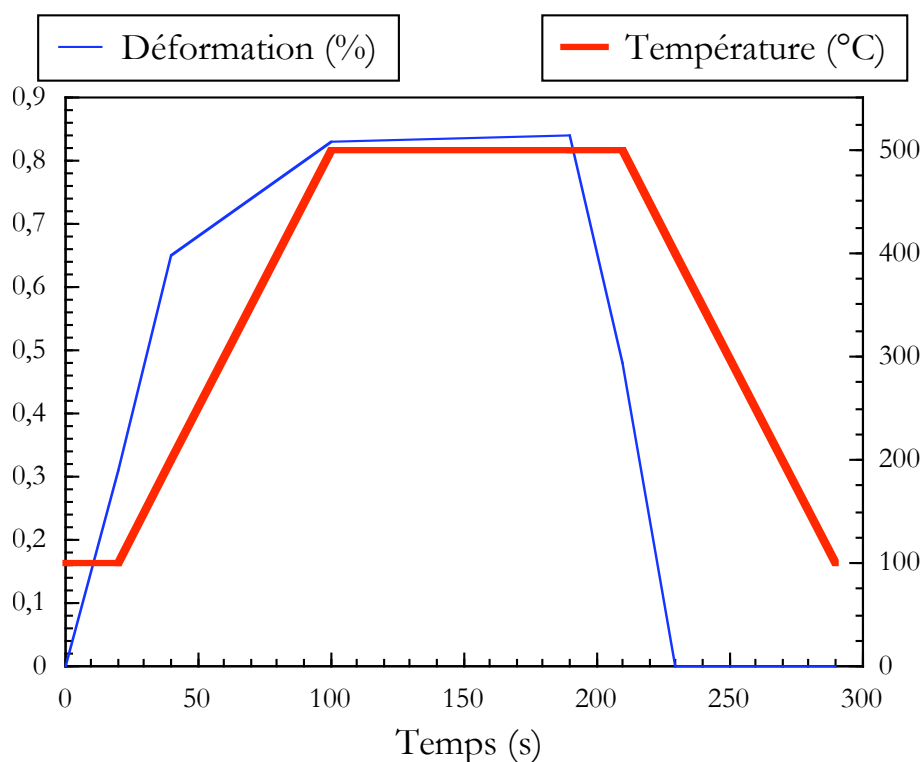


Figure C-3 Cycle de fatigue mécano-thermique utilisé pour la caractérisation du comportement de l'alliage Ti-6242– Représentation pour $e_{\max} = 0.832\%$

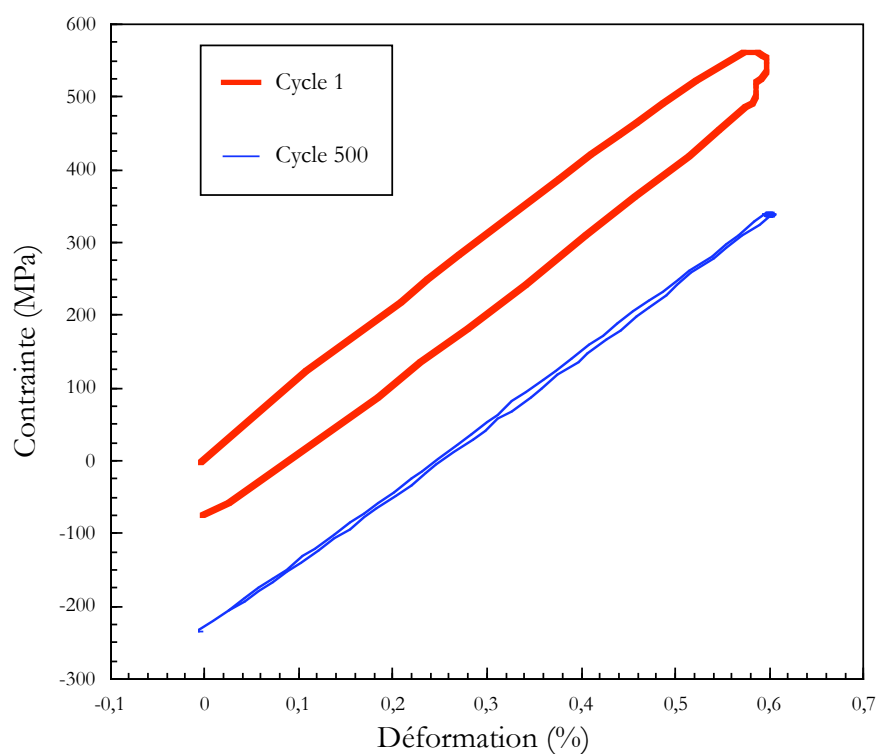


Figure C-4 □ Boucles contrainte-déformation obtenues pour l'alliage Ti-6242 avec le cycle 10-300-10 à 500°C – Cycles 1 et 500

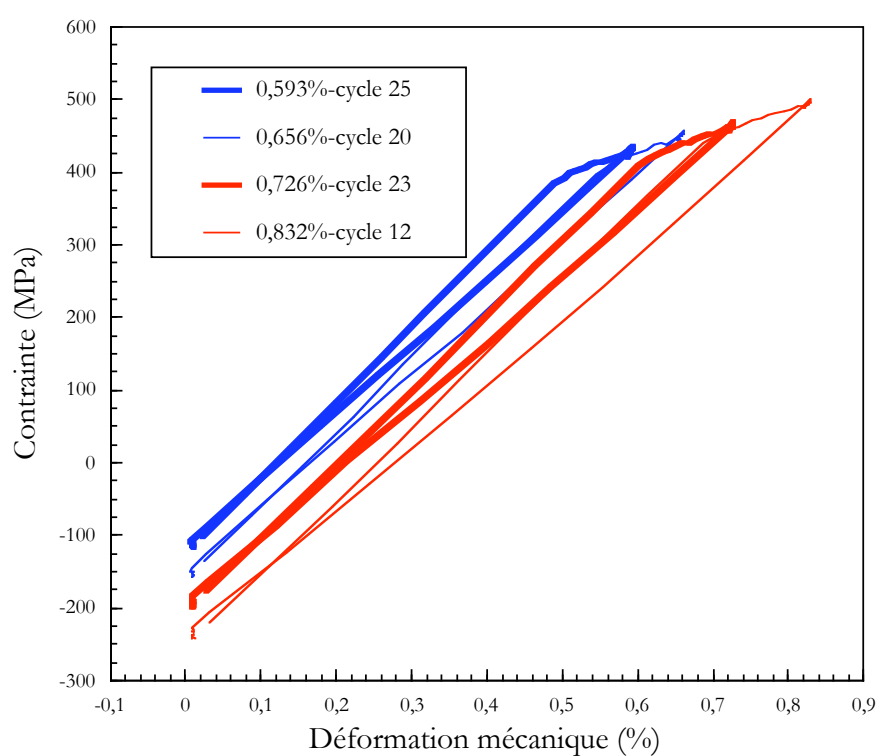


Figure C-5 □ Boucles contrainte-déformation mécanique obtenues pour l'alliage Ti-6242 avec le cycle de fatigue mécano-thermique pour les différents niveaux de déformation mécanique

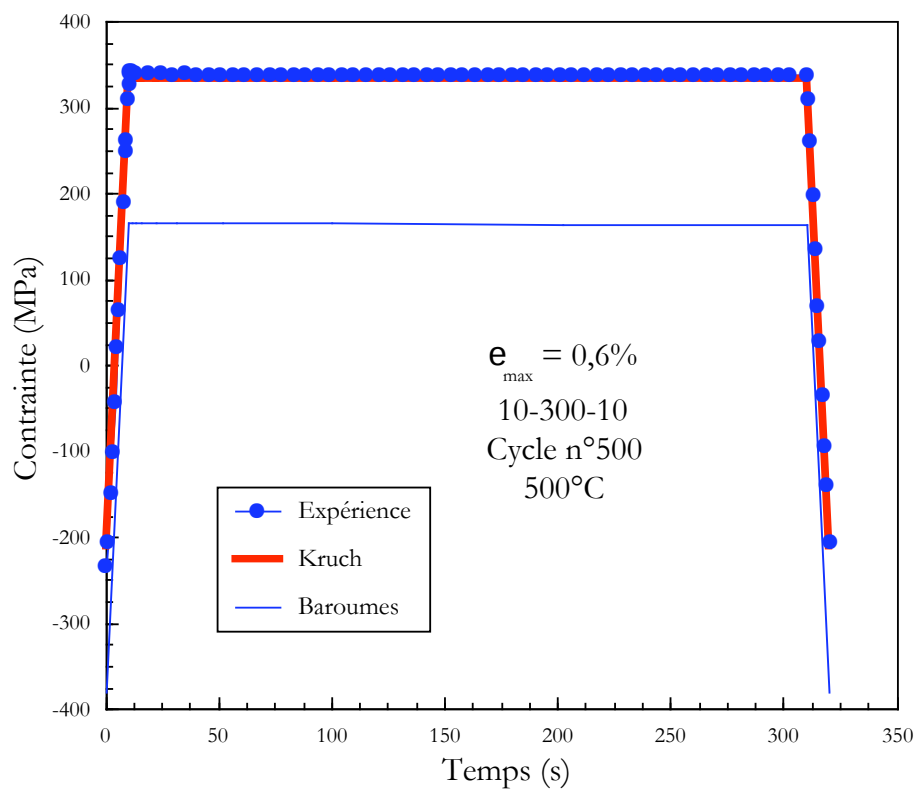


Figure C-6 □ Comparaison simulation-expérience pour le cycle de fatigue-fluage 10-300-10 – $e_{\max} = 0,6\%$ cycle n°500

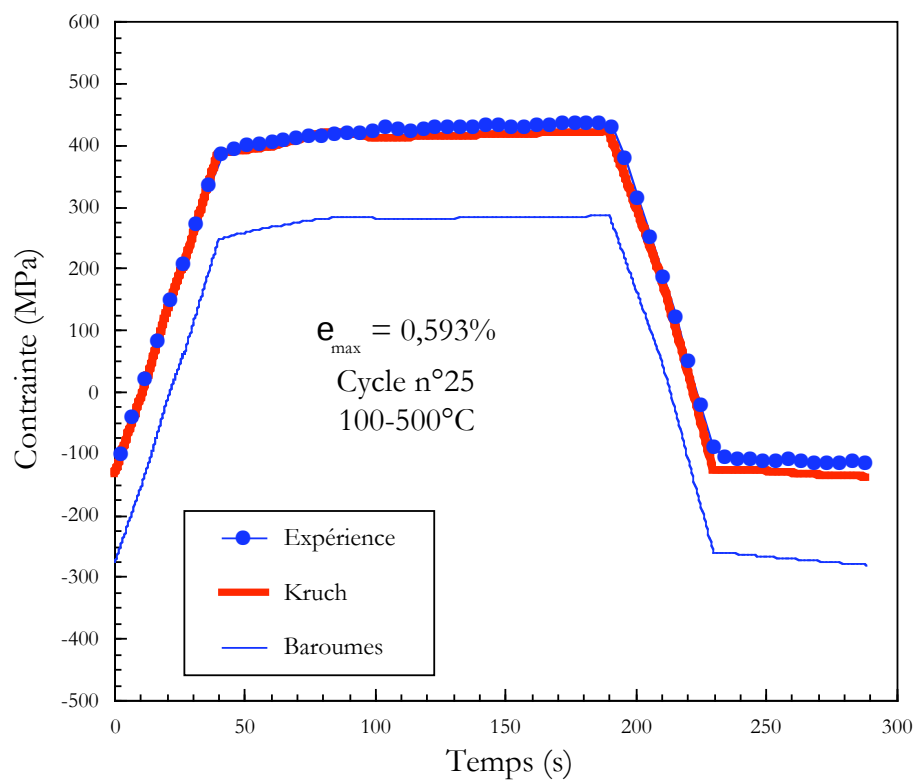


Figure C-7 □ Comparaison simulation-expérience pour le cycle de fatigue mécano-thermique – $e_{\max} = 0,593\%$ cycle n°25

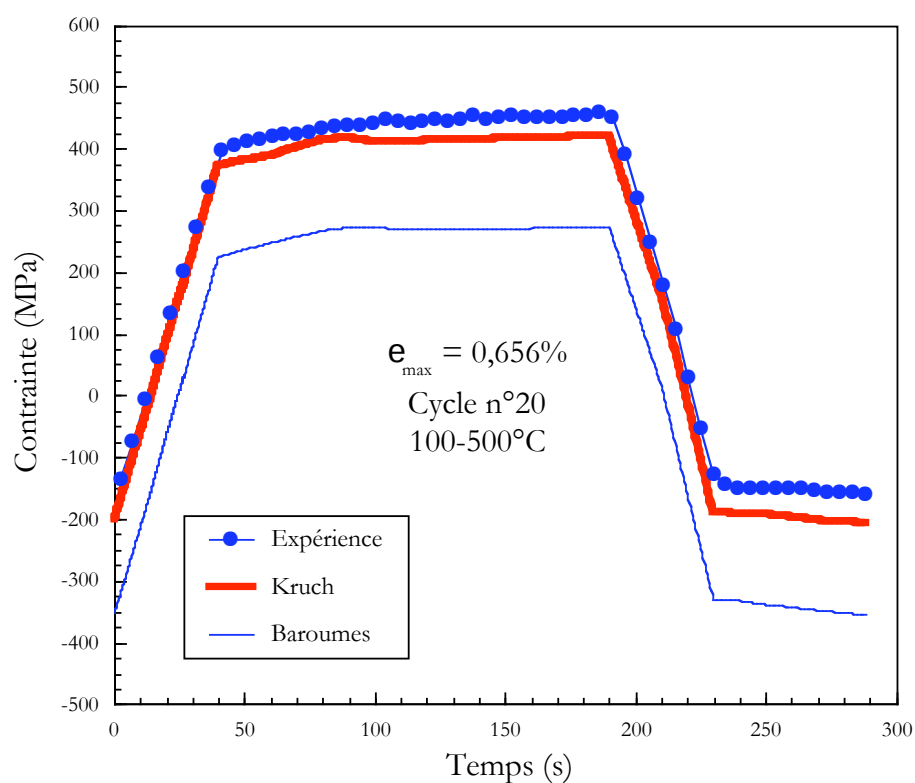


Figure C-8 □ Comparaison simulation-expérience pour le cycle de fatigue mécano-thermique– $e_{\max} = 0,656\%$ cycle n°20

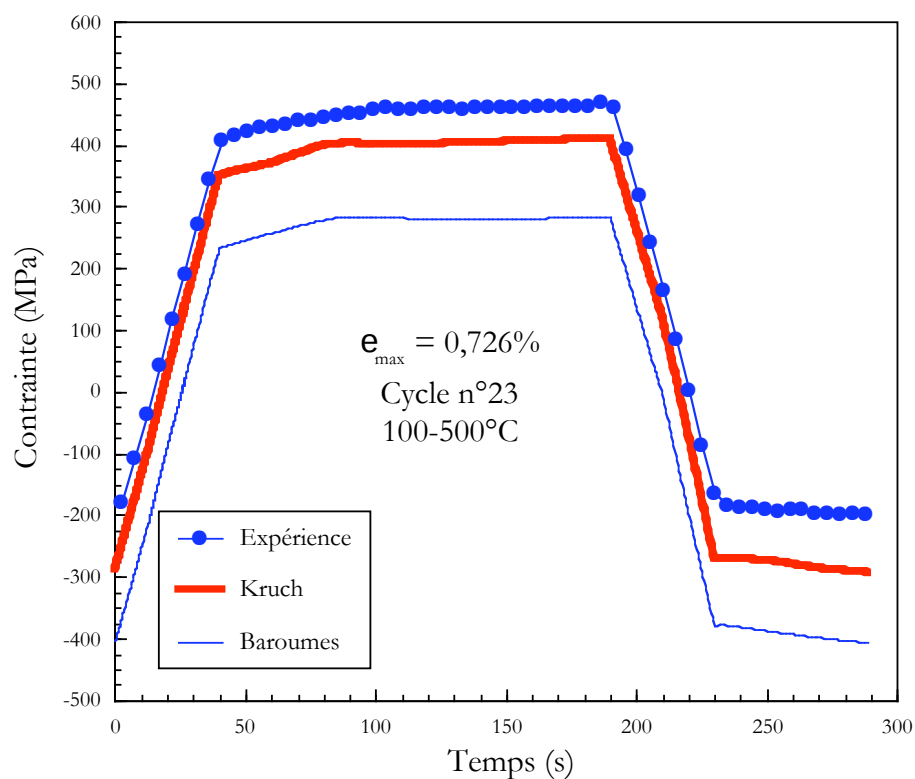


Figure C-9 □ Comparaison simulation-expérience pour le cycle de fatigue mécano-thermique– $e_{\max} = 0,726\%$ cycle n°23

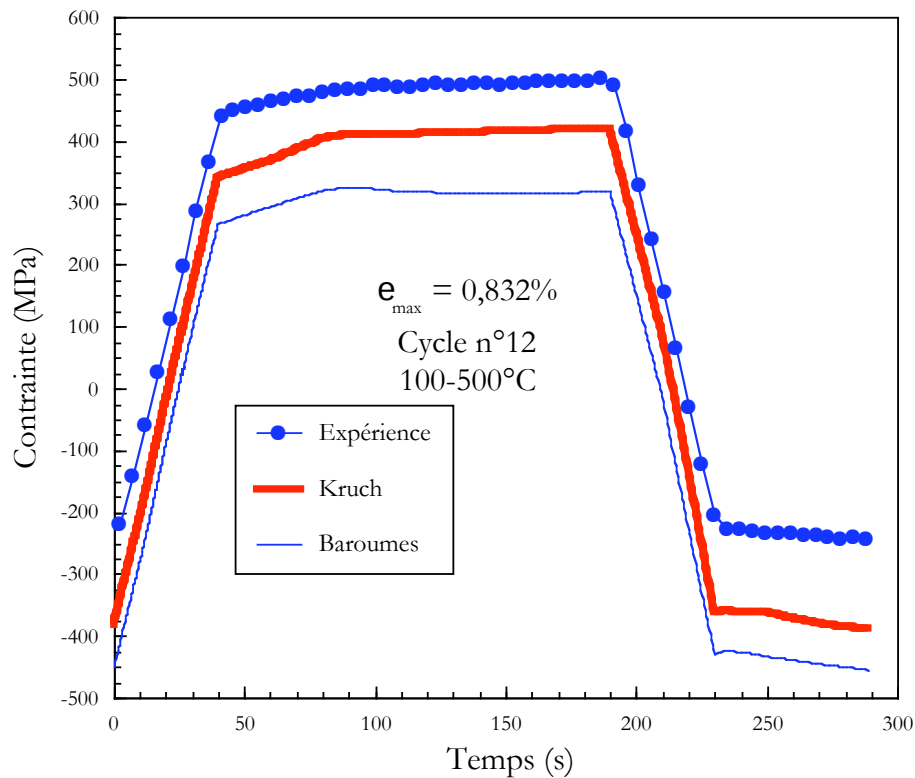


Figure C-10 Comparaison simulation-expérience pour le cycle de fatigue mécano-thermique– $e_{\max} = 0,832\%$ cycle n°12

C.5. EN RESUME

Des essais de comportement en fatigue en conditions isothermes et anisothermes ont été réalisés sur l'alliage de titane Ti6242.

Ces essais ont permis de déterminer quelle était l'identification de la loi de comportement du Ti6242 la mieux adaptée aux sollicitations rencontrées dans le composite SM1140+/Ti6242

ANNEXE D : PARAMETRES DES DEUX LOIS DE COMPORTEMENT DU TI 6242

Nous présentons dans cette annexe l'évolution avec la température des paramètres de la loi de comportement de l'alliage Ti6242. Deux identifications et donc deux jeux de coefficients sont présentés :

- *la première réalisée par [Baroumes et al. 95]*
- *la seconde effectuée par [Kruch 00]*

Les coefficients retenus dans notre étude, qui correspondent à l'identification réalisée par [Kruch 00].

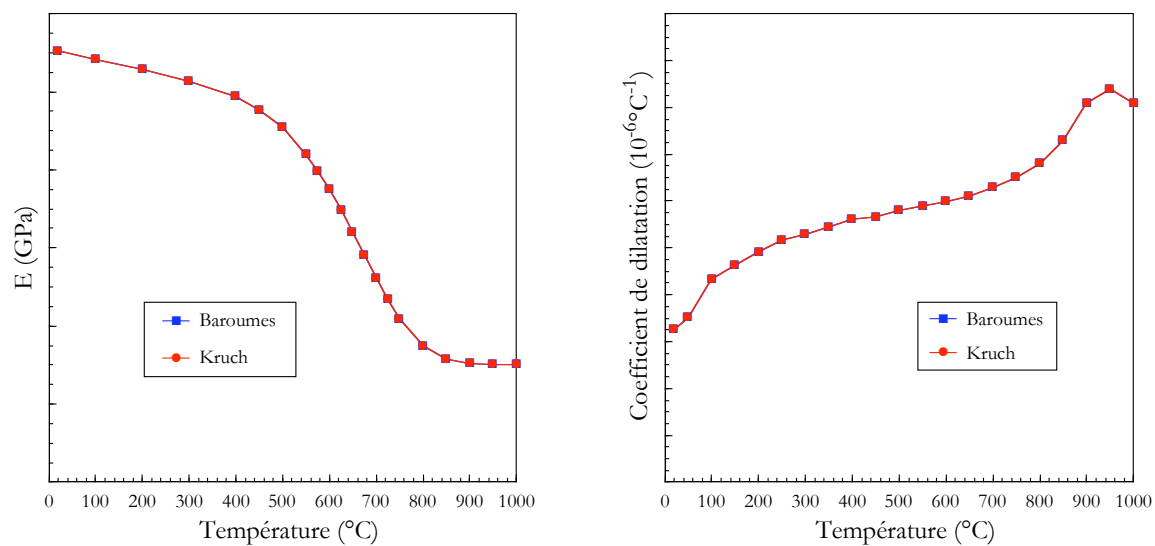


Figure D-1 Evolution des paramètres élastiques avec la température

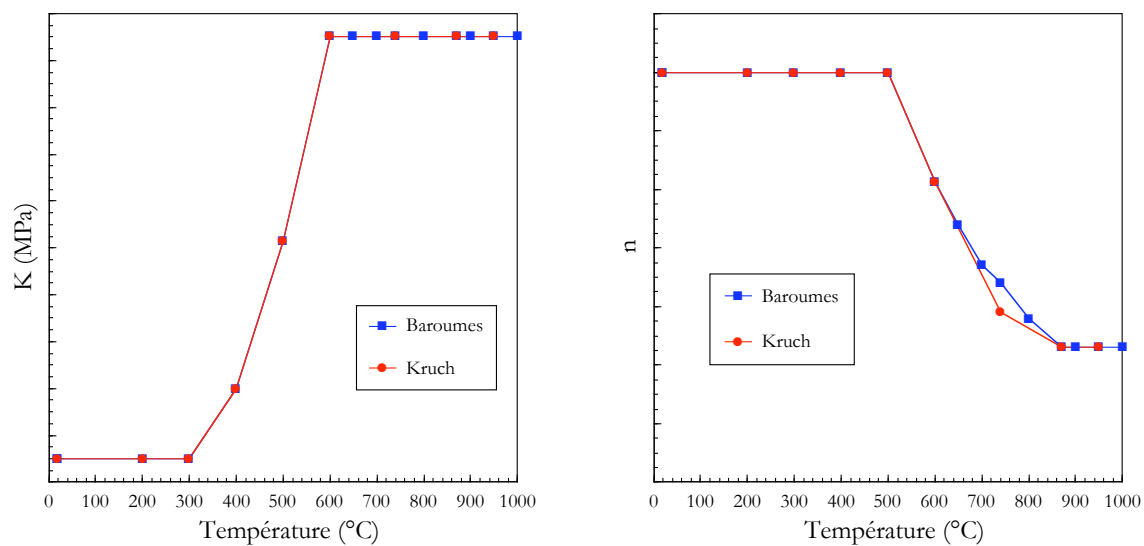


Figure D-2 Evolution des paramètres de la loi de Norton avec la température

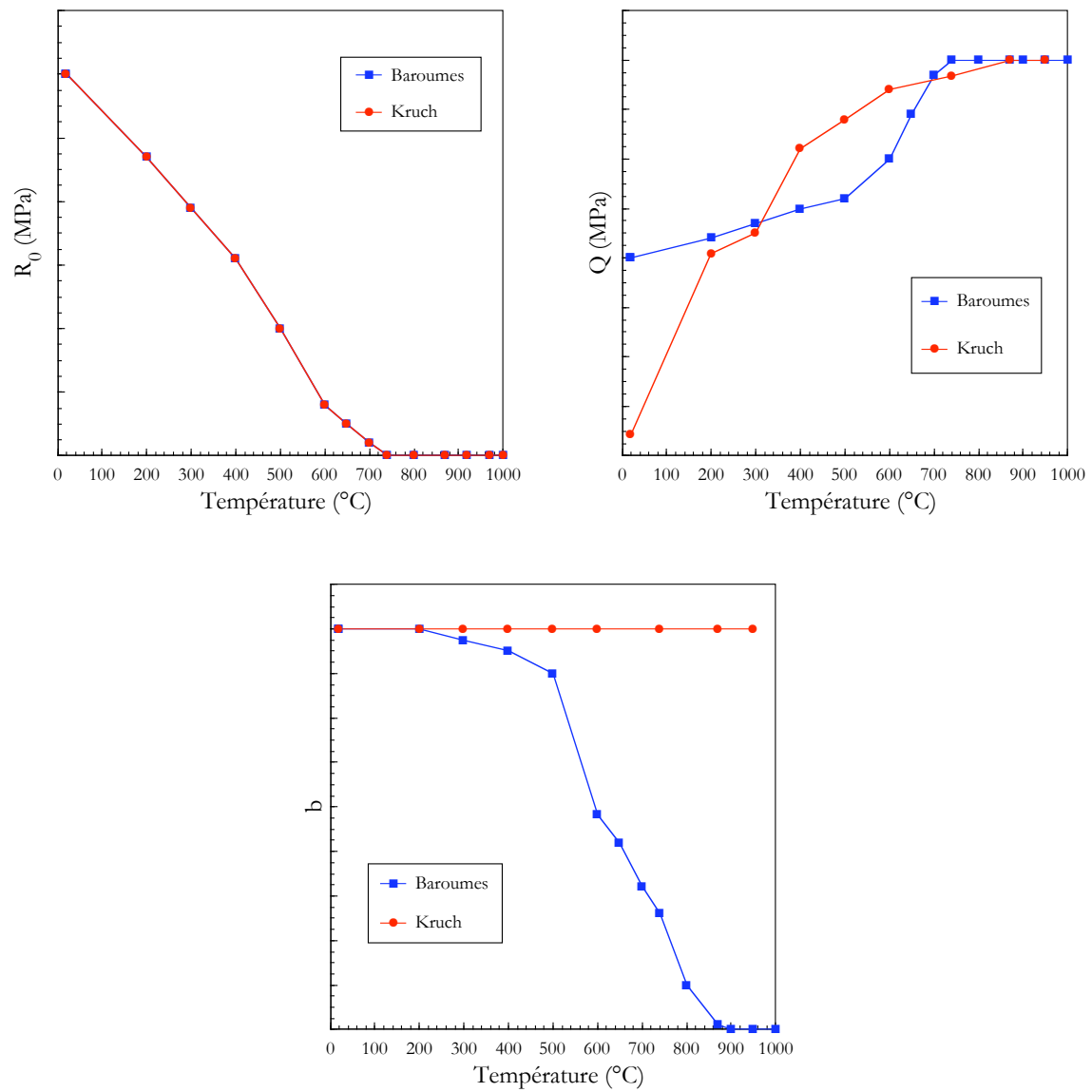


Figure D-3 Evolution des paramètres de l'écrouissage isotrope avec la température

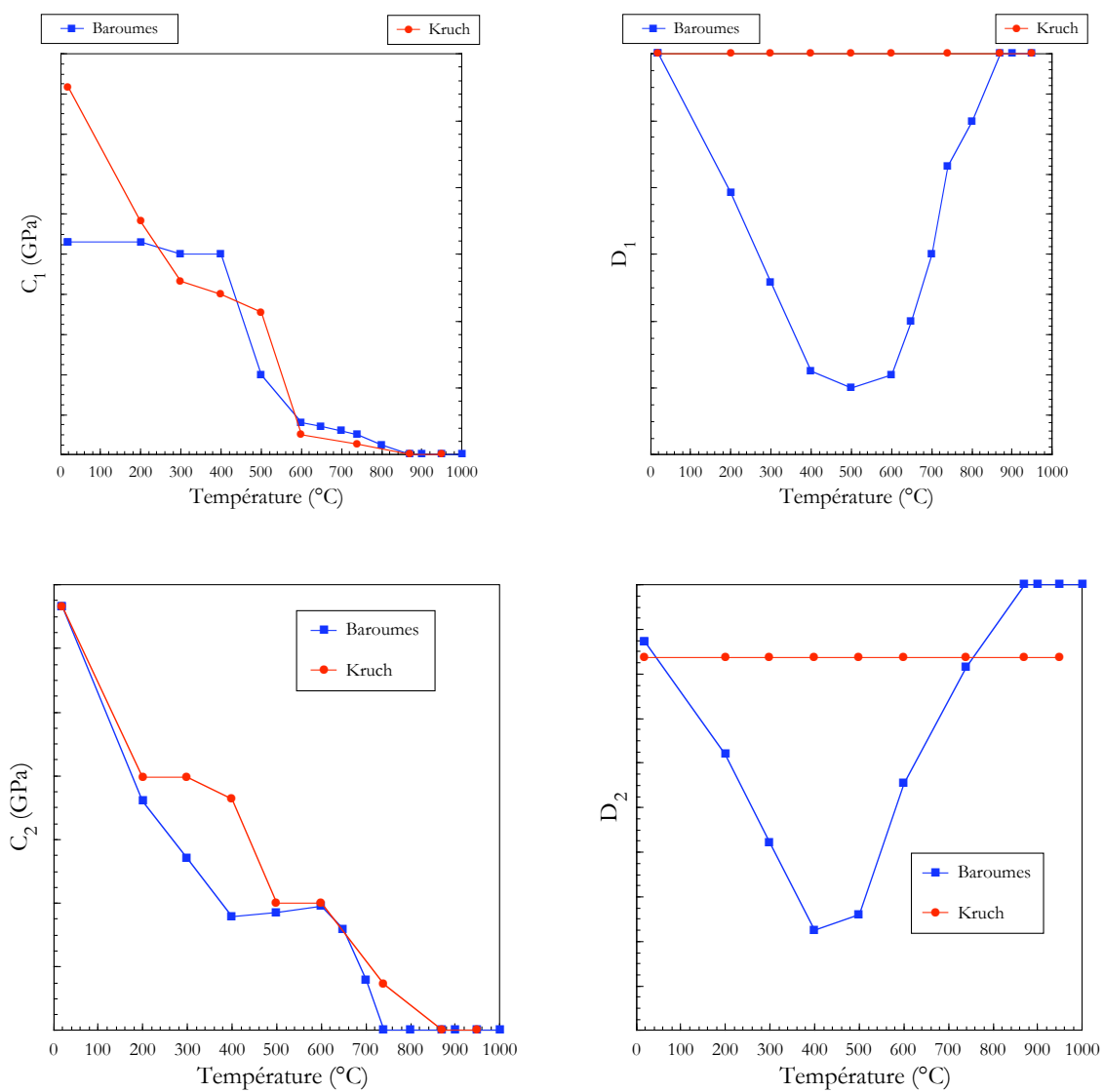


Figure D-4 Evolution des paramètres des écrouissages cinématiques avec la température

ANNEXE E : COEFFICIENTS DE LA LOI DE PARIS DE L'ALLIAGE DE TITANE TI 6242

Les coefficients de la loi de Paris [Paris et al. 93], C et n ont été identifiés sur les différents essais de fissuration réalisés sur l'alliage de titane Ti6242 (Chapitre 5). L'expression de la loi de Paris utilisée est :

$$\frac{da}{dN} = C \Delta K^n \quad (E-1)$$

avec da/dN la vitesse de fissuration (en m/cycle) et ΔK l'amplitude du facteur d'intensité des contraintes (en $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$).

Le tableau E-1 présente l'ensemble des valeurs des coefficients identifiés et leur domaine de validité.

Tableau E-1 : Identification des coefficients de la loi de Paris

Température (°C)	Type d'essai	R_s	Envir.	C	n	$\Delta K_{\min}$ ($\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$)	$\Delta K_{\max}$ ($\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$)
20	1 Hz	0,1	air	$1,28 \cdot 10^{-10}$	2,27	8,6	20,3
300	1 Hz	0,1	air	$4,38 \cdot 10^{-11}$	2,74	6,7	10
500	1 Hz	0,1	air	$6,52 \cdot 10^{-11}$	3,02	10,3	12,4
500	1s20s	0,1	air	$2,97 \cdot 10^{-09}$	1,56	8	16,7
500	1s20s	0,4	air	$1,02 \cdot 10^{-09}$	2,26	6,4	13,8
500	1 Hz	0,1	vide	$5,08 \cdot 10^{-12}$	3,30	14,9	27,3
500	1s20s	0,1	vide	$1,91 \cdot 10^{-13}$	4,12	31,8	34,7

ANNEXE F : CHARGEMENT LIMITE D'UNE EPROUVETTE SEN

Cette annexe F présente les calculs des chargements limites maximum pour chaque essai de fissuration en fatigue isotherme réalisé sur l'alliage Ti6242. Les résultats sont exposés dans le tableau F-1. Les calculs, effectués en utilisant la taille de fissure en fin de séquence, ont été réalisés en condition de contraintes planes et de déformations planes. Les bornes inférieures et supérieures de la charge limite sont représentées pour le calcul en déformations planes. Les essais de fissuration menés sur le Ti6242 ont tous été réalisés avec une charge maximale appliquée inférieure d'au moins 1500 N à la charge limite.

Tableau F-1 : Chargements limites d'une éprouvette SEN en Ti 6242

				Charges limites calculées (N)		
Repère	Température (°C)	P _{max} (N)	(a/W) _{final}	S planes	e planes borne sup. borne inf.	
U00D4-3	20	1800	0,363	6163	7607	8115
U00D4-6	20	1000	0,368	6047	7498	7998
U00D4-7	20	3500	0,150	11976	12021	12190
		2900	0,395	5440	6907	7352
U00D4-8	300	1320	0,385	4031	5075	5408
U00D6-1	500	3533	0,105	9174	8812	8861
		3860	0,263	5964	6689	7007
		3820	0,353	4387	5366	5722
U00D6-3	500	2516	0,249	6228	6889	7187
U00D6-6	500	3641	0,091	9479	8981	9015
U00D6-7	500	4702	0,093	9435	8957	8993
		5877	0,111	9044	8738	8794

ANNEXE G : EMISSION ACOUSTIQUE

Au cours de cette étude, nous avons utilisé une chaîne d'émission acoustique pour tenter de caractériser l'endommagement au sein du composite SMC1140+/Ti6242. En effet, dans le cas des composites à matrice métallique renforcée par des fibres gros diamètre de carbure de silicium, il a été démontré que l'on peut relier des événements acoustiques à la rupture des fibres [Legrand 97].

Les figures G-1 et G-2 présentent l'installation mise en place ainsi que le matériel utilisé. Il s'agit d'une chaîne compacte Physical Acoustic Corporation et de deux capteurs P.A.C. Dunegan modèle R 15 pouvant fonctionner jusqu'à 540°C.

Pour ne pas perturber le champ thermique de l'éprouvette, les capteurs ont été fixés sur les mords d'amarrage du montage de fatigue. L'utilisation de deux capteurs nous a ainsi permis de localiser sur la partie utile de l'éprouvette les signaux à analyser.

Il n'a pas été possible au cours de l'ensemble de nos tentatives de réaliser de mesures exploitables de signaux acoustiques. En effet, les essais de fatigue mécano-thermique mettent en jeu une régulation thermique et surtout un refroidissement par air soufflé tous deux sources de perturbations très importantes.

Il apparaît avec le recul qu'une mesure en dehors du four à l'aide de capteurs fonctionnant à froid et donc plus sensibles permettrait peut-être de résoudre les problèmes rencontrés au cours de cette étude.



Figure G-1 □ Montage de fatigue mécano-thermique équipé de la chaîne d'émission acoustique

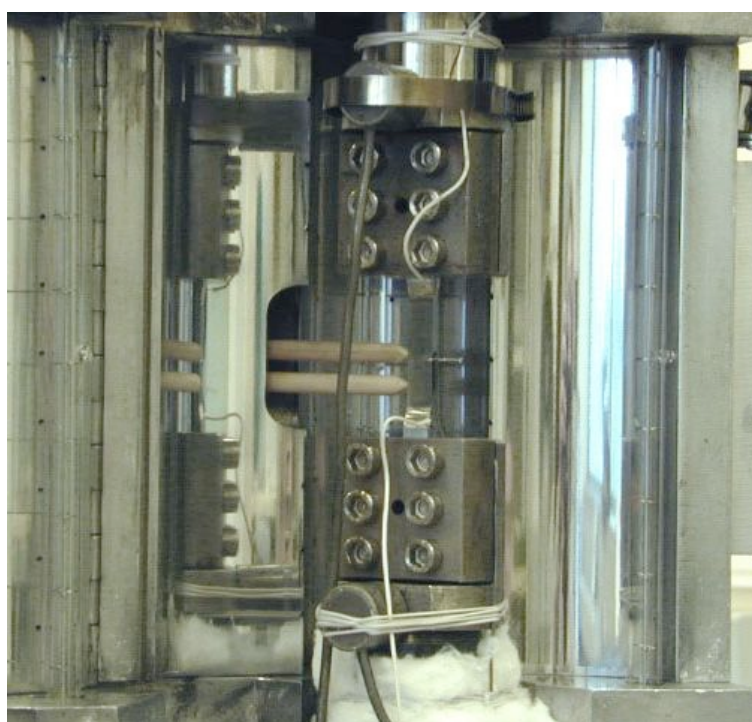


Figure G-2 □ Eprouvette de fatigue instrumentée et capteurs d'émission acoustique

ANNEXE H : CALCUL DES CONTRAINTES RESIDUELLES D'ELABORATION A PARTIR DES MESURES D'OXYDATION STATIQUE

Un calcul des contraintes résiduelles d'élaboration présentes au sein du composite SM140+/Ti6242 à 550°C est présenté dans cette annexe H. Ce calcul, figure H-1, utilise les mesures de longueurs d'interphase oxydées présentées en annexe G.

Les hypothèses effectuées pour réaliser ce calcul sont :

- les matériaux, fibre et matrice, sont élastiques.
- on ne considère pas l'interphase comme étant un élément du composite à part entière. Deux constituants sont considérés seulement : la fibre (carbure de silicium recouvert de carbone pyrolytique) et la matrice.
- le calcul est réalisé en 1D
- la décohésion due à l'oxydation des interphases en carbone et l'allongement des fibres sous l'action des contraintes résiduelles sont découplées dans le temps

On considère que l'interface fibre-matrice s'est rompue à 550°C sur une longueur x , figure H-1. Les deux constituants, fibre et matrice, étant soumis à des contraintes résiduelles de signe opposé (fibre en traction et matrice en compression) on peut écrire :

$$\frac{Du_i^{550}}{x} = - \frac{S_i^{rés}(550^\circ C)}{E_i(550^\circ C)} \quad (H-1)$$

avec x longueur d'interface rompue à 550°C, Δu_m^{550} et Δu_f^{550} les déplacements de la matrice et des fibres après la rupture de l'interface, $S_m^{rés}(550^\circ C)$ et $S_f^{rés}(550^\circ C)$ les contraintes résiduelles d'élaboration à 550°C dans la matrice et dans la fibre ($S_m^{rés}(550^\circ C) < 0$ et $S_f^{rés}(550^\circ C) > 0$), $E_m(550^\circ C)$ et $E_f(550^\circ C)$ les modules d'Young de la matrice et de la fibre à 550°C et $i=f, mat$ pour la fibre ou la matrice.

Les longueurs de matrice et de fibre ayant leur interface rompue à 550°C, soit respectivement x_m^{550} et x_f^{550} , sont alors définies par :

$$x_i^{550} = x + Du_i^{550} \quad (H-2)$$

Ces longueurs après retour à température ambiante, x_m^{20} et x_f^{20} , sont alors égales à :

$$x_i^{20} = x_i^{550} + Du_i^{20} \quad (H-3)$$

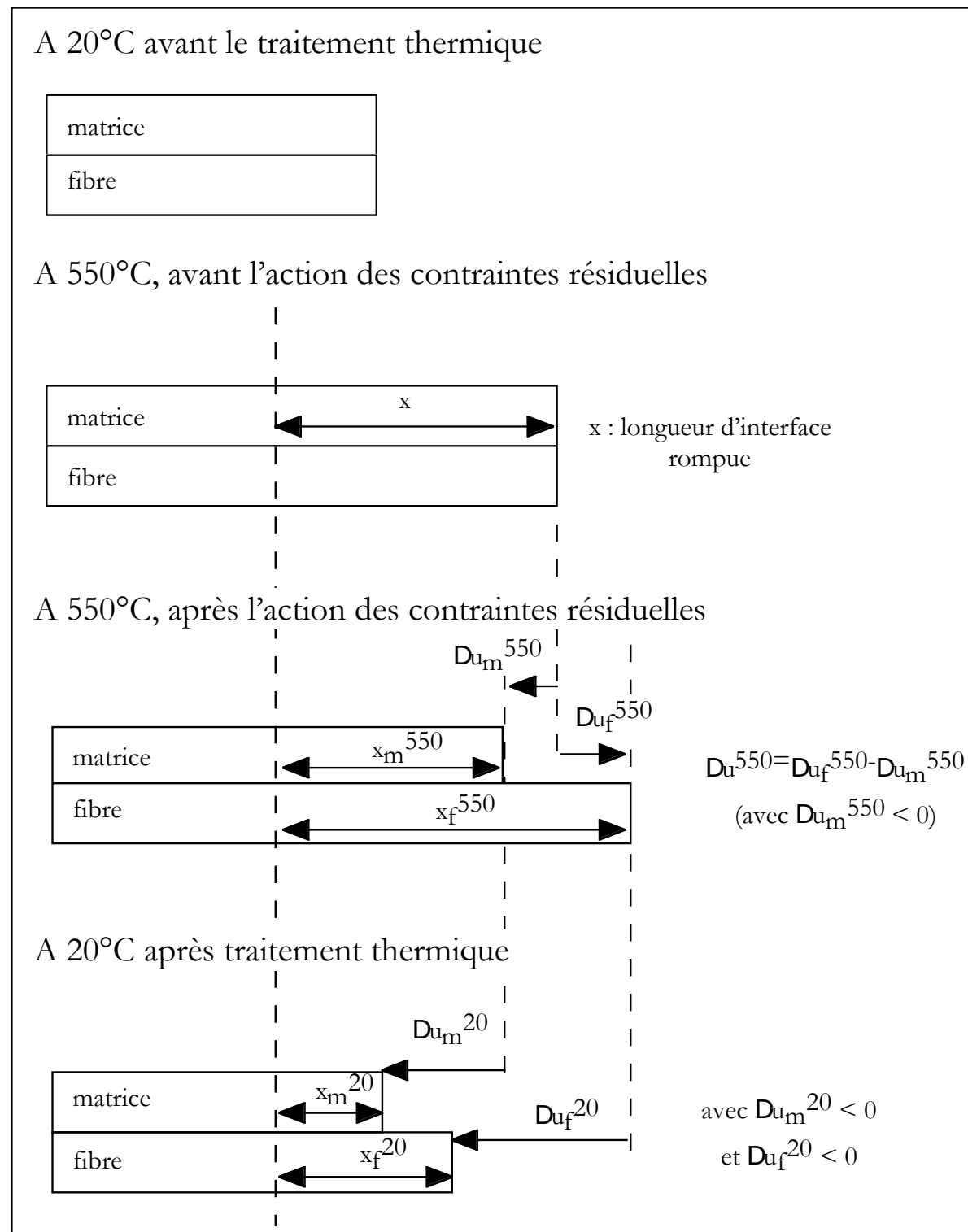


Figure H-1 □ Principe du calcul des contraintes résiduelles à 550°C à partir des longueurs d'interphase en carbone consommées

où Du_m^{20} et Du_f^{20} sont les déplacements associés au retrait thermique lors du passage de 550°C à température ambiante définis par

$$\frac{Du_i^{20}}{x_i^{550}} = a_i \Delta T \quad (H-4)$$

avec a_m et a_f les coefficients de dilatation de la matrice et de la fibre.

En combinant les équations (H-2), (H-3) et (H-4) il vient

$$x_i^{20} = (x + Du_i^{550})(1 + a_i \Delta T) \quad (H-5)$$

Les longueurs d'interphase consommées mesurées, l_{ox} , correspondent en fait à x_m^{20} . En introduisant l'équation (H-1) dans (H-5) on obtient l'expression des longueurs de matrice et de fibre possédant une interface rompue

$$x_i^{20} = x \left(1 - \frac{s_i^{rés}(550^\circ C)}{E_i(550^\circ C)} \right) (1 + a_i \Delta T) \quad (H-6)$$

La longueur de déchaussement, notée Dd , mesurée grâce aux observations au microscope électronique à balayage est égale à

$$Dd = x_f^{20} - x_m^{20} \quad (H-7)$$

La combinaison des équations (H-6) et (H-7) nous donne l'expression de Dd en fonction de la longueur d'interface rompue

$$Dd = x \left[(a_m + a_f) \Delta T - \frac{s_m^{rés}(550^\circ C)}{E_m(550^\circ C)} (1 + a_m \Delta T) + \frac{s_f^{rés}(550^\circ C)}{E_f(550^\circ C)} (1 + a_f \Delta T) \right] \quad (H-8)$$

Les contraintes résiduelles peuvent alors être reliées entre elles par une hypothèse de contraintes planes généralisées

$$(1 - V_f) s_m^{rés}(550^\circ C) + V_f s_f^{rés}(550^\circ C) = 0 \quad (H-9)$$

soit finalement□

$$s_f^{rés}(550^{\circ}\text{C}) = \frac{x_m^{20}(1 + a_f D\Gamma) - x_f^{20}(1 + a_m D\Gamma)}{x_f^{20} \frac{V_f}{E_m(550^{\circ}\text{C})(1 - V_f)} (1 + a_m D\Gamma) + a_m^{20} \frac{1}{E_f(550^{\circ}\text{C})} (1 + a_f D\Gamma)} \quad (\text{H-10})$$

Le tableau H-1 présente les valeurs des coefficients matériau utilisés pour le calcul. Le tableau H-2 indique le résultat des calculs des contraintes résiduelles effectués ainsi que les valeurs des longueurs utilisées. La figure H-2 présente la variation des contraintes résiduelles dans le composite avec la température calculées avec le logiciel Zébulon. Les contraintes résiduelles d'élaboration calculées numériquement dans la fibre à 550°C sont égales à -371 MPa. Le calcul analytique présenté ici surestime nettement les contraintes numériques. Les hypothèses, trop simplistes, mises en place dans le modèle sont sûrement responsables de l'erreur commise.

Tableau H-1□ Paramètres utilisés dans le calcul

$a_m (^{\circ}\text{C}^{-1})$	$8,58.10^{-6}$
$a_f (^{\circ}\text{C}^{-1})$	4.10^{-6}
$E_m \text{ à } 550^{\circ}\text{C} \text{ (MPa)}$	84000
$E_f \text{ à } 550^{\circ}\text{C} \text{ (MPa)}$	369255
$V_f (\%)$	36

Tableau H-2 Valeurs des contraintes résiduelles calculées à 550°C à partir des longueurs consommées d'interphase en carbone

Temps du traitement (heures)	x_m^{20} (nm)	x_f^{20} (nm)	$s_f^{rés}(550^\circ C)$ (MPa)
30	590	593	-808
	579	582	-736
	547	550	-818
	589	592	-738
	654	658	-932
100	1903	1910	-659
	1584	1592	-816
	2690	2701	-674
	2297	2306	-690
	1941	1950	-729
	1704	1711	-694
	2239	2247	-642
300	5168	5191	-735
	5595	5619	-711

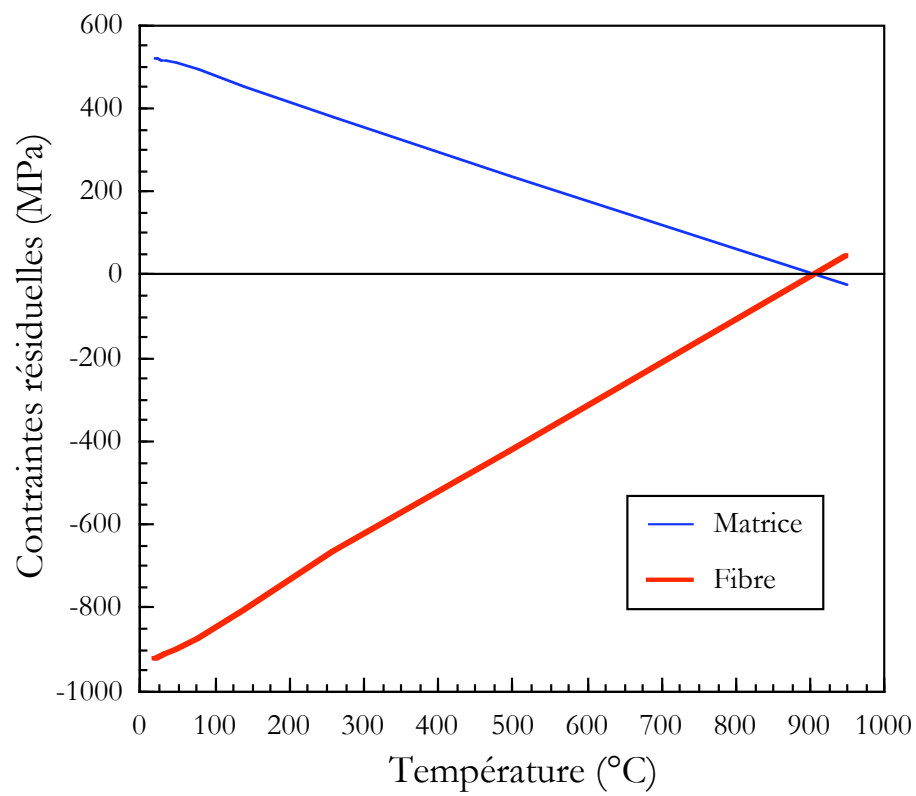


Figure H-2 □ Variation des contraintes résiduelles d'élaboration moyennes avec la température