Fatigue thermique d'un alliage pour aubes de turbopompe astronautique : le Superwaspaloy

Alain Köster

▶ **To cite this version:**

Alain Köster. Fatigue thermique d'un alliage pour aubes de turbopompe astronautique : le Superwaspaloy. Matériaux. École Nationale Supérieure des Mines de Paris, 1997. Français. NNT : . pastel-00521854

HAL Id: pastel-00521854
https://pastel.hal.science/pastel-00521854

Submitted on 28 Sep 2010

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.

ÉCOLE NATIONALE SUPERIEURE
DES MINES DE PARIS

THESE

présentée par

Alain KÖSTER

pour obtenir le titre de

DOCTEUR

de l'Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris en
Sciences et Génie des Matériaux

"Fatigue thermique d'un alliage pour aubes de turbopompe astronautique : le SUPERWASPALOY"

Soutenue le 3 Décembre 1997

devant le jury composé de :

MM.	**M.**	**CLAVEL**	Président
	G.	**DEGALLAIX**	Rapporteur
	J.	**PETIT**	Rapporteur
	J.M.	**de MONICAULT**	Examinateur
	P.	**FORTUNIER**	Examinateur
	L.	**REMY**	Directeur de Thèse

Avant-propos

Cette thèse a été réalisée au *Centre des Matériaux Pierre-Marie Fourt* de l'Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris avec le soutien financier de la Société Européenne de Propulsion de Vernon (27).

Je remercie tout d'abord Jean Pierre Trottier, directeur du *Centre des Matériaux*, pour m'avoir accueilli au *Centre* ainsi que pour son infinie patience durant ses longues années de thèse.

J'exprime toute ma reconnaissance à Luc Rémy, qui a dirigé cette thèse avec enthousiasme et rigueur : qu'il soit ici sincèrement remercié pour son soutien constant durant ces nombreuses années.

Je remercie Gérard Degallaix et Jean Petit pour avoir accepté de rapporter ce travail. Leurs remarques de spécialistes m'ont grandement éclairé.

J'ai été très honoré que Michel Clavel accepte de présider le jury de ma soutenance de thèse. Qu'il soit ici remercié pour l'intérêt qu'il a porté à ce travail, pour les échanges qu'il a mis en place le 3 décembre 1997 ainsi que pour sa passion qu'il a su me transmettre durant mes études à l'UTC.

Je remercie également Jean-Michel de Monicault (SEP) et Pascal Fortunier (CNES) d'avoir accepté de participer à mon jury et d'avoir examiné le contenu de ce travail avec un regard plus "*industriel*" mais néanmoins averti.

J'exprime aussi ma gratitude à toutes les personnes qui m'ont aidé à réaliser ce travail. Ainsi, merci à Daniel Cornu de la SEP, ainsi qu'à tous les personnels du *Centre des Matériaux*, et particulièrement à James, Georges, Jean-Pierre, Christophe, *maman* Christiane, Loïc, Brigitte, Liliane M., Véronique, Sarojinee, Michelle, Martine, Liliane L., René, Michel, Joseph, Alain, Yves, Jean-Christophe. Leur aide et leur amitié m'ont été précieuses. J'ai une pensée particulière pour mon ami Yvon qui m'a accompagné tous les jours et secondé dans toutes les campagnes d'essais mécaniques même les plus improbables, merci !!!

Cette thèse est également le fruit d'un savoir collectif et de la merveilleuse collaboration du bouillonnant groupe *MPM* du *Centre des Matériaux*. Merci donc à mes camarades Eric *papy*, Fabienne *fafa*, Philippe *fifi*, Eric *kéké*, Jérôme *jijé*, Eric *bébé* et ceux qui sont arrivés plus tard : Laurent, Nicolas, Laurent *gé,* Any, Emmanuel, …

Enfin, je tiens à remercier chaleureusement celle qui a eu le courage et la patience de relire ce manuscrit pour en expurger les "fôtes" et qui est depuis à mes côtés pour mon plus grand bonheur ! Merci Hélène ☺.

Table des matières

INTRODUCTION 1

CHAPITRE I : LE MATÉRIAU 5
I.1. Généralités 5
I.2. Composition 5
I.3. Traitements thermiques 6
I.4. Microstructure 7
I.5. Propriétés mécaniques 10
I.6. Propriétés thermiques 11

CHAPITRE II : FATIGUE OLIGOCYCLIQUE 13
II.1. Introduction 13
II.2. Définition des éprouvettes 13
II.3. Définition des conditions expérimentales 14
II.3.a. Fatigue oligocyclique anisotherme 16
II.3.b. Fatigue oligocyclique isotherme 19
II.4. Résultats expérimentaux 23
II.4.a. Fatigue oligocyclique anisotherme 23
II.4.b. Fatigue oligocyclique isotherme 34
4.b.1. Influence de la température 41
4.b.2. Influence de l'environnement 48
4.b.3. Influence de la fréquence 54
II.4.c. Réflexions sur la fatigue oligocyclique 59

CHAPITRE III : FATIGUE THERMIQUE 63
III.1. Introduction 63
III.2. Définition des éprouvettes 64
III.3. Définition des conditions expérimentales 65
III.4. Résultats expérimentaux 68
III.5. Observations métallographiques 71
III.6. Détermination des états de déformations et de contraintes 76
III.6.a. Identification des lois de comportement cyclique 76
6.a.1. Base expérimentale 77
6.a.2. Méthode utilisée 77
6.a.3. Résultats 78
III.6.b. Identification du chargement thermique des éprouvettes 83
6.b.1. Méthodologie de l'identification 83
b.1.1. Maillage des éprouvettes 84
b.1.2. Conditions aux limites 84
b.1.3. Cycle thermique 85
b.1.4. Identification 86
6.b.2. Résultats pour l'éprouvette standard 87
6.b.3. Résultats pour l'éprouvette longue 88
III.6.c. Calcul des déformations et des contraintes 90
6.c.1. Méthodologie 90
c.1.1. Maillage des éprouvettes 90
c.1.2. Conditions aux limites 90
6.c.2. Résultats du calcul pour l'éprouvette standard 91
6.c.3. Résultats du calcul pour l'éprouvette longue 100

CHAPITRE IV : Modélisation de la durée de vie 109
IV.1. Modèle du dommage continu de Chaboche 109
IV.1.a. Modèle utilisé, formulation anisotherme 110
1.a.1. Loi de fluage 110

1.a.2. Loi de fatigue 111
- En déformation plastique 111
- En contrainte 112
1.a.3. Cumul des endommagements de fatigue et de fluage 113
IV.1.b. Ajustement de la loi sur des éléments de volume 115
1.b.1. Modélisation de l'élément de volume 115
1.b.2. Essais isothermes 116
1.b.3. Essais anisothermes 120
IV.1.c. Application à la fatigue thermique 123
• Prévision de l'amorçage 123
• Description de la propagation 125
IV.2. Modèle d'endommagement par fatigue avec interaction fluage - oxydation 127
IV.2.a Présentation du modèle 127
2.a.1 Équation de dommage en fatigue pure 127
2.a.2 Équation de dommage en fatigue - fluage 129
2.a.3 Équation de dommage en fatigue - fluage - oxydation 131
2.a.4 Cas particuliers du cycle anisotherme et du calcul de structure 135
IV.2.b Application à la fatigue oligocyclique 137
2.b.1 Cinétiques d'oxydation 137
- Oxydation statique 137
- Oxydation sous charge 141
2.b.2 Loi de fatigue - fluage 142
2.b.3 Loi d'interaction fatigue - fluage - oxydation 145
2.b.4 Cas de la fatigue oligocyclique anisotherme 149
IV.3.c Application à la fatigue thermique 151
IV.4. Conclusion 154

CONCLUSION GÉNÉRALE 157

RÉFÉRENCES BIBLIOGRAPHIQUES 161

ANNEXE : PROPAGATION DE FISSURES 169
A.1. Introduction 169
A.2. Géométrie des éprouvettes 169
A.2.a. Éprouvette de propagation de fissure en plasticité confinée 169
A.2.b. Éprouvette de propagation de fissure en plasticité généralisée 170
A.3. Mesure de a longueur de la fissure 172
A.4. Rappels sur la fermeture de fissure 172
A.5. Propagation de fissures longues en plasticité confinée 174
A.5.a. Définition des conditions expérimentales 174
A.5.b. Résultats expérimentaux 176
5.b.1. Effet de la température 176
5.b.2. Effet du rapport de charge 177
5.b.3. Effet de l'environnement 177
5.b.4. Identification des lois de Paris 180
A.5.c. Observations métallographiques 180
A.6. Propagation de fissures courtes en plasticité généralisée 186
A.6.a. Définition des conditions expérimentales 186
A.6.b. Résultats expérimentaux 188
A.6.c. Observations métallographiques 196
A.6.d. Conclusion 200

INTRODUCTION

L'aventure spatiale est jalonnée d'événements symboliques : 1957, les Soviétiques lancent le premier satellite autonome Spoutnik; 1961, Gagarine devient le premier homme satellisé; 1969, Neil Armstrong marche sur la lune et 1979, l'Europe se lance dans la conquête de l'espace avec le lancement réussi d'Ariane 1. Neuf ans plus tard, en juin 1988, les Européens confirment leur maîtrise technologique lorsqu'Ariane 4 s'élève au-dessus de Kourou, et déjà l'Agence Spatiale Européenne (ESA) développe son nouveau lanceur, Ariane 5.

L'astronautique actuelle repose en grande partie sur les performances des moteurs de fusées, grâce auxquels on peut communiquer aux charges utiles les vitesses formidables nécessaires à leur satellisation. C'est ainsi qu'Ariane, dont la mission nominale est la mise en "orbite de transfert géostationnaire", doit amener une ou plusieurs charges utiles au périgée à 200 km d'altitude et leur communiquer une vitesse de 10 km/s pour qu'elles culminent ensuite à 35 800 km. C'est tout l'objet de la propulsion, une technologie contemporaine à Jules Verne, qui trouve ses origines dans la dynastie des Ming avec l'invention de la poudre.

En pratique, sur Ariane 5, la propulsion du corps central du premier étage est assurée par le moteur *Vulcain*. La poussée est obtenue par éjection à grande vitesse, de gaz produits par la combustion, sous pression, d'oxygène et d'hydrogène liquides. L'alimentation du moteur en ergols à haute pression se fait par deux turbopompes indépendantes :

- la turbopompe à hydrogène qui tourne à 34 200 tr/mn, développe 11 300 kW et élève la pression de l'hydrogène liquide à 160 bars;
- la turbopompe à oxygène qui tourne à 13 000 tr/mn, développe 2 900 kW et élève la pression de l'oxygène liquide à 130 bars.

Le démarrage du moteur comporte principalement deux phases, l'une correspondant au lancement des turbines après mise en froid des pompes, l'autre consistant en l'allumage du générateur de gaz et des ergols dans la chambre de combustion.

Le cahier des charges impose au motoriste une fiabilité de 0,9946 pour une durée de vie comprenant 6000 s de fonctionnement et 20 cycles de démarrage - extinction. On imagine alors facilement que la SEP, qui s'est vue confier la maîtrise d'œuvre de la propulsion de l'étage principal cryotechnique par le CNES, souhaite disposer "d'outils" pour le dimensionnement de son moteur, et particulièrement pour les aubes des turbopompes.

Ces composants sont soumis à des sollicitations de contraintes, de température et d'environnement extrêmement sévères. Les phases de démarrage et d'arrêt des turbomachines sont les phases critiques pour l'endommagement de ces pièces (Malpertu, 1983; Srinivasan, 1986). Ces transitoires, conjugués aux géométries complexes (paroi mince, variation de section, …) des aubes de turbine, induisent d'importants gradients de température qui donnent lieu à des chargements mécaniques et thermiques cycliques combinés. Ainsi, la résistance à la

fatigue thermique, outre la résistance au fluage, à l'environnement (oxygène, hydrogène), est un des facteurs à prendre en compte pour le dimensionnement de ces pièces.

Dans la plupart des cas, les matériaux destinés à de telles applications sont testés en conditions isothermes car ces essais sont assez faciles à mettre en œuvre. C'est le cas des essais de fatigue oligocyclique isotherme, réalisés sur des éprouvettes représentatives d'éléments de volume de matière, qui permettent de caractériser et de comparer de manière peu onéreuse différents types de matériaux.

Dans les milieux industriels, la résistance à la fatigue thermique est le plus souvent évaluée à l'aide d'essais sur des structures simples - éprouvettes coin à section prismatique ou disques - soumises à des cycles thermiques répétés. Le choc thermique est réalisé à l'aide de bains fluidisés comme dans l'essai de type "Glenny" largement répandu aux États-Unis - NASA, General Electric -, ou à l'aide d'un banc à flamme comme à SNECMA (Spera, 1973; Rezai ou Rémy, 1986; Bernard, 1990). Pendant ces essais de fatigue thermique, le seul paramètre expérimental accessible est la température superficielle en différents points de la structure sollicitée. Les autres paramètres tels que la contrainte et la déformation sont ensuite évalués par un calcul de structure.

C'est pourquoi, ces essais sont de plus en plus souvent complétés par des essais de fatigue oligocyclique anisotherme, ou fatigue mécano-thermique, réalisés en laboratoire (Rau, 1973; Hopkins, 1976; Malpertu and Rémy, 1990). Une éprouvette, représentative d'un élément de volume de matière d'une structure, y est simultanément soumise à un cyclage thermique et mécanique à amplitude de déformation ou de contrainte imposée. Généralement, les conditions d'essais sont définies pour être, autant que possible, représentatives des conditions de sollicitations en service d'un élément de volume critique de la structure considérée. Dans le cas des aubes de turbine, les zones critiques sont les bords d'attaque et de fuite où se localise préférentiellement l'amorçage des fissures. L'essai de fatigue mécano-thermique permet donc de tester les lois de comportement d'un élément de volume en conditions anisothermes en même temps que les lois de l'endommagement. Ces lois de comportement peuvent ainsi être validées avant d'être utilisées pour le calcul des essais de choc thermique par exemple.

La présente étude s'inscrit dans le cadre d'un programme de recherche sur l'évaluation de la durée de vie des aubes de turbopompe, lancé à l'initiative du CNES et de la SEP qui en ont assuré le soutien financier. Notre étude porte plus particulièrement sur la caractérisation de l'endommagement en fatigue thermique de l'alliage utilisé pour la réalisation des aubes de la turbopompe à hydrogène, le Superwaspaloy. Compte tenu de la complexité du problème industriel, nos partenaires ont choisi de limiter nos travaux à l'étude de l'endommagement de cet alliage sous air pour des sollicitations anisothermes; l'étude des effets de l'hydrogène (cryogénie, environnement,...) a fait l'objet d'une autre thèse (D. Roux) et de nombreux travaux dans les laboratoires de Battelle Europe et Volvo Flygmotor.

Le premier chapitre de ce mémoire est consacré à la présentation du matériau, de sa microstructure, de ses propriétés mécaniques et thermiques.

Le second chapitre est consacré à l'étude du Superwaspaloy en fatigue oligocyclique, isotherme et anisotherme. Nous y présentons les méthodes expérimentales propres à chacun de ces essais, ainsi que les résultats expérimentaux. L'endurance du matériau est discutée en rendant compte de l'influence de certains paramètres tels que le type de sollicitation (isotherme ou anisotherme), la température d'essai, la fréquence de sollicitation et l'environnement (air ou vide). En nous appuyant sur des observations micrographiques, nous tentons d'identifier les mécanismes d'endommagement, et d'expliquer leur dépendance des paramètres de sollicitation. La comparaison des résultats obtenus en fatigue oligocyclique isotherme et anisotherme nous permet de mieux comprendre les mécanismes mis en jeu en fatigue anisotherme et de dégager quelques tendances en vue de la modélisation de la durée de vie.

Le troisième chapitre porte sur l'étude du Superwaspaloy en fatigue thermique. Nous présentons tout d'abord un banc de fatigue thermique de conception originale, et la procédure expérimentale de ce type d'essai. Puis nous exposons les résultats obtenus pour deux géométries d'éprouvette, en insistant sur les mécanismes d'amorçage et de propagation des fissures. Sur la base des observations métallographiques, nous proposons une description de l'endommagement du matériau dans le cas de sollicitations thermiques cycliques. Enfin, nous présentons les calculs de structure qui nous ont permis de déterminer les états de contrainte et de déformation des éprouvettes à partir du chargement thermique et des lois de comportement identifiées dans ce chapitre.

L'objectif final de cette étude, qui est de modéliser l'endommagement du Superwaspaloy en fatigue thermique, fait l'objet du quatrième chapitre. En nous appuyant sur des résultats d'essais de propagation de fissure en plasticité généralisée reportés en annexe, nous proposons deux modèles basés sur la mécanique de l'endommagement pour décrire la durée de vie des éprouvettes de fatigue thermique. Le premier repose sur la théorie de la variable interne du dommage au sens de Chaboche, et évalue la ruine des éprouvettes en tenant compte d'un cumul des dommages de fatigue et de fluage. Le second décrit l'avancée d'une fissure par la ruine d'un élément microstructural sous l'interaction des dommages de fatigue, de fluage et d'oxydation. Ces deux modèles sont identifiés et testés à l'aide des résultats obtenus en fatigue oligocyclique pour les différentes conditions de sollicitation isotherme puis anisotherme. Finalement, ils sont appliqués aux deux structures de fatigue thermique pour vérifier leur aptitude à évaluer l'endommagement du matériau.

CHAPITRE I : LE MATERIAU

I.1. GENERALITES

Le choix des matériaux utilisés dans les moteurs d'avions ou de fusées dépend essentiellement des contraintes mécaniques qu'ils sont capables de supporter dans la gamme des températures de fonctionnement de ces moteurs. Les alliages à base de nickel sont, en majeure partie, utilisés dans l'industrie aéronautique et aérospatiale, car leurs hautes performances jusqu'à des températures relativement élevées les ont rendus indispensables dans les parties chaudes. Ces matériaux doivent particulièrement pouvoir s'accommoder d'environnements de plus en plus hostiles avec des températures de plus en plus hautes et dans des milieux bien spécifiques, comme l'hydrogène et l'oxygène sous forme gazeuse présents dans les turbines de fusée. Les propriétés mécaniques des matériaux à base de nickel sont généralement améliorées par la formation de solutions solides, de précipités et parfois de carbures pour les propriétés de fluage par exemple.

Le durcissement par solution solide peut se faire en ajoutant du molybdène qui forme une solution solide sans modifier la structure cristalline. Un exemple de matériau durci par solution solide est l'Hastelloy X qui possède une excellente résistance au brouillard salin, même à haute température. Cette bonne résistance à la corrosion de l'air provient des 22 % de chrome en solution qui génère une couche d'oxyde de chrome à la surface, suite à une réaction avec l'oxygène. En raison de ces propriétés, l'Hastelloy X est souvent employé dans la marine et dans les réacteurs industriels.

Le durcissement par précipités est le mode de durcissement le plus employé; il est à la base de la majorité des traitements thermiques des superalliages. Les matériaux à base de nickel ont généralement une structure CFC avec des précipités de type $Ni_3(Al,Ti)$, dispersés dans les grains, qui augmentent leurs propriétés mécaniques à haute température. On peut citer par exemple le Waspaloy qui est un matériau à base de nickel principalement allié au chrome et au cobalt puis durci par des précipités $Ni_3(Al,Ti)$. Le Waspaloy a une bonne résistance à la fatigue à haute température, c'est pourquoi il est le plus souvent utilisé pour la construction des disques et des aubages de turbine. Cet alliage est un bon compromis entre la résistance mécanique et la résistance à l'oxydation grâce, notamment, aux éléments tels que le chrome et l'aluminium.

Le matériau faisant l'objet de cette étude, le *Superwaspaloy*, est une évolution du Waspaloy. Le Waspaloy a été développé afin de pouvoir subir des contraintes élevées jusqu'à des températures de l'ordre de 850°C. Le *Superwaspaloy*, dont la composition est en tout point identique à celle du Waspaloy, ne diffère de ce dernier que par sa taille de grain qui a été réduite afin d'améliorer ses propriétés mécaniques. Les lignes qui suivent sont consacrées à la présentation des caractéristiques métallurgiques et mécaniques du *Superwaspaloy*.

I.2. COMPOSITION

Dans le cadre de notre étude, nous avons prélevé toutes nos éprouvettes dans un seul lot matière de Superwaspaloy. Ce matériau a été élaboré par la société *AUBERT et DUVAL* qui le commercialise sous la désignation de P.E.R. 3, ou sous son appellation AFNOR, NC 20 K 14.

La composition pondérale de notre lot matière, fournie par l'élaborateur, est reportée dans le tableau I.1.

Tableau I.1 : Composition pondérale (% poids) de l'alliage Superwaspaloy.

Ni	Cr	Co	Mo	Ti	Al	Fe	Zr	Mn	C	Si	B	S	P	Cu
Base	19,05	13,45	4,07	3,2	1,51	0,74	0,62	0,04	0,03	0,03	0,0048	0,0012	<0,003	<0,02

Le Superwaspaloy est un alliage fondu sous vide, constitué principalement de nickel, de chrome, de cobalt et de molybdène. Il est caractérisé par une assez faible teneur en éléments durcissants, puisque le pourcentage atomique Al + Ti = 4,71 %, et le rapport Ti/Al est assez élevé, voisin de 2. La bonne résistance à l'oxydation de ce matériau provient essentiellement des éléments d'alliages chrome et aluminium qui forment une barrière protectrice sur la surface, constituée d'oxydes d'aluminium (Al_2O_3) et d'oxydes de chrome (Cr_2O_3).

Le matériau nous est parvenu principalement sous la forme d'une barre forgée de 80 mm de diamètre, mais quelques éprouvettes ont été prélevées dans une autre barre forgée de 40 mm de diamètre.

I.3. TRAITEMENTS THERMIQUES

Le Superwaspaloy a été fourni après avoir subi un premier traitement thermique consistant en un maintien à 1025°C durant 4 heures sous air suivi par une trempe à l'eau. Il s'agit d'un traitement de premier revenu (R1) qui permet d'ajuster la taille des précipités γ' ainsi que leur répartition spatiale. À 1025°C, il y a une remise en solution partielle des précipités γ', une faible fraction volumique de gros γ' restant précipitée. Le refroidissement qui suit étant rapide, il se forme de très fins précipités dans les couloirs de matrice, ce qui conduit à une distribution bimodale de phase γ' favorisant la résistance au fluage à basse température (Fredholm; 1984).

L'état final de traitement thermique est obtenu en trois étapes successives appliquées au matériau à partir de son état de réception :

- 845°C durant 4 heures sous air puis trempe à l'air,
- 760°C durant 16 heures sous air puis trempe à l'air,
- 650°C durant 24 heures sous air puis trempe à l'air.

La première étape consiste en un traitement de vieillissement qui permet aux précipités obtenus lors de la trempe consécutive au premier revenu (R1), de coalescer. Il peut aussi conduire à un complément de précipitation de la phase γ' dans les couloirs de matrice austénitique. Si ce

traitement est prolongé excessivement, les fins précipités γ' tertiaires sont absorbés par les secondaires qui peuvent également coalescer entre eux. Ce traitement réalisé à 845°C conduit également à une précipitation optimale des carbures $M_{23}C_6$ ou M_6C par la transformation des carbures MC à cette température selon la réaction :

$$MC + \gamma \rightarrow M_{23}C_6 \left(\text{ou } M_6C\right) + \gamma' \qquad \text{I.1}$$

Les deux étapes suivantes sont aussi des traitements de vieillissement qui visent essentiellement à stabiliser la précipitation de la phase γ'.

Les traitements thermiques ont été effectués sur les ébauches des éprouvettes, à savoir des barreaux ou des plaques suivant la géométrie finale des éprouvettes. Les surépaisseurs des ébauches ont été déterminées de sorte qu'il ne subsiste aucune trace d'oxydation de surface et pénétrante après usinage des éprouvettes.

I.4. MICROSTRUCTURE

La microstructure du Superwaspaloy est présentée à deux échelles. Pour la première, les observations sont réalisées en microscopie électronique à balayage (MEB) sur des échantillons polis puis attaqués à "l'eau Régale" à 0°C afin de révéler la microstructure du matériau. À cette échelle, on accède à des informations concernant principalement la structure granulaire de l'alliage ainsi qu'à des indications grossières sur les précipités γ'. La phase γ' et les carbures sont observables de façon plus précise en microscopie électronique en transmission (MET) en raison de la petite taille des précipités. Pour cette seconde échelle, les observations sont réalisées à l'aide d'un MET Philips EM430, sous une tension d'accélération des électrons de 300 kV, et portent sur des lames minces préparées par amincissement électrolytique.

La figure I-1 illustre la microstructure de l'alliage observée en microscopie électronique à balayage. Le matériau présente des grains équiaxiaux dont la taille moyenne est d'environ 15 μm, ce qui correspond à une taille ASTM de 4. De nombreux grains sont maclés et l'existence de ces macles est à attribuer au procédé d'élaboration de la barre de Superwaspaloy. Il semble, à cette échelle, que les joints de grains contiennent de nombreux carbures de type M_{23} C_6. À plus fort grossissement (figure I-2), on devine la phase γ' dont la structure est très fine. Seuls les plus gros précipités γ' sont décelables en microscopie électronique à balayage. Ils ont une taille assez régulière d'environ 0,2 μm et sont répartis de façon relativement uniforme dans le matériau.

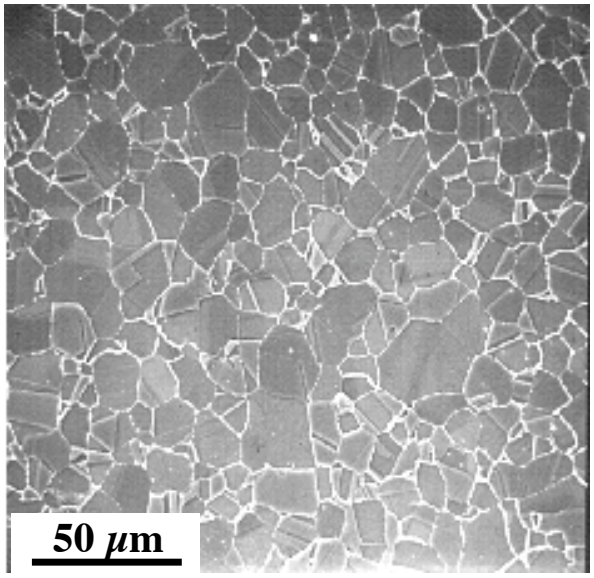


Figure I-1 : Aspect de la structure granulaire du Superwaspaloy.

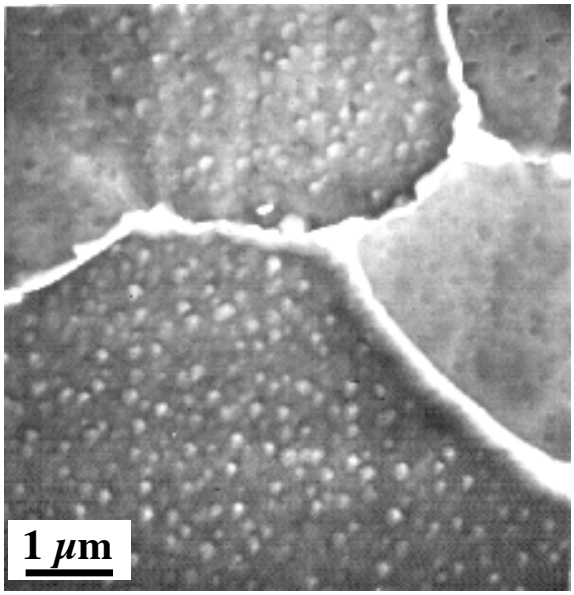


Figure I-2 : Détail de la structure du Superwaspaloy révélant les plus gros précipités de la phase γ'.

C'est à l'aide de la microscopie électronique en transmission que l'on accède pleinement à la structure générale du Superwaspaloy. La structure de ce matériau est assez proche de celle du Waspaloy décrite par de nombreux auteurs dont Clavel (1980) et Bradley (1982). Elle consiste après traitement thermique en une matrice austénitique γ, des précipités γ' (Ni_3Al,Ti) et des carbures du type $M_{23}C_6$ (figure I-3).

- La matrice γ est cubique à faces centrées, elle se présente sous la forme d'une solution solide riche en nickel, chrome et cobalt. Les atomes de molybdène et de chrome lui

confèrent un durcissement de solution solide. Le cobalt et le chrome abaissent l'énergie de défaut d'empilement de la matrice.

- Les précipités γ' se présentent, d'une manière générale, sous forme sphérique et sont constitués d'une phase $Ni_3(Al,Ti)$. Ces précipités ont une structure cubique à face centrée (surstructure $L1_2$) et sont cohérents avec la matrice γ. Le revenu de précipitation a été choisi de façon à se trouver en présence d'une précipitation bimodale (40 nm, 250 nm) avec une fraction volumique de l'ordre de 20 %.
- Les carbures se présentent généralement sous les formes $M_{23}C_6$ ou M_6C. La précipitation des carbures de chrome apparaît entre 700°C et 1000°C, et a lieu essentiellement aux joints de grains, comme on peut le constater sur la figure I-4 a. Le cliché de diffraction associé au champ sombre (figure I-4 b) montre bien les relations d'orientation existant entre les différents carbures d'une part, et ceux-ci et la matrice d'autre part. Il n'est cependant pas possible d'identifier clairement le type de carbure formé, car les précipités $M_{23}C_6$ et M_6C ont le même réseau cristallin, des paramètres de réseau très proches ($a_{M_{23}C_6} \approx 10{,}6$ Å et $a_{M_6C} \approx 11{,}0$ Å), et des structures proches.

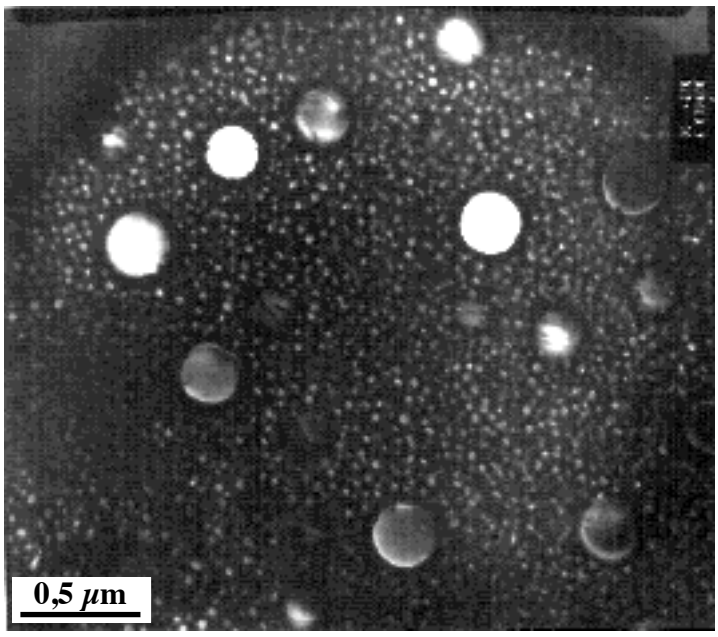


Figure I-3 : Observation au microscope électronique en transmission de la morphologie de la phase γ' du Superwaspaloy; champ sombre, $\vec{g} = 110$.

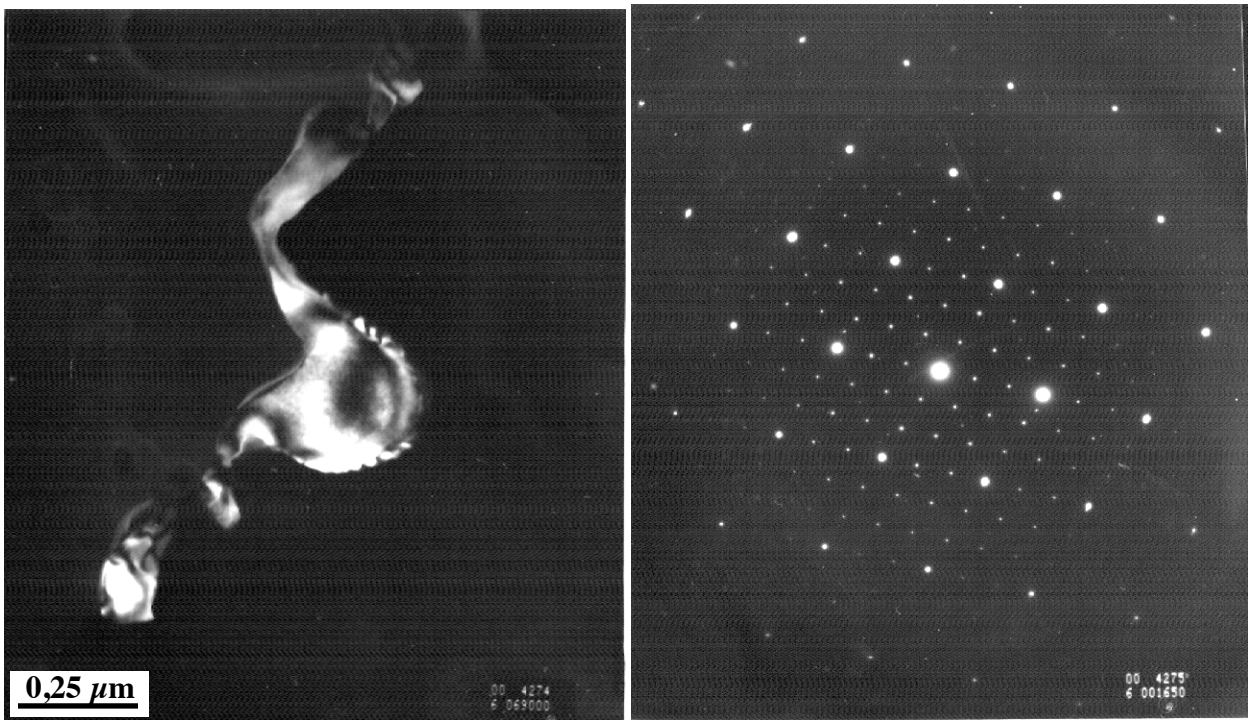


Figure I-4 : a) Observation au microscope électronique en transmission d'un précipité intergranulaire; champ sombre,.
b) Cliché de diffraction électronique en aire sélectionnée sur une partie du précipité et une partie du grain (γ, γ') adjacent.

I.5. PROPRIETES MECANIQUES

Nous présentons dans le tableau I.2 les caractéristiques mécaniques du Superwaspaloy dans son état final de traitement thermique pour différentes températures. Nous avons déterminé ces caractéristiques mécaniques en effectuant des essais de traction conformément à la norme AFNOR NF A 03-151. Pour chaque température, nous avons reporté dans le tableau la valeur moyenne de chaque grandeur calculée à l'issue de trois essais de traction. La figure I-5 montre l'évolution de la limite d'élasticité conventionnelle ($R_{e\ 0,2\%}$) et de la contrainte à la rupture (R_m) en fonction de la température.

Tableau I.2 : Propriétés mécaniques du Superwaspaloy.

Température	R_m (MPa)	$R_{e\ 0,2\%}$ (MPa)	$A_{rupture}$ (%)
25°C	1469	1090	30,3
200°C	1417	1035	26,2
400°C	1369	987	26,0
500°C	1361	967	23,5
600°C	1347	947	33,8
750°C	907	820	28,0

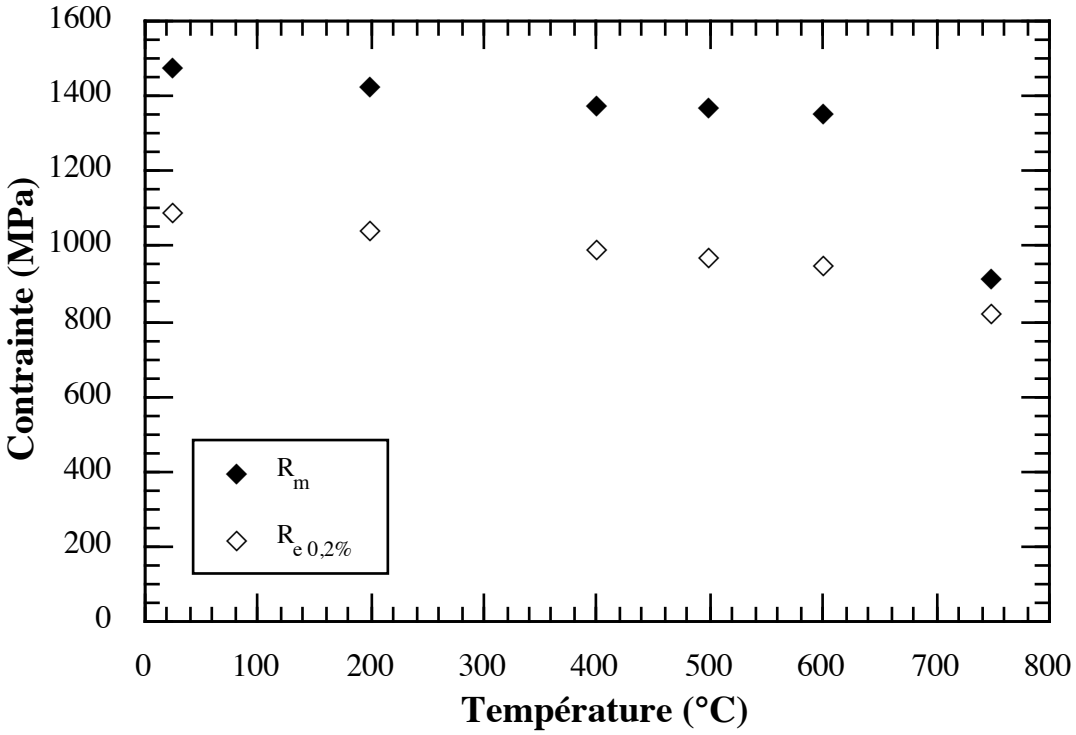


Figure I-5 : Évolution de la contrainte à la rupture (R_m) et de la limite d'élasticité ($R_{e\ 0,2\%}$) en fonction de la température.

I.6. PROPRIETES THERMIQUES

Afin de déterminer l'état de contrainte de plusieurs de nos éprouvettes soumises à un chargement purement thermique, nous utiliserons certaines propriétés thermiques du Superwaspaloy. Dans le cadre de notre étude, la sollicitation thermique est variable dans le temps, et les caractéristiques du matériau (conductivité thermique et capacité calorifique) varient avec la température. Il nous faut donc tenir compte de la variation de la température et utiliser les courbes montrant l'évolution de ces grandeurs en fonction de la température. Cependant, l'utilisation de ces courbes d'évolution dans un code de calcul nécessite de discrétiser ces courbes afin de décrire ces caractéristiques par quelques points choisis en fonction des variations de ces grandeurs. Les valeurs aux températures intermédiaires sont alors obtenues à l'aide d'une interpolation linéaire.

La discrétisation a été réalisée à partir des courbes de conductivité thermique et de capacité calorifique obtenues expérimentalement pour le Superwaspaloy par *VOLVO FLYGMOTOR*, *FIAT* et la *SEP*. La synthèse de ces données nous a conduit à retenir les valeurs indiquées dans le tableau I.3 pour la conductivité thermique et dans le tableau I.4 pour le produit "densité x capacité calorifique".

Tableau I.3 : Évolution de la conductivité thermique en fonction de la température.

Température (°C)	20	650	1000
Conductivité thermique (W /m /°C)	12	20	30

Tableau I.4 : Évolution du produit "densité x capacité calorifique" en fonction de la température.

Température (°C)	20	650	1000
Capacité calorifique x ρ (J / m^3 /°C)	4,26 10^6	4,5 10^6	8 10^6

ρ étant la densité du matériau

CHAPITRE II : FATIGUE OLIGOCYCLIQUE

II.1. INTRODUCTION

C'est dans les années 50 qu'ont lieu les premières tentatives de simulation de l'endommagement de fatigue thermique sur des éprouvettes, et notamment en 1954 avec les travaux de Coffin qui donnent naissance au développement de la fatigue oligocyclique à déplacement imposé. Il s'agit alors d'appliquer sur une éprouvette représentative d'un élément de volume de matière d'une structure, un cycle de déformation mécanique simultanément à une sollicitation thermique constante ou variable dans le temps.

Contrairement aux essais de fatigue thermique où le seul paramètre expérimental accessible est la température superficielle en différents points de la structure sollicitée, les essais de fatigue oligocyclique à haute température permettent d'accéder à toutes les grandeurs mécaniques. Ainsi, les paramètres tels que la contrainte et la déformation sont directement mesurés sur les éprouvettes, alors que la fatigue thermique impose que ces grandeurs soient évaluées par un calcul de structure. Les essais de fatigue oligocyclique à haute température permettent donc d'établir et de tester les lois de comportement d'un élément de volume en conditions isothermes ou anisothermes, en même temps que les lois d'endommagement. Ces lois de comportement peuvent ainsi être validées pour être utilisées dans le cadre de calculs des essais de choc thermique ou de structure.

Généralement, les conditions d'essais sont définies pour être, autant que possible, représentatives des conditions de sollicitation en service d'un élément de volume critique de la structure considérée. Si dans le cas des aubes de turbopompe, il est facile d'identifier les zones critiques comme étant les bords d'attaque et de fuite où se localise préférentiellement l'amorçage des fissures, les conditions réelles de sollicitation ne peuvent être reproduites en laboratoire. Il est donc nécessaire de "simplifier" les aspects thermiques, mécaniques et de l'environnement du problème pour aboutir à une meilleure compréhension de l'endommagement du matériau.

II.2. DEFINITION DES EPROUVETTES

Lors du développement de l'essai de fatigue oligocyclique anisotherme au Centre des Matériaux, Malpertu (1983) a mis au point une géométrie d'éprouvette satisfaisant aux critères d'un élément de volume pour ce type d'essai. C'est à dire que dans la partie utile de l'éprouvette, les champs de contrainte, de déformation et de température sont uniformes. Ainsi, il fut retenu pour ces essais une éprouvette tubulaire d'une épaisseur de 1 mm pour une longueur utile de 25 mm. Cette géométrie d'éprouvette conduit à de bons résultats en terme de gradient thermique pour des variations de température comprises entre 600°C et 1100°C (cycle aéronautique) puisque les différences de température entre les parois interne et externe sont au maximum de 5°C.

Dans le cadre de notre étude, la plage de température à explorer s'étend de 100°C à 750°C (cycle astronautique), et elle nécessite la mise en œuvre d'un système de refroidissement forcé. Durant la phase de mise au point du système de refroidissement nous avons constaté que le

gradient thermique de l'éprouvette était sensiblement plus important que pour les cycles "aéronautiques". Pour s'affranchir de ce problème, nous avons légèrement modifié les éprouvettes standard de fatigue mécano-thermique en réduisant l'épaisseur de la zone utile à 0,7 mm. La figure II-1 donne la définition complète de la géométrie de ces éprouvettes.

Après usinage, leur surface utile extérieure est polie selon une procédure classique comprenant une finition à la pâte diamantée de granulométrie 3 μm. L'alésage des éprouvettes de fatigue mécano-thermique est fini par rodage afin de lui conférer un état de surface équivalent à celui obtenu par polissage à la surface externe de l'éprouvette.

Les essais de fatigue oligocyclique isotherme et anisotherme permettent, outre l'étude de l'endommagement des matériaux, de définir la durée de vie des éprouvettes sous des conditions de sollicitation particulières. La durée de vie est généralement déterminée en utilisant un critère particulier tel que l'amorçage d'une fissure, la présence d'une fissure d'une certaine taille, ou la rupture des éprouvettes. Dans le cas de notre étude, nous avons souhaité utiliser un seul et même critère pour définir la durée de vie des éprouvettes en fatigue isotherme et anisotherme, sans avoir à paramétrer celui-ci par la géométrie de ces éprouvettes. Cette volonté nous a conduit à utiliser le même type d'éprouvette pour les essais isothermes et anisothermes. Le critère adopté sera précisé dans le chapitre consacré à la définition des conditions expérimentales.

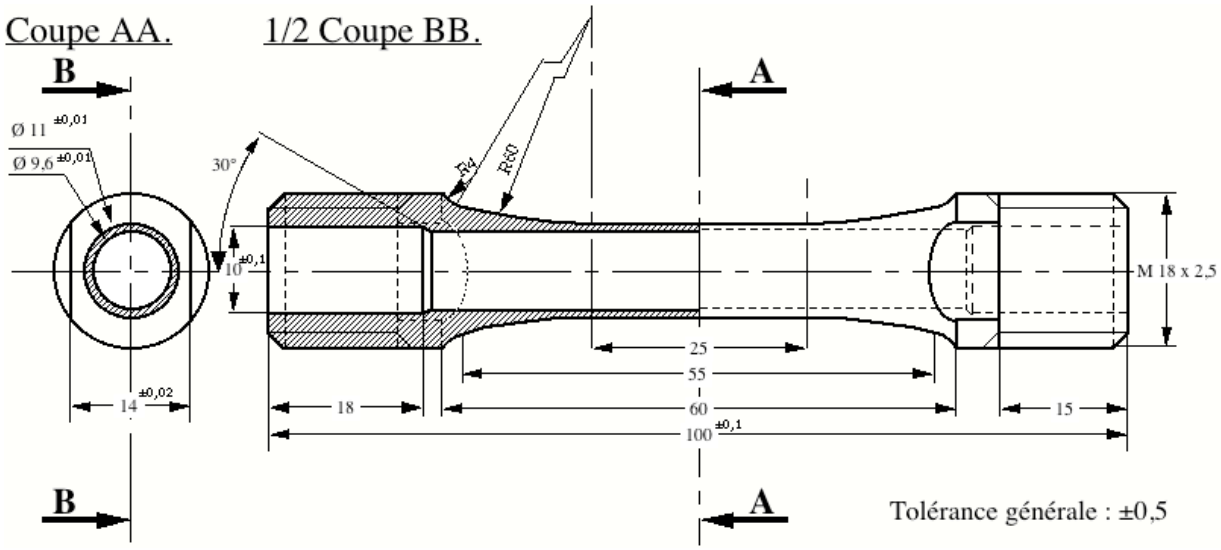


Figure II-1 : Éprouvette de fatigue oligocyclique.

II.3. DEFINITION DES CONDITIONS EXPERIMENTALES

La réalisation d'essais de fatigue oligocyclique requiert une machine de fatigue, un dispositif permettant le chauffage et le refroidissement, ainsi qu'un système de contrôle et de mesure des sollicitations mécaniques des éprouvettes. La mise en œuvre d'un essai isotherme diffère peu de celle d'un essai anisotherme en termes de moyens matériels. Ces considérations ont conduit notre groupe de recherche à équiper nos machines de fatigue avec un certain nombre d'appareillages "standard" de manière à ce qu'il soit possible de réaliser sur chacune d'elles des essais isothermes ou anisothermes. Dans les lignes qui suivent, nous exposons les points

communs à ces deux types d'essai, les caractéristiques particulières de chaque essai faisant l'objet de paragraphes spécifiques.

Le chauffage de l'éprouvette est obtenu par un four à quatre lobes elliptiques et une régulation Eurotherm 818. L'éprouvette est située au foyer commun des quatre lobes, et le chauffage est réalisé au moyen de quatre lampes halogènes de 1,5 kW placées aux autres foyers du four. Nous pouvons ainsi atteindre des températures maximales de l'ordre de 1200°C. Dans les conditions de cyclage anisotherme, le refroidissement est obtenu soit naturellement par simple contrôle de l'extinction des lampes, soit par la combinaison de l'extinction des lampes avec un refroidissement forcé par air comprimé comme dans le cas dans notre étude. Le débit d'air est contrôlé par une électrovanne à ouverture proportionnelle, et le flux est dirigé sur l'éprouvette et les lignes d'amarrage par des orifices répartis à l'intersection des lobes du four. Le recours à ce système de refroidissement forcé est nécessaire pour atteindre des températures inférieures à 600°C avec une vitesse de refroidissement constante fixée à 5°C/min.

La température est mesurée par un thermocouple gainé "Thermocoax" de type K (chromel-alumel) maintenu en contact linéique sur la surface de l'éprouvette. L'extrémité du thermocouple coïncide avec le milieu de la zone utile de l'éprouvette.

Pour mesurer la déformation de l'éprouvette, nous utilisons un extensomètre longitudinal entièrement développé au laboratoire, et dont la base de mesure est voisine de 10 mm. Le contact avec l'éprouvette est réalisé par l'intermédiaire de deux couteaux en alumine qui transmettent, via un système d'articulation, l'allongement ou la contraction de l'éprouvette à un capteur constitué de quatre jauges d'extensométrie. Connaissant le coefficient d'amplification du capteur grâce à un étalonnage préalable, nous pouvons calculer la déformation pour une valeur donnée de la base de mesure. Le capteur permet d'effectuer des mesures de déformation avec une précision de l'ordre de 0,01 %, ce qui correspond à un déplacement d'environ 1 μm. L'extensomètre est positionné sur un support lui-même fixé sur le four dans lequel est pratiquée une ouverture pour le passage des tiges d'alumine. Afin de réduire le moins possible le rendement du four, ce trou débouche au niveau d'une intersection de deux lobes elliptiques. Une photographie du système d'extensométrie est montrée à la figure II-2.

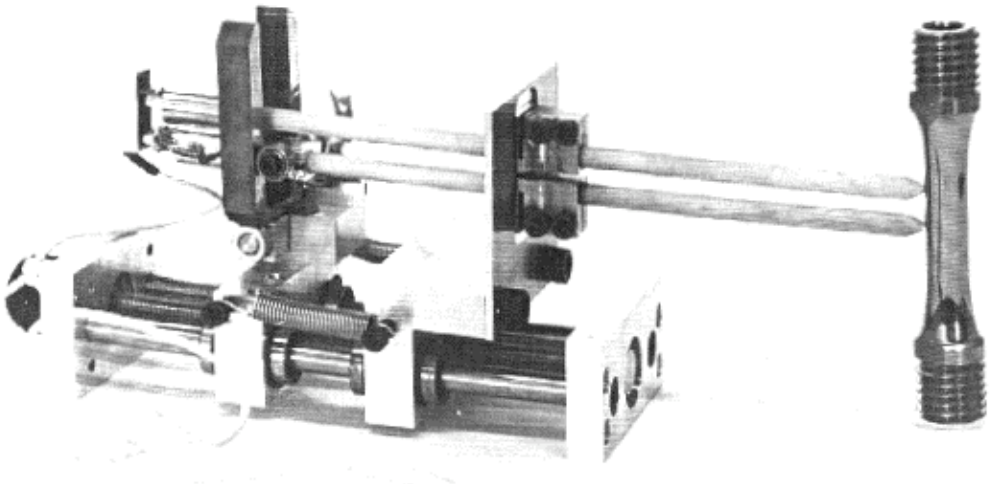


Figure II-2 : Vue d'ensemble de l'extensomètre sur son support.

Pour détecter et suivre l'endommagement des éprouvettes, nous utilisons un suiveur électrique de fissures alimenté en courant continu. Nous mesurons ainsi continûment la différence de potentiel (ddp) entre deux points fixes de l'éprouvette. En effet, l'apparition d'endommagement au sein du matériau se traduit par une variation de la résistance de l'éprouvette et donc par une variation de la ddp. Nous avons choisi d'arrêter les essais pour une variation relative de la ddp, $\Delta V/V_0$, correspondant à la présence d'une fissure couvrant la moitié de la section utile de l'éprouvette. Nous appelons N_f le nombre de cycles écoulés pour l'obtention d'une telle fissure. L'inertie du dispositif de mesure (quelques secondes) a parfois conduit à la rupture de l'éprouvette, et dans ce cas, la définition de N_f correspond au nombre de cycles que l'éprouvette a enduré jusqu'à la rupture.

Tous les essais ont été réalisés en contrôle de déformation totale axiale, avec un rapport de déformation ($R_\varepsilon = \varepsilon_{min}/\varepsilon_{max}$) dépendant du type d'essai réalisé. Nous définissons la déformation totale comme la somme de la déformation mécanique (imposée par la machine) et de la déformation thermique (dilatation et contraction de l'éprouvette). Pour les essais isothermes, la déformation totale se réduit à la déformation mécanique.

II.3.a. Fatigue oligocyclique anisotherme

L'essai de fatigue oligocyclique anisotherme est réalisé sur une machine électromécanique de marque Inströn, d'une capacité en charge de ± 50 kN. Pour cet essai, l'asservissement de la machine est conduit en boucle fermée sur une consigne externe générée par un micro-ordinateur, tandis que le pilotage est réalisé en boucle ouverte.

La première version du dispositif expérimental de fatigue mécano-thermique a été mise au point par Malpertu (1983). Un micro-ordinateur Apple II-e générait les consignes du cycle mécano-thermique, tandis qu'un second, plus ou moins synchrone, effectuait l'acquisition de certaines données expérimentales.

En 1990, l'essor et l'accroissement vertigineux des performances de la micro-informatique (combinée à l'arrivée de l'auteur) ont permis une importante évolution du dispositif expérimental se traduisant par la substitution d'un seul micro-ordinateur (Macintosh II-ci) aux deux micro-ordinateurs usuels et par la réécriture du programme de pilotage/acquisition de données dans un langage orienté objet. Dans sa nouvelle configuration, le dispositif informatique gère simultanément le pilotage et l'acquisition des paramètres de l'essai, ainsi que les critères d'arrêt tels que les dépassements des seuils de charge, de déformation, etc… Mais le principal avantage de cette évolution réside dans la modularité du programme de pilotage/acquisition qui permet la réalisation de tout type d'essai : isotherme, anisotherme *en-phase* ou *hors-phase*, anisotherme à chargement complexe,… (Köster et al., 1992). Le schéma de principe du dispositif expérimental est représenté sur la figure II-3, et une vue d'ensemble de l'installation est montrée à la figure II-4. Sans trop entrer dans les détails, disons simplement que le micro-ordinateur génère simultanément deux cycles synchrones en température et en déformation mécanique, et acquiert en temps réel la contrainte, la déformation mécanique, la température, la valeur du potentiel mesurée par le suiveur électrique de fissure et le temps. Les paramètres qui définissent la forme

des cycles sont définis en début d'essai, alors que ceux qui permettent le suivi de l'essai sont accessibles et modifiables à tout moment.

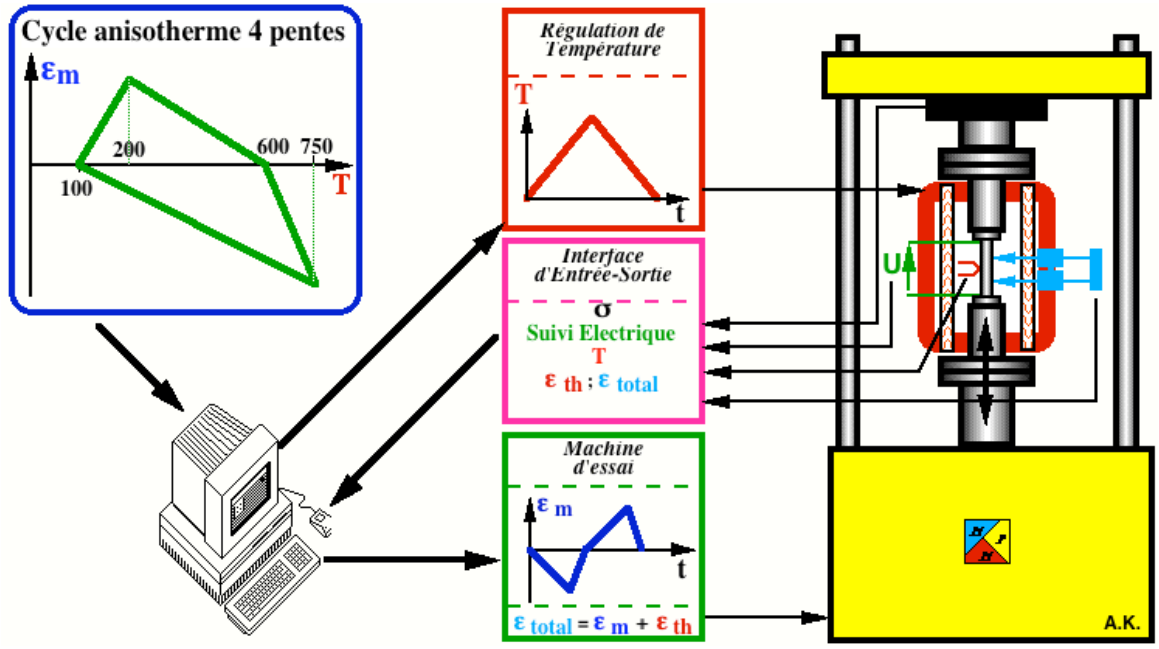


Figure II-3 : Schéma de principe de l'essai de fatigue oligocyclique anisotherme.

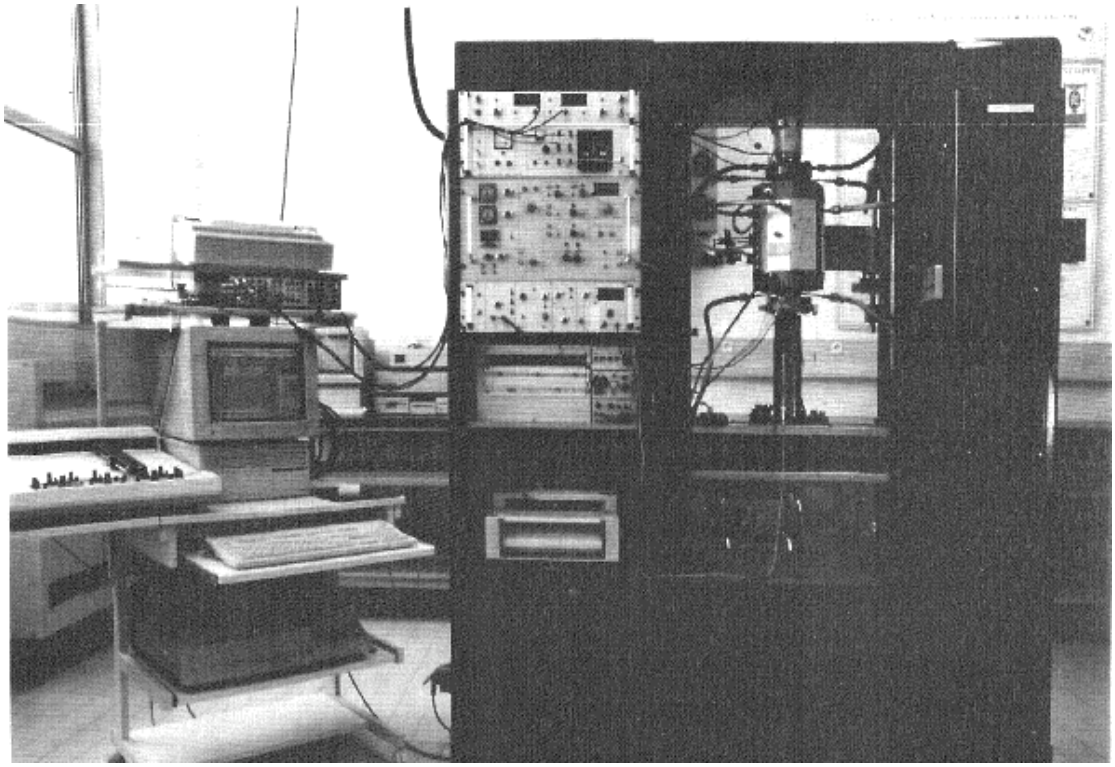


Figure II-4 : Vue d'ensemble du dispositif de fatigue oligocyclique anisotherme.

Le cycle mécano-thermique que nous avons utilisé dans le cadre de cette étude a été défini pour représenter les conditions de sollicitation en service d'un élément de volume d'une aube de turbopompe hydrogène du moteur Vulcain devant équiper ARIANE 5. Il est cependant simplifié par rapport au problème industriel, puisque nous faisons abstraction de l'environnement

(hydrogène et oxygène liquides) et des températures cryogéniques qui en résultent. En fait, nous nous intéressons essentiellement aux aubes de la partie propulsive de la turbopompe hydrogène dont l'énergie nécessaire à son fonctionnement est fournie par des gaz de combustion créés dans un générateur de gaz. La séquence de démarrage du moteur se traduit pour ces aubes par des variations de température s'étendant d'environ 0°C à 750°C. Une concertation entre la SEP, le CNES et le Centre Des Matériaux a permis de retenir un cycle mécano-thermique que nous présentons à la figure II-5, et dont la mise en œuvre, en l'absence d'hydrogène et d'oxygène, peut s'effectuer sur des installations classiques.

Pour ce cycle que nous appellerons cycle *astronautique*, la température varie de 100°C à 750°C, le pic en compression étant atteint au chauffage à 750°C, et le pic en tension au refroidissement à 200°C. Pendant le cyclage thermique, nous imposons à cette éprouvette une déformation mécanique de rapport R_ε=-2 ($R_\varepsilon=\varepsilon_{min}/\varepsilon_{max}$). La déformation mécanique est nulle à 100°C. Au chauffage, l'éprouvette est déformée en compression jusqu'à un minimum à 750°C. Au refroidissement, la déformation s'annule à 600°C et atteint un maximum à 200°C avant de décroître pour s'annuler à 100°C. Afin d'avoir un champ de température uniforme dans tout le volume utile de l'éprouvette, la période du cycle a été fixée à 260 s. Ainsi, la vitesse de chauffage et de refroidissement de l'éprouvette est de 5°C/s.

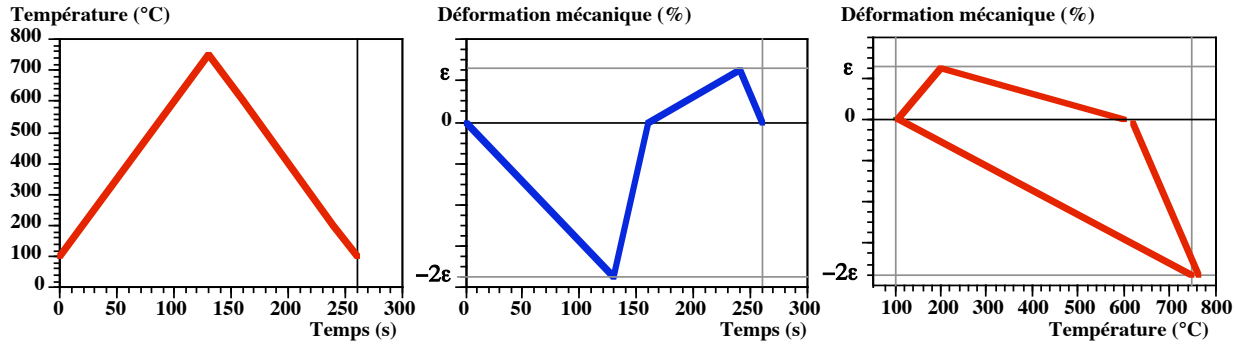


Figure II-5 : Cycle *astronautique* de fatigue oligocyclique anisotherme.

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

$$\varepsilon_t = \varepsilon_m + \varepsilon_{th} \qquad \text{II.1}$$

La déformation thermique ε_{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'imposer la déformation mécanique souhaitée. Pour évaluer la déformation inélastique, nous considérons la variation du module de Young avec la température tout en rendant compte des effets visqueux intervenant à haute température, ce qui ce traduit par la relation suivante :

$$\Delta\varepsilon_{in} = \max\left(\varepsilon_{m_i} - \frac{\sigma_i}{E(T_i)}\right) - \min\left(\varepsilon_{m_i} - \frac{\sigma_i}{E(T_i)}\right) \qquad \text{II.2}$$

où ε_{mi}, σ_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,

puis nous effectuons une régression polynomiale de degré 3 afin de calculer la valeur du module d'Young à chaque température T_i acquise. La formulation typique de l'évolution du module de Young en fonction de la température est alors définie par :

$$E(T_i) = a\,T_i^3 + b\,T_i^2 + c\,T_i + E_0 \qquad \text{II.3}$$

II.3.b. Fatigue oligocyclique isotherme

Les essais de fatigue oligocyclique isotherme sont réalisés en complément des essais anisothermes afin d'expliquer les effets de certains paramètres tels que la fréquence ou l'environnement qui ne peuvent être abordés en conditions anisothermes. Compte tenu de la définition du cycle anisotherme, nous avons retenu deux températures pour nos essais isothermes: 200°C et 750°C. La forme des cycles de déformation mécanique que nous appliquons aux éprouvettes est fortement inspiré de la fatigue mécano-thermique. A 200°C nous imposons une déformation mécanique variant entre 0 et +ε (R_ε= 0), alors qu'à 750°C celle-ci est comprise entre 0 et -ε (R_ε= 0). Les fréquences associées à chaque température sont différentes, à savoir 0,01 Hz pour 200°C et 6,25 10^{-3} Hz pour 750°C. Au sein de chaque type de cycle, les vitesses de chargement et de déchargement sont différentes comme cela est illustré sur la figure II-6.

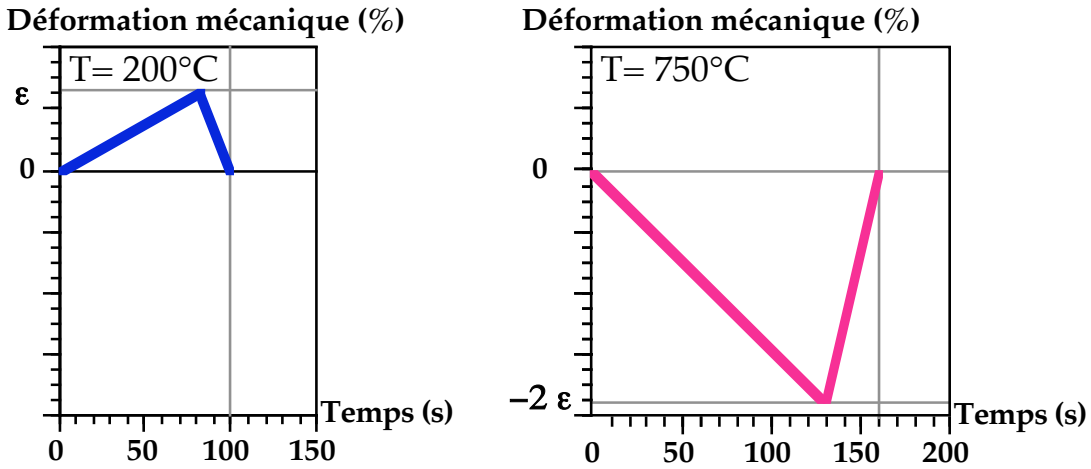


Figure II-6 : Cycles de base des essais de fatigue oligocyclique isotherme.

A la température de 200°C, les essais sont réalisés sous air; pour la température de 750°C, une série d'éprouvette est testée sous air, et une autre sous vide afin d'étudier les effets de l'oxydation sur la durée de vie et l'endommagement du matériau. Les conditions particulières des essais sous vide sont exposées plus loin dans ce chapitre.

Afin d'étudier les effets de la fréquence de sollicitation sur l'endurance et les mécanismes d'endommagement des éprouvettes, il convient de tester le Superwaspaloy à d'autres fréquences. A 200°C, les propriétés mécaniques du matériau sont telles qu'il est très peu sensible à l'effet de fréquence. Par contre, les caractéristiques mécaniques du Superwaspaloy à 750°C laissent présager d'une grande sensibilité à la fréquence de sollicitation. De ce fait, nous avons testé notre matériau à deux autres fréquences pour la température de 750°C. Afin d'obtenir des résultats significatifs en termes de durée de vie, nous avons retenu les fréquences de 0,1 Hz et 1 Hz. Le

cycle de déformation mécanique est cette fois triangulaire symétrique entre 0 et -ε comme on peut le constater sur la figure II-7.

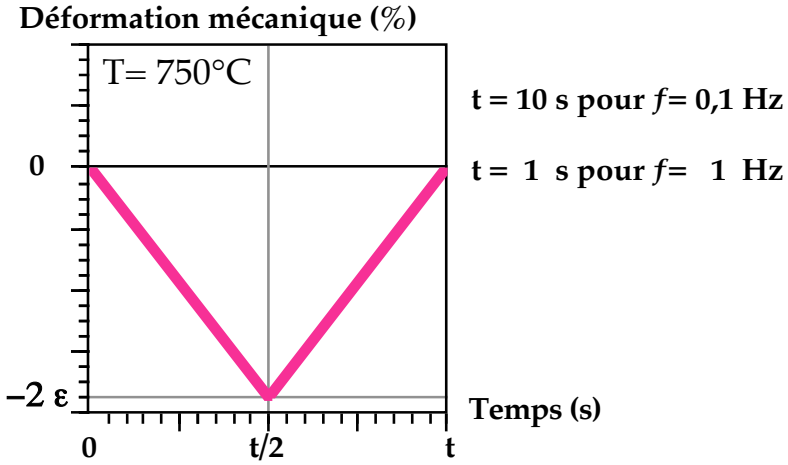


Figure II-7 : Cycle de déformation mécanique à 750°C pour f= 0,1 Hz et f= 1 Hz.

Pour réaliser ces essais, nous avons eu recours à quatre machines de fatigue, chacune étant utilisée en raison de ses capacités. Les essais à basse fréquence (200°C / 0,01 Hz et 750°C / 6,25 10^{-3} Hz) sont réalisés sur une machine électromécanique à vis de marque Inströn, d'une capacité en charge de ± 50 kN. Le pilotage de cette machine est réalisé par le module isotherme du programme décrit dans le cadre de la fatigue anisotherme; l'asservissement s'effectue en boucle fermée sur la consigne délivrée par le micro-ordinateur.

Pour les autres essais, le pilotage et l'asservissement sont réalisés par la machine elle-même, en boucle fermée via un générateur de rampe triangulaire. Il suffit de régler les valeurs des consignes hautes et basses en déformation mécanique et d'ajuster soit la vitesse de déplacement de la traverse, soit la période de cyclage afin d'obtenir la fréquence souhaitée. Ainsi, une machine de fatigue électromécanique de marque Zwick, d'une capacité en charge de ± 50 kN, a été utilisée pour la réalisation des essais de fatigue oligocyclique isotherme à 0,1 Hz en imposant la vitesse de déplacement de la traverse. Les essais de fatigue oligocyclique isotherme à 1 Hz ont été menés sur une machine hydraulique de marque Schenck, d'une capacité en charge de ± 160 kN en imposant directement la période de cyclage.

Enfin, les résultats sous vide sont obtenus en utilisant une machine hydraulique de marque Inströn, équipée d'une cellule de charge de ± 50 kN. Cette machine équipée d'une servo-valve à faible débit, permet la réalisation d'essai à faible fréquence (6,25 10^{-3} Hz dans notre cas). Le cycle de fatigue est imposé à l'éprouvette par l'intermédiaire d'un générateur numérique de signal entièrement paramétrable. Le dispositif expérimental est quasiment identique à celui que nous avons présenté précédemment, la seule différence résidant dans le fait que l'éprouvette, le four et le système d'extensométrie sont placés dans une enceinte conçue pour réaliser les essais sous vide (figure II-8). Le chauffage n'est effectué que lorsque la pression à l'intérieur de l'enceinte est inférieure à 5 mPa (3,75 10^{-5} Torr). La montée en température est effectuée par incrément d'amplitude variable de façon à limiter l'oxydation de l'éprouvette. A chaque température intermédiaire, nous effectuons un palier isotherme tant que la pression d'air de l'enceinte est

supérieure à 5 mPa. Une fois la mise en température effectuée, la procédure expérimentale est identique à celle d'un essai sous air.

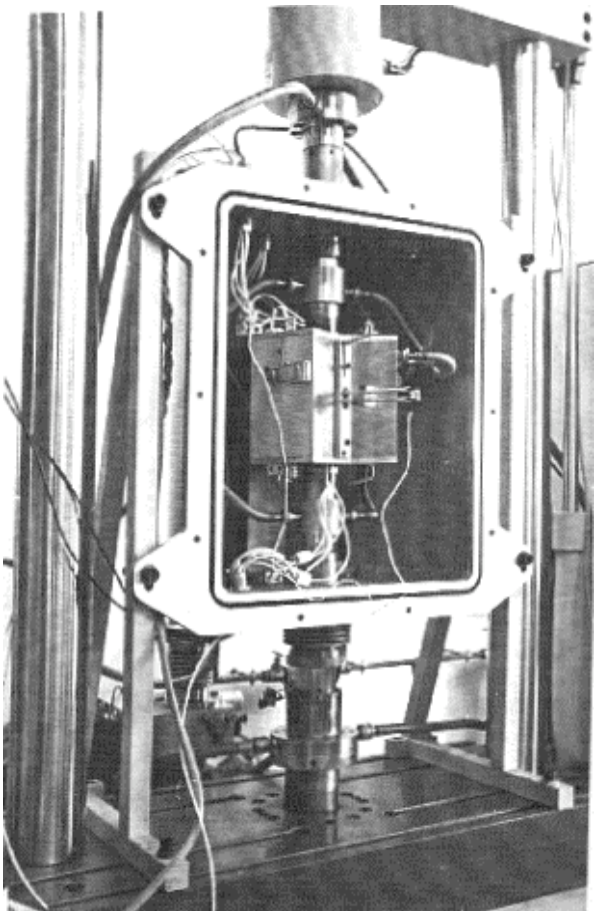


Figure II-8 : Enceinte à vide et dispositif extensométrique monté sur le four à lobes.

Outre les enregistrements sur papier, un programme d'acquisition développé à partir du langage objet LabView 2 permet d'enregistrer la contrainte, la déformation mécanique, la différence de potentiel mesurée par le suiveur de fissure et le temps, via une carte d'acquisition analogique de marque National Instrument et un micro-ordinateur Apple Macintosh II-ci. Le dépouillement des essais est réalisé par une procédure semi-automatique de traitement des fichiers informatiques qui consiste en une feuille de calcul développée dans un tableur du commerce (Wingz™ ou ClarisResolve™).

Les principales grandeurs caractérisant la réponse mécanique d'un matériau soumis à un chargement cyclique isotherme sont définies à partir des boucles d'hystérésis stabilisées contrainte-déformation représentées sur la figure II-9. A gauche, nous avons schématisé une boucle typique obtenue à basse température ou à haute température et fréquence élevée. A partir de cette boucle nous pouvons définir les grandeurs suivantes :

$$\Delta\varepsilon_m = \Delta\varepsilon_e + \Delta\varepsilon_{in} = \frac{\Delta\sigma}{E} + \Delta\varepsilon_{in} \qquad \text{II.4}$$

où $\Delta\varepsilon_m$ est l'amplitude de déformation mécanique (ou totale dans le cas isotherme) imposée pendant l'essai, $\Delta\varepsilon_e$ est l'amplitude de déformation élastique, $\Delta\varepsilon_{in}$ est l'amplitude de déformation inélastique, $\Delta\sigma$ est l'amplitude de contrainte résultante et E le module d'Young de l'éprouvette.

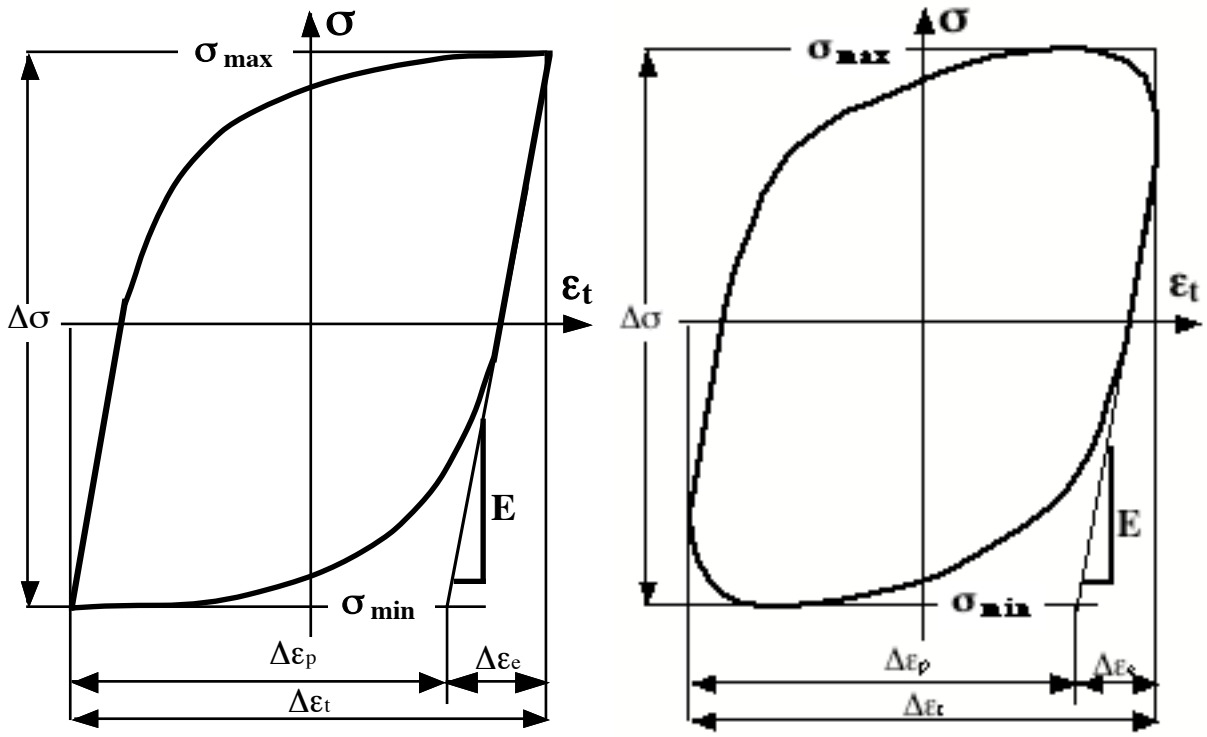


Figure II-9 : Allure typique des boucles contrainte-déformation mécanique obtenues en fatigue oligocyclique isotherme : -a) à basse température ou fréquence élevée;
-b) à haute température.

Néanmoins, cette définition ne permet pas de prendre en compte les effets visqueux intervenant à très haute température. Ces effets visqueux se traduisent souvent par un décalage dans le temps de la valeur maximale (ou minimale) de la contrainte et respectivement de la valeur maximale (ou minimale) de la déformation mécanique. Dans un tel cas, comme l'illustre la boucle schématisée à droite de la figure II-9, la définition énoncée précédemment minimise la déformation inélastique subie par l'éprouvette. Pour prendre en compte de tels effets nous avons donc choisi, lors du dépouillement de nos essais, la définition suivante de la déformation inélastique :

$$\Delta\varepsilon_{in} = \max\left(\varepsilon_{m_i} - \frac{\sigma_i}{E}\right) - \min\left(\varepsilon_{m_i} - \frac{\sigma_i}{E}\right) \qquad \text{II.5}$$

où ε_{mi}, σ_i sont les valeurs de la déformation mécanique et de la contrainte acquise à l'instant $t = t_i$ du cycle.

Cela est très facilement réalisable grâce à l'outil informatique, tandis que graphiquement, il faut d'abord amener les tangentes, de pente égale au module d'Young mesuré au début de l'essai, à la boucle $\sigma-\varepsilon_m$, puis mesurer la distance les séparant parallèlement à l'axe des abscisses comme cela est illustré sur la figure II-9.

D'autre part, nous définissons l'amplitude de contrainte, $\Delta\sigma$, et la contrainte moyenne, $\overline{\sigma}$, de la manière suivante :

$$\Delta\sigma = \sigma_{max} - \sigma_{min} \quad \text{et} \quad \overline{\sigma} = \frac{\sigma_{max} + \sigma_{min}}{2} \qquad \text{II.6}$$

où σ_{max} représente la contrainte maximale de traction et σ_{min} la contrainte minimale de compression. Nous conserverons cette définition de la contrainte moyenne tout au long de ce document, quel que soit le type d'essai considéré.

II.4. RESULTATS EXPERIMENTAUX

Dans ce paragraphe, nous présentons d'abord les résultats de durée de vie en fatigue oligocyclique anisotherme, puis en fatigue oligocyclique isotherme. Dans cette seconde partie, nous aborderons plus particulièrement les effets de la température, de la fréquence et de l'environnement. Enfin, nous terminerons par une comparaison des résultats d'endurance de fatigue anisotherme et isotherme pour en dégager les mécanismes d'endommagement du Superwaspaloy sous de telles sollicitations thermo-mécaniques.

II.4.a. Fatigue oligocyclique anisotherme

Pour rendre compte des résultats expérimentaux de la fatigue oligocyclique anisotherme, nous avons retenu les caractéristiques mécaniques suivantes : $\Delta\varepsilon_m$, $\Delta\varepsilon_{in}$, $\Delta\sigma$ et N_f. Les résultats sont regroupés dans le tableau II.1, et leur obtention est expliquée dans les lignes qui suivent.

Tableau II.1 : Résultats des essais de fatigue oligocyclique anisotherme.

Essai	Fréquence (Hz)	$\Delta\varepsilon_m$ (%)	$\Delta\varepsilon_{in}$ (%)	$\Delta\sigma$ (MPa)	N_f (Cycle)	Référence éprouvette
FMT 100-750	$3{,}85\ 10^{-3}$	1,38	0,410	1915	159	SW2/245
FMT 100-750	$3{,}85\ 10^{-3}$	1,05	0,230	1643	401	SW3/245
FMT 100-750	$3{,}85\ 10^{-3}$	2,22	1,216	2330	37	SW4/245
FMT 100-750	$3{,}85\ 10^{-3}$	0,80	0,105	1420	1595	SW5/245

La valeur de l'amplitude de déformation mécanique ($\Delta\varepsilon_m$) est un paramètre imposé pour chaque essai (contrôle de déformation), et la durée de vie résulte du critère énoncé précédemment. Les valeurs d'amplitude de déformation inélastique ($\Delta\varepsilon_{in}$) et d'amplitude de contrainte ($\Delta\sigma$) sont calculées à partir des boucles contrainte-déformation. Pour que ces deux dernières grandeurs soient représentatives de chaque essai, elle doivent correspondre au comportement stabilisé du matériau; c'est-à-dire au moment où nous n'observons plus d'évolution des contraintes maximales et minimales. Dans ce cas, l'amplitude de contrainte, la contrainte moyenne et par conséquent l'amplitude de déformation inélastique sont constantes au fil des cycles.

Sur la figure II-10, nous avons reporté l'évolution des contraintes maximales et minimales au cours des essais anisothermes. Nous pouvons y constater que le comportement du Superwaspaloy ne se stabilise pas avant la demi durée de vie ($N_f/2$) pour chaque niveau de déformation, si l'on fait abstraction des chutes de contrainte apparaissant lors des derniers cycles suite à la ruine des éprouvettes. Plus précisément, cette chute de contrainte correspond aux derniers stades de propagation rapide de la fissure principale, et résulte de la réduction de section efficace de l'éprouvette dans la zone endommagée sous l'action du pilotage en contrôle de déformation mécanique. Il est intéressant de noter que ce phénomène est d'autant plus prononcé que l'amplitude de déformation mécanique est faible. En effet, la rupture des éprouvettes intervient dans le cycle où l'on observe la chute de contrainte pour les essais à 2,22% et 1,38% de déformation mécanique, alors que pour les niveaux de déformation plus faibles, la rupture n'intervient qu'après quelques dizaines de cycles.

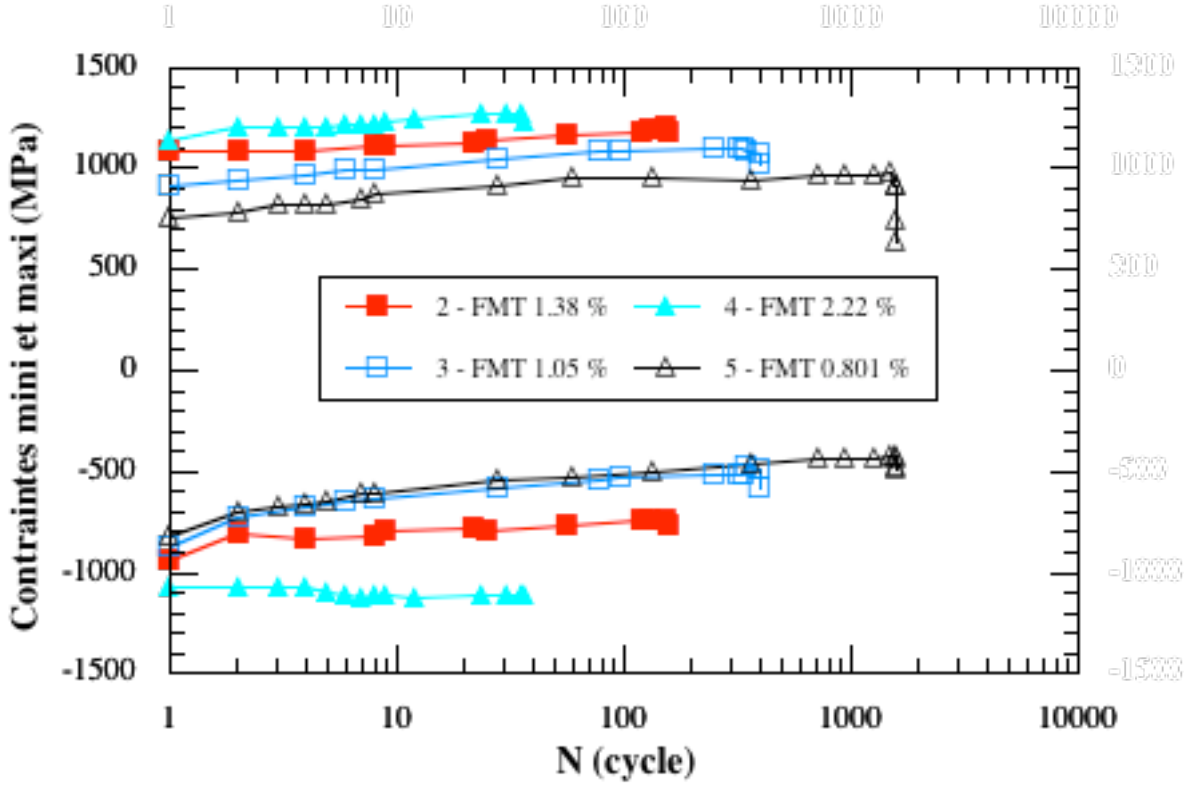


Figure II-10 : Évolution des contraintes maximales et minimales en fonction du nombre de cycles écoulés pour le Superwaspaloy testé en fatigue oligocyclique anisotherme.

Pour les trois niveaux de déformation les plus faibles, l'amplitude de contrainte se stabilise après le second cycle (figure II-11) à une valeur inférieure à celle du premier cycle. A 2,22 % de déformation mécanique, l'amplitude de contrainte ne cesse de croître pour se stabiliser à $N_f/2$. La contrainte moyenne (figure II-12) lors de la fatigue mécano-thermique est toujours positive, et elle évolue de manière différente en fonction du niveau de déformation mécanique. Nous pouvons scinder son évolution suivant deux groupes identiques aux précédents. L'essai dont l'amplitude de déformation est la plus élevée conduit à une contrainte moyenne d'environ 70 MPa qui évolue peu, alors que pour les autres essais, la contrainte moyenne ne cesse d'augmenter et ne décroît qu'en fin d'essai, juste avant la rupture des éprouvettes.

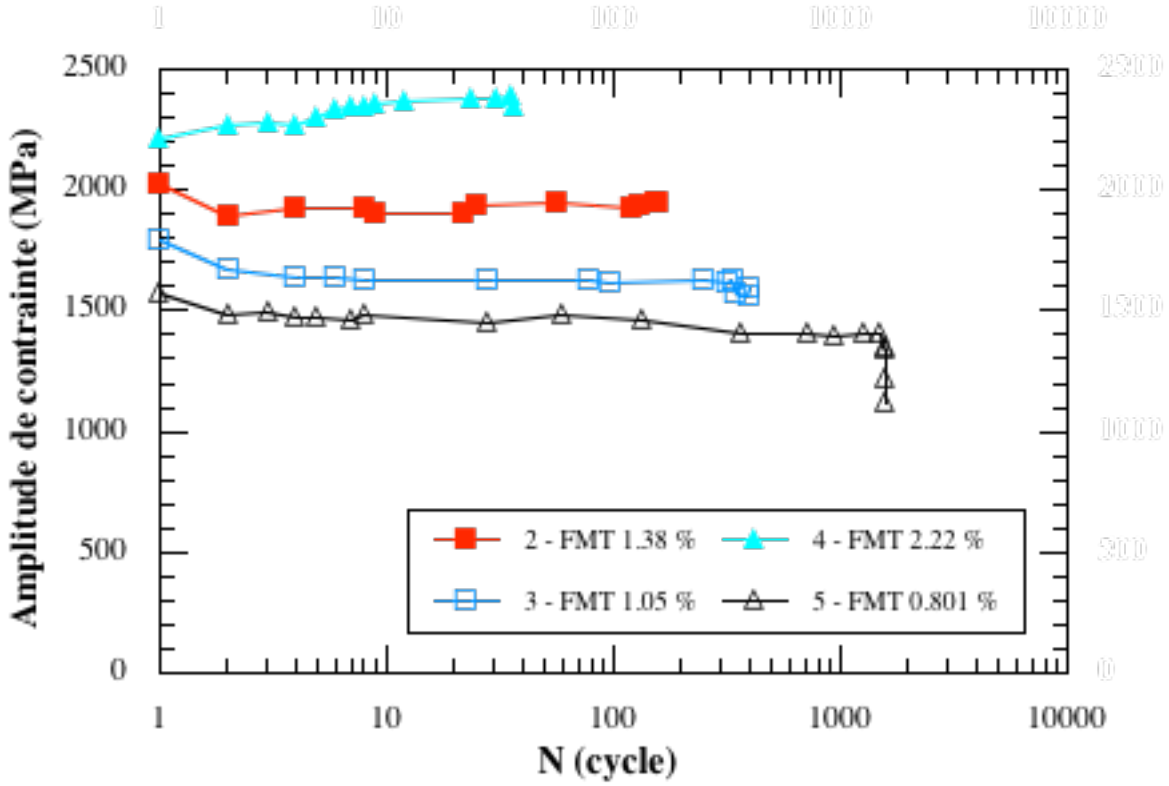


Figure II-11 : Évolution de l'amplitude de contrainte en fonction du nombre de cycles écoulés pour le Superwaspaloy testé en fatigue oligocyclique anisotherme.

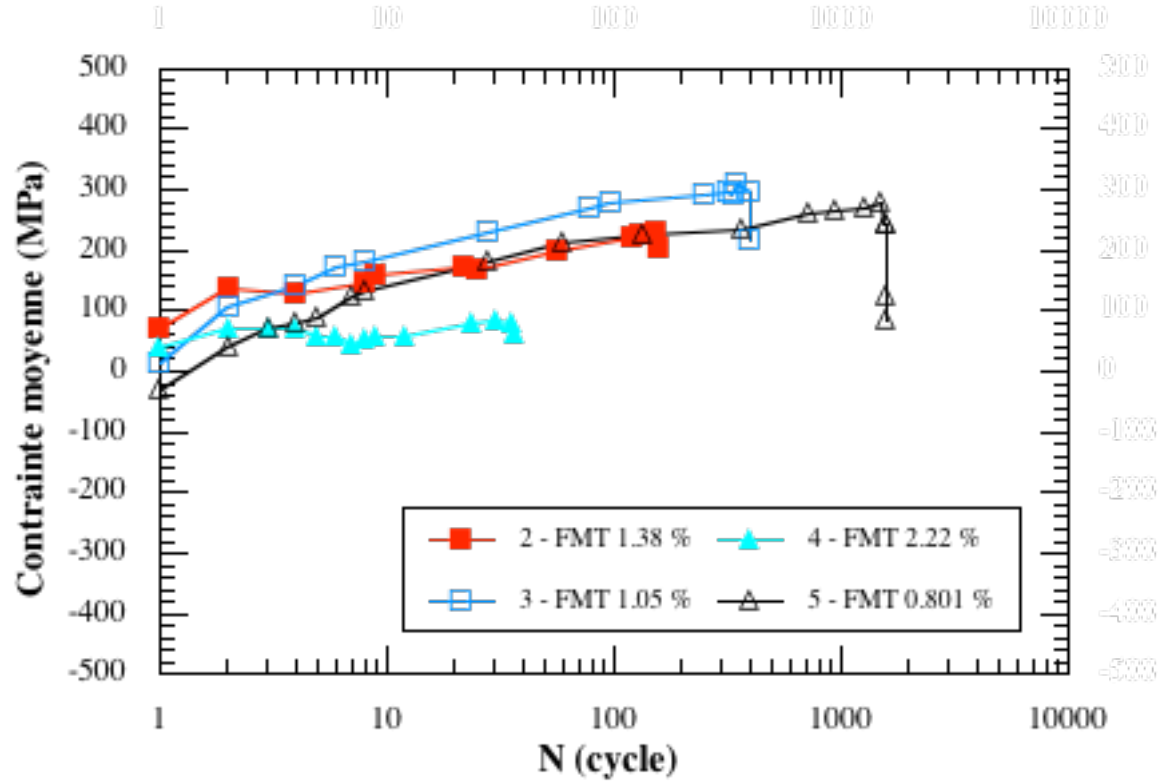


Figure II-12 : Évolution de la contrainte cyclique moyenne en fonction du nombre de cycles écoulés pour le Superwaspaloy testé en fatigue oligocyclique anisotherme.

Pour comprendre cette différence de réponse mécanique, il faut s'intéresser aux boucles contrainte-déformation reportées à la figure II-13.

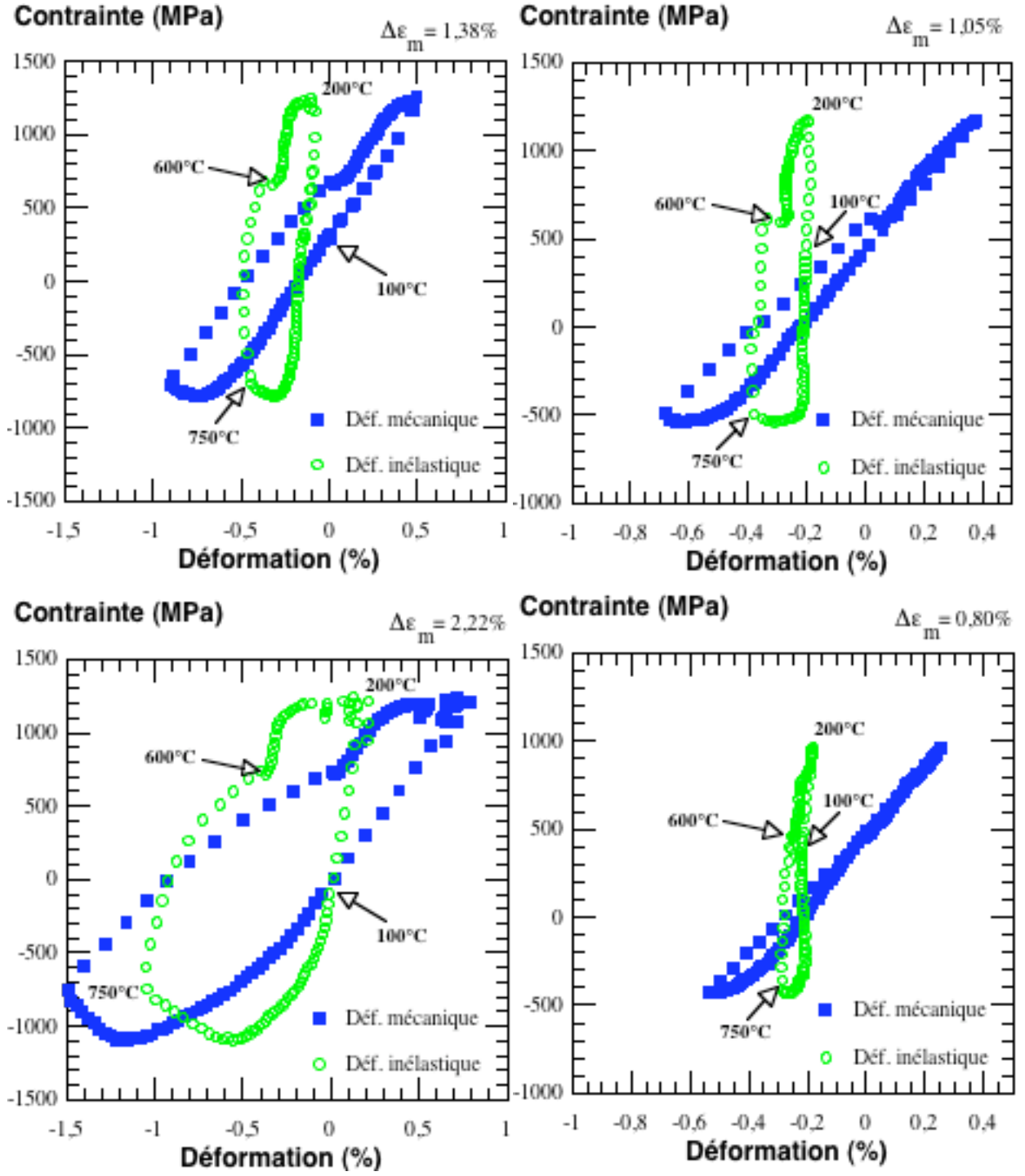


Figure II-13 : Boucles stabilisées contrainte-déformation pour l'alliage Superwaspaloy sollicité en fatigue oligocyclique anisotherme.

La forme particulière de ces boucles résulte des variations combinées du module d'élasticité (E), de la limite d'élasticité monotone ($R_{p0,2}$), et de la déformation mécanique imposée (ε_m) avec la température (T). Quelle que soit l'amplitude de contrainte, c'est durant la phase de compression, au chauffage, que la déformation inélastique est la plus importante. Le matériau a

d'ailleurs un comportement très viscoplastique au-delà de 600°C, comme en témoigne l'allure des boucles pendant la phase de compression, et lorsque la déformation mécanique s'annule à 600°C. Par comparaison, la déformation inélastique est toujours plus faible dans la partie tensile du cycle de fatigue, voire inexistante lorsque l'amplitude de déformation mécanique est inférieure à 1%. La déformation viscoplastique de compression n'est alors pas "compensée" totalement par une déformation inélastique en traction, et l'effet Bauschinger conduit à l'augmentation de la contrainte moyenne alors que l'amplitude de contrainte est constante. Ceci n'est plus vrai lorsque l'amplitude de déformation mécanique atteint 2,22 %. Dans ce cas, il semble que la déformation viscoplastique soit macroscopiquement réversible, ou plus exactement que le taux déformation inélastique lors de la compression soit équivalent à celui de la traction. Il en résulte que la contrainte moyenne n'évolue pas, alors que l'amplitude de contrainte augmente, traduisant le durcissement du matériau.

Considérons maintenant les diagrammes donnant la durée de vie en fonction des amplitudes de déformation (figure II-14) et de contrainte (figure II-15). Suivant le critère retenu, les points s'alignent différemment. Avec un critère en déformation inélastique, les résultats de fatigue anisotherme s'alignent très bien sur une droite dans un diagramme bi-logarithmique, alors qu'en terme de déformation mécanique, les points décrivent plutôt une hyperbole dans ce même diagramme. Un critère basé sur l'amplitude de contrainte conduit aussi à un alignement des points suivant une droite, mais de manière plus imparfaite que précédemment. Nous retiendrons donc qu'un critère portant sur l'amplitude de déformation inélastique est plus approprié pour prédire la durée de vie des éprouvettes soumises à la fatigue oligocyclique anisotherme.

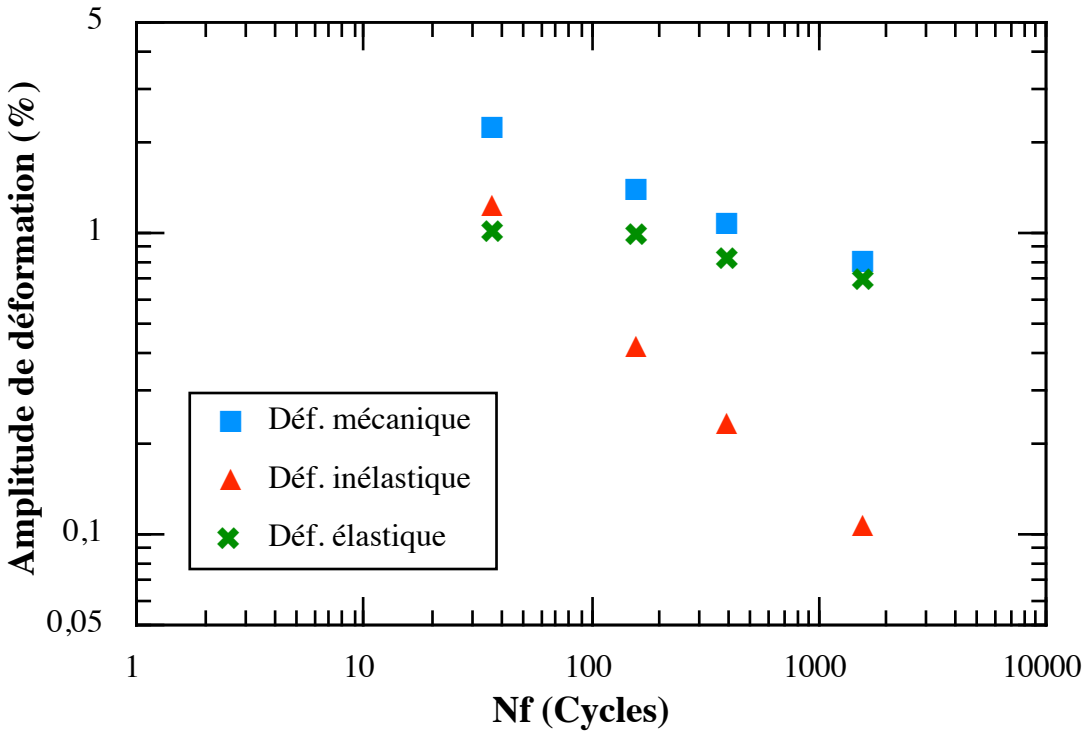


Figure II-14 : Influence des amplitudes de déformation sur la durée de vie en fatigue oligocyclique anisotherme de l'alliage Superwaspaloy.

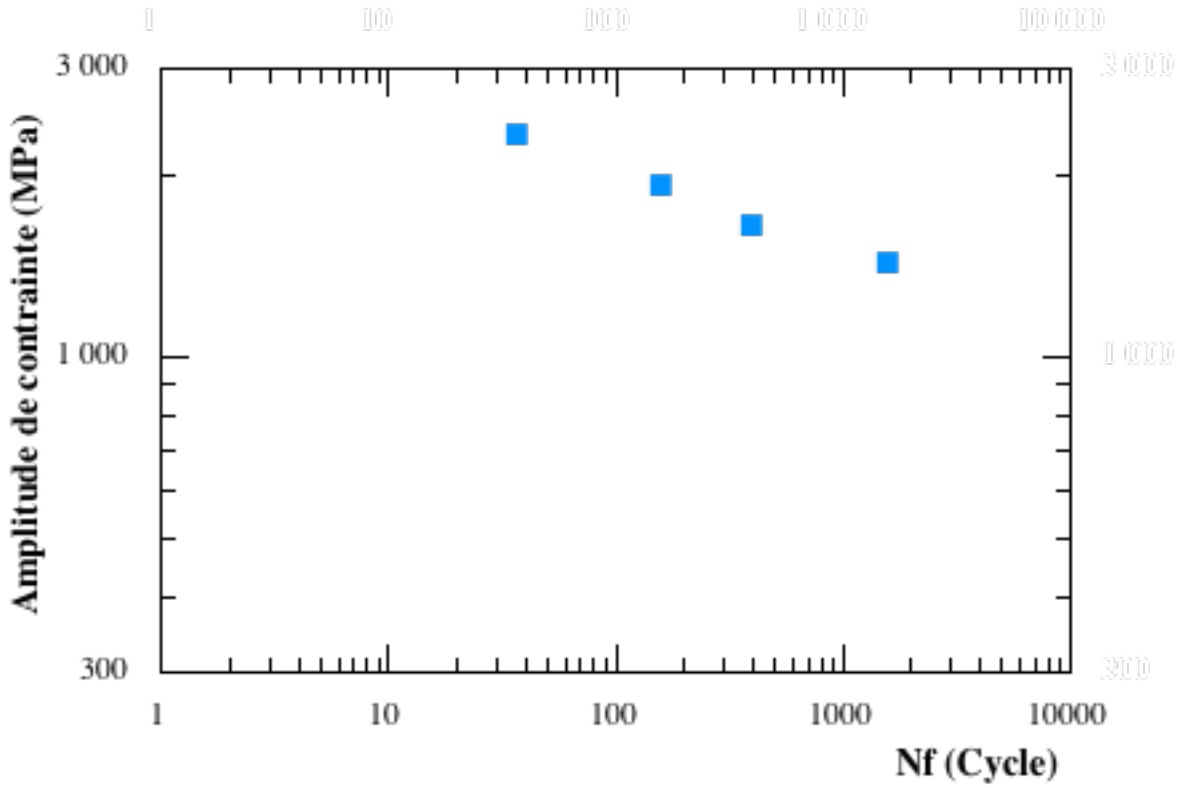


Figure II-15 : Influence de l'amplitude de contrainte sur la durée de vie en fatigue oligocyclique anisotherme de l'alliage Superwaspaloy.

Observations métallographiques

A l'issue des essais d'endurance, nous avons observé en premier lieu les fûts des éprouvettes, puis les surfaces de rupture en microscopie électronique à balayage.

Pour chaque éprouvette, la ruine peut se résumer à l'amorçage et à la propagation d'une fissure principale perpendiculairement à l'axe de chargement, et conduisant parfois à la rupture. Le fût des éprouvettes les plus fortement sollicitées ($\Delta\varepsilon_m$= 2,22 % et $\Delta\varepsilon_m$= 1,38 %) présente un endommagement généralisé de toute la zone utile sous forme de microfissures distribuées de part et d'autre des surfaces de rupture (figure II-16 a). Les éprouvettes sollicitées plus faiblement ne se sont pas rompues et l'endommagement apparaît comme très localisé dans une zone s'étendant sur environ 150 μm autour de la fissure principale (figures II-16 b et c). Le nombre de ces micro-fissures semble directement liée à l'amplitude de déformation mécanique et croît avec celle-ci.

En regardant de plus près (figures II-17 à II-19), nous nous apercevons que pour toutes les éprouvettes, la fissure principale et les microfissures sont localisées exclusivement dans les joints de grains. Il apparaît donc que l'amorçage des fissures est d'origine intergranulaire. Il est vraisemblable que les fissures principales résultent non seulement de la propagation de microfissures, mais aussi de la coalescence de plusieurs d'entre elles comme l'atteste leur allure en escalier pour les éprouvettes SW3/245 et SW5/245 sur la figure II-16.

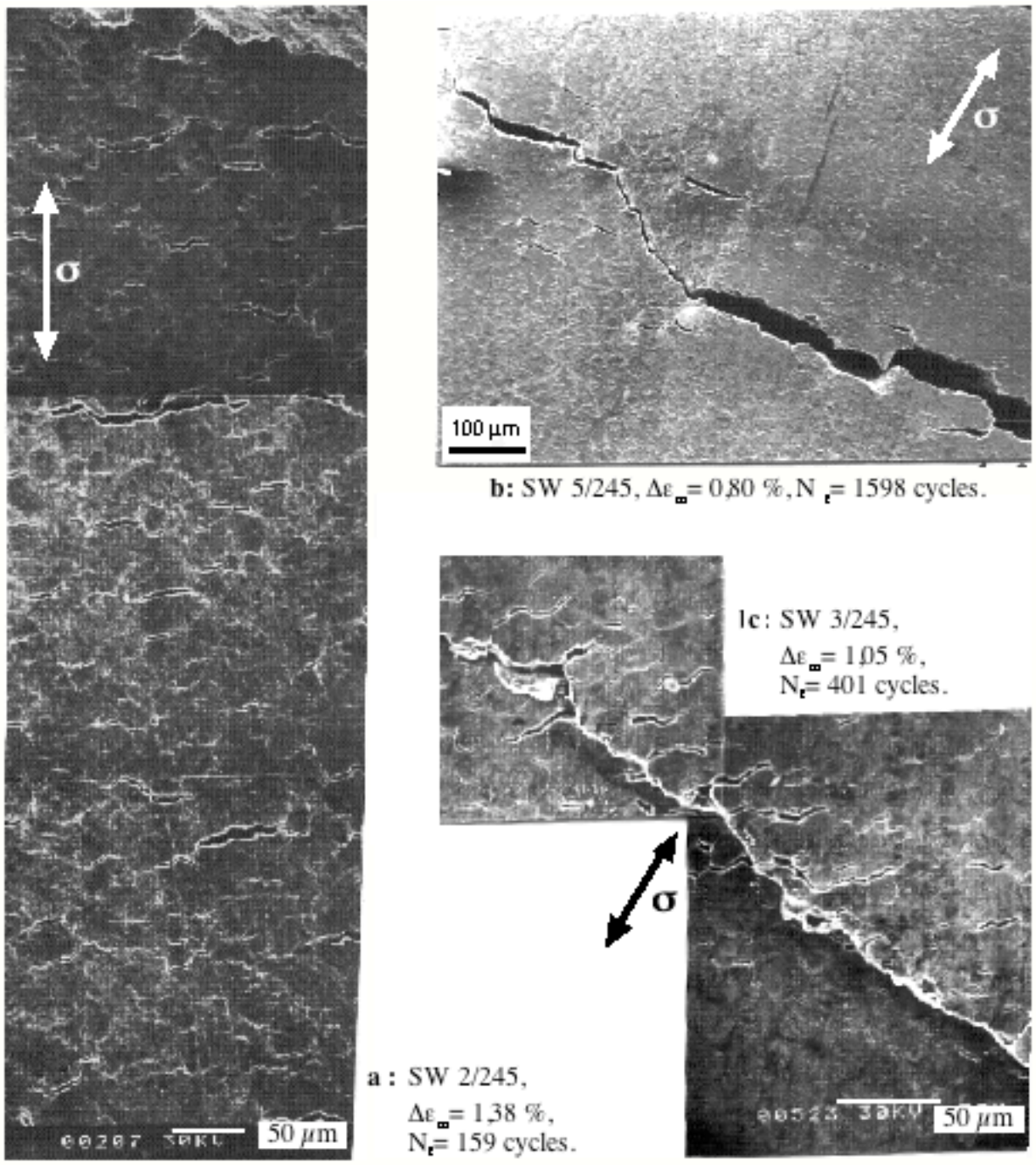


Figure II-16 : Aspect général des fûts des éprouvettes de fatigue oligocyclique anisotherme.

L'oxydation semble aussi jouer un rôle essentiel dans l'amorçage des fissures. En effet, sur le fût de l'éprouvette sollicitée à 2,22 % de déformation mécanique (figure II-17), nous observons que les joints de grains ont un relief assez prononcé correspondant à la croissance d'oxydes dans les joints. Les mêmes observations sont effectuées lorsque le niveau de déformation est de 1,05 % (figure II-18). Pour l'éprouvette dont la durée de vie est la plus longue ($\Delta\varepsilon_m$= 0,80 %, N_f= 1598 cycles), l'épaisseur du film d'oxyde à la surface rend ces observations plus difficiles. La présence des microfissures dans ces reliefs d'oxydes indique que la fissuration intervient après le

phénomène d'oxydation. L'origine de l'amorçage intergranulaire des fissures est donc probablement la fragilisation des joints de grains du matériau par l'oxydation intergranulaire. Un tel mécanisme d'oxydation pénétrante a déjà été identifié par Reuchet et al. (1983) dans le cas d'un alliage de fonderie polycristallin à base de cobalt, par Réger et al. (1988) sur un alliage de fonderie polycristallin à base de nickel (IN 100) et plus récemment par Bernède (1994) pour un alliage issu de la métallurgie des poudres, l'Astroloy.

Les observations effectuées sur le fût des éprouvettes indiquent que l'amorçage des fissures et leur propagation en surface sont intergranulaires. Mais qu'en est-il de la propagation dans le volume des éprouvettes? La figure II-20 nous renseigne sur ce point. Cette fractographie effectuée sur l'éprouvette SW 5/245 ($\Delta\varepsilon_m$= 0,80 %) est représentative des faciès de rupture obtenus en fatigue oligocyclique anisotherme. La propagation des fissures s'effectue selon un mode majoritairement intergranulaire malgré l'apparition de quelques zones de rupture transgranulaire à l'extrémité des fissures. Les zones de rupture transgranulaire sont d'autant plus nombreuses que le niveau de déformation mécanique est élevé ou que la vitesse de propagation de la fissure principale est grande. Ces deux conditions ne sont d'ailleurs pas contradictoires, puisque pour les fortes amplitudes de déformation mécanique, la rupture des éprouvettes intervient rapidement du fait même des grandes vitesses de fissuration. La présence de zones où la rupture est transgranulaire peut aussi être liée à la coalescence de plusieurs fissures très proches. La topographie caractéristique des ruptures intergranulaires est clairement mise en évidence sur les détails b et c de la figure II-20, ainsi que sur les figures II-21 et II-22. Dans le cas des essais à $\Delta\varepsilon_m$= 2,22 % et $\Delta\varepsilon_m$= 1,38 %, la rupture finale des éprouvettes se distingue de l'endommagement résultant de la fatigue par une faible rugosité des surfaces de rupture proches de la paroi intérieure des éprouvettes (figure II-21). La rupture s'apparente alors à celle que l'on observe lors d'un essai sous chargement monotone.

Des observations métallographiques, nous pouvons établir quelques tendances pour la fatigue oligocyclique anisotherme. Les fissures s'amorcent exclusivement dans les joints de grains qui sont fragilisés par l'oxydation résultant du cyclage thermique des éprouvettes. La propagation des fissures se poursuit préférentiellement suivant un mode intergranulaire. Les quelques zones de rupture transgranulaire que nous avons observées correspondent soit à la coalescence de fissures, soit à des vitesses de fissuration très élevées.

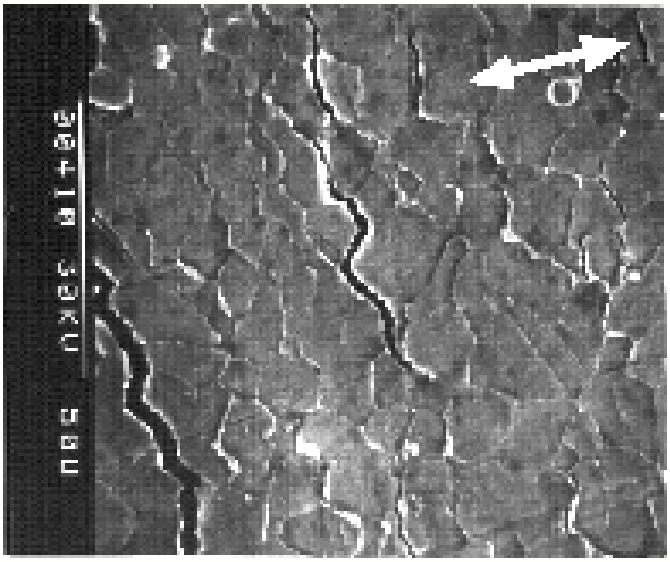


Figure II-17 : Détail de la surface de l'éprouvette SW 4/245 ($\Delta\varepsilon_m$= 2,22 %, N_f= 37 cycles).

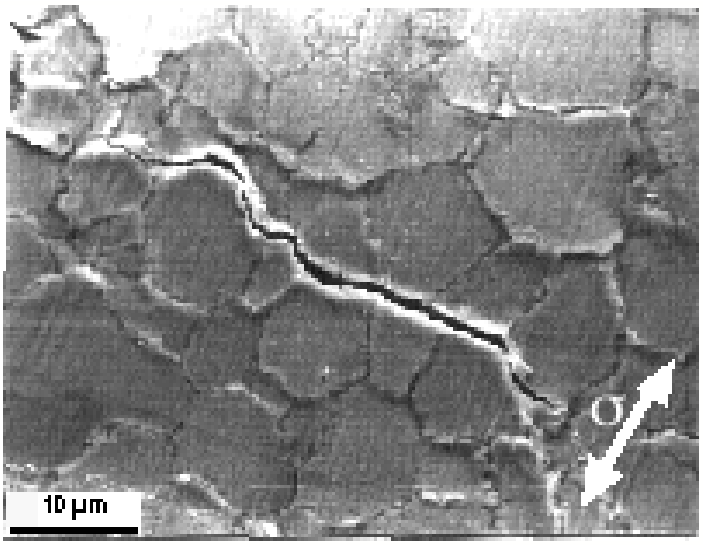


Figure II-18 : Détail de la surface de l'éprouvette SW 3/245 ($\Delta\varepsilon_m$= 1,05 %, N_f= 401 cycles).

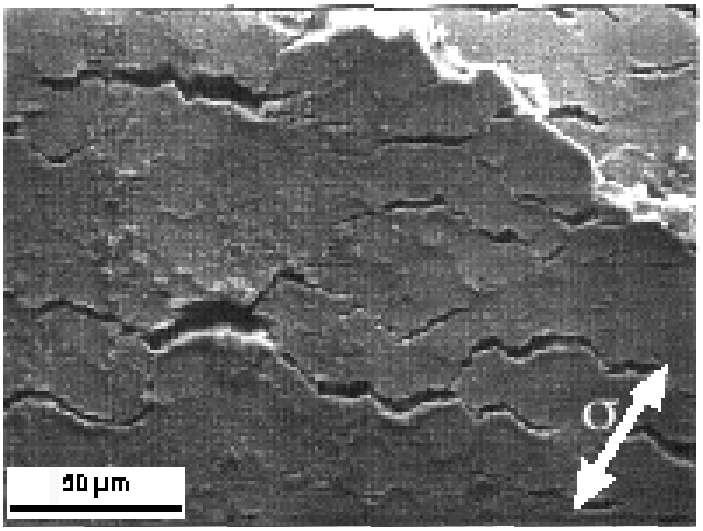


Figure II-19 : Détail de la surface de l'éprouvette SW 5/245 ($\Delta\varepsilon_m$= 0,80 %, N_f= 1598 cycles).

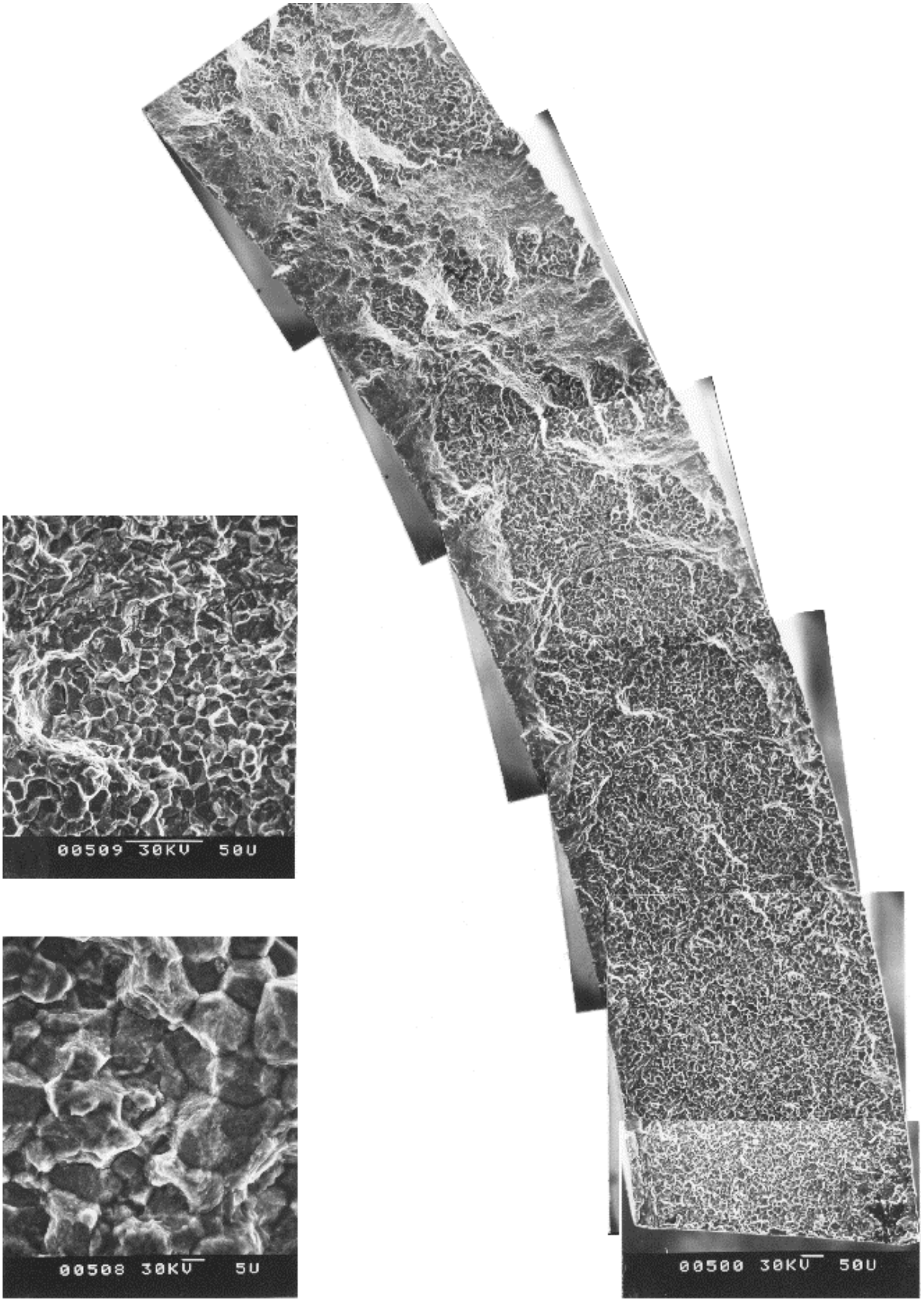


Figure II-20 : Aspect général du faciès de rupture en fatigue oligocyclique anisotherme; SW 5/245, $\Delta\varepsilon_m$= 0,80 %, N_f= 1598 cycles.

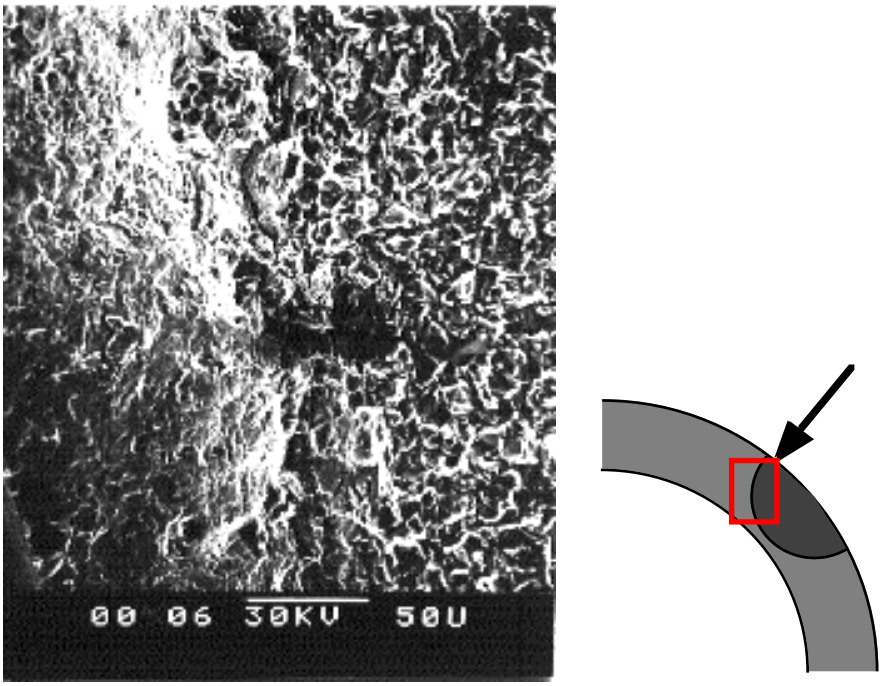


Figure II-21 : Détail du faciès de rupture de l'éprouvette de fatigue oligocyclique anisotherme SW 4/245 ($\Delta\varepsilon_m$= 2,22 %, N_f= 37 cycles).

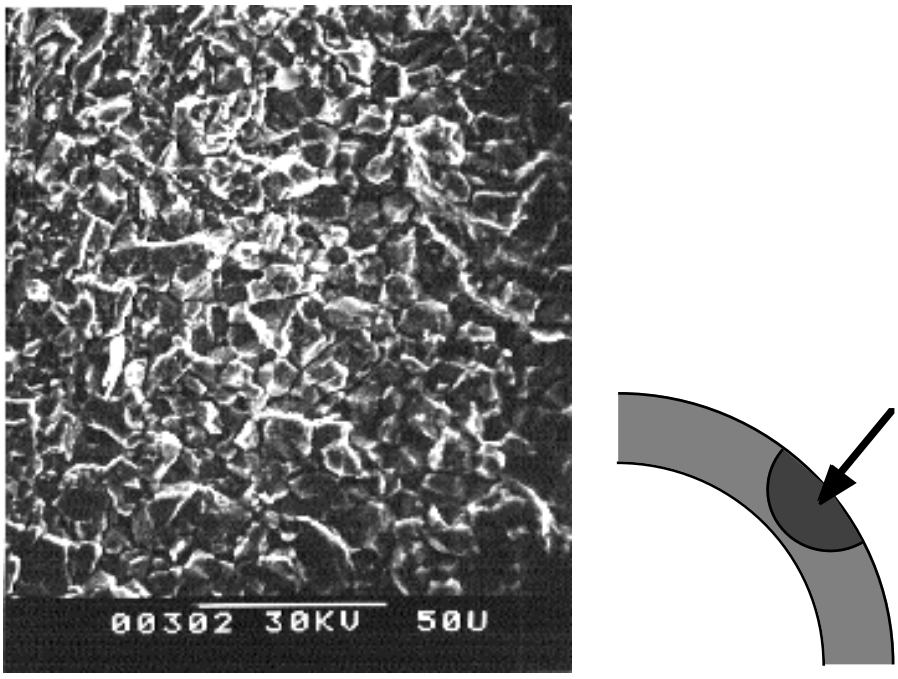


Figure II-22 : Détail du faciès de rupture de l'éprouvette de fatigue oligocyclique anisotherme SW 3/245 ($\Delta\varepsilon_m$= 1,05 %, N_f= 401 cycles).

II.4.b. Fatigue oligocyclique isotherme

Dans ce paragraphe, nous présentons d'abord le comportement cyclique du Superwaspaloy sous différentes conditions de chargement isotherme, puis nous étudierons plus particulièrement l'influence de certains paramètres sur l'endurance du matériau. Les mécanismes d'endommagement du matériau seront alors illustrés par quelques observations métallographiques.

Le Superwaspaloy a été étudié en fatigue oligocyclique isotherme à la température de 200°C pour une fréquence de sollicitation de 0,01 Hz et à 750°C aux fréquences de 6,25 10^{-3} Hz, 0,1 Hz et 1 Hz. A haute température et faible fréquence, les essais ont été réalisés sous air et sous vide.

La figure II-23 montre un échantillonnage de boucles d'hystérésis stabilisées contrainte *vs* déformation pour les différentes conditions de sollicitation isotherme. L'effet de la température apparaît assez nettement sur les boucles contrainte *vs* déformation inélastique. A 200°C la forme des boucles indique que le Superwaspaloy a un comportement élastoplastique à cette température, tandis qu'à 750°C, les boucles s'arrondissent au voisinage des contraintes maximales et minimales, traduisant l'apparition d'une composante visqueuse à haute température (750°C). Généralement les mécanismes visqueux de déformation sont d'autant plus importants que la température est élevée et que la fréquence est faible. C'est ce que nous constatons sur les boucles contrainte *vs* déformation des essais de fatigue oligocyclique réalisés à 750°C aux fréquences de 6,25 10^{-3} Hz, 0,1 Hz et 1 Hz. Toutefois, à la fréquence la plus élevée de nos essais (1 Hz), les mécanismes visqueux, bien que de moindre importance, sont toujours observés.

Les figures II-24.a, II-25.a, II-26.a et II-27.a montrent l'évolution des contraintes maximale et minimale avec le nombre de cycles écoulés pour chaque essai d'endurance isotherme à 200°C et à 750°C. Les figures II-24.b, II-25.b, II-26.b et II-27.b représentent l'évolution de la contrainte moyenne, dans les mêmes conditions. A 200°C, la réponse en contrainte de l'alliage est stable dès les tout premiers cycles, tandis qu'à 750°C, il faut attendre la demi-durée de vie pour que la réponse du matériau se stabilise. A basse température, la contrainte moyenne est quasiment nulle tout au long des essais de durée de vie. Par contre, à 750°C, la contrainte moyenne est nettement négative et varie énormément au cours des essais. Au premier cycle de chaque essai réalisé à 750°C, la valeur initiale de la contrainte moyenne s'échelonne entre -450 MPa et -100 MPa en fonction du niveau de déformation mécanique, et en fin d'essai, sa valeur finale varie entre -100 MPa et -40 MPa. A la fréquence de 1 Hz, les éprouvettes les moins sollicitées atteignent le critère de durée de vie alors que la contrainte moyenne est d'environ -250 MPa. En fait, compte tenu de la forme des cycles, ce sont les faibles valeurs de déformation inélastique qui sont à l'origine des valeurs élevées de contrainte moyenne. En l'absence de déformation inélastique, les éprouvettes seraient sollicitées élastiquement entre 0 et $-\sigma$, la contrainte moyenne serait alors de $-\sigma/2$. Lorsque l'amplitude de déformation inélastique est faible ($\Delta\varepsilon_{in} < 0{,}1$ %) la contrainte maximale est trop faible pour engendrer une déformation plastique de l'éprouvette et la contrainte moyenne n'évolue que sous l'action de l'effet Bauschinger en compression. Il en résulte d'importantes contraintes moyennes de compression.

Quelles que soient les conditions expérimentales, et du fait du pilotage en contrôle de déformation mécanique des essais, les derniers stades de propagation rapide de la fissure principale se caractérisent par une chute rapide de l'amplitude de contrainte mesurée qui correspond à la réduction de section efficace de l'éprouvette dans la zone endommagée.

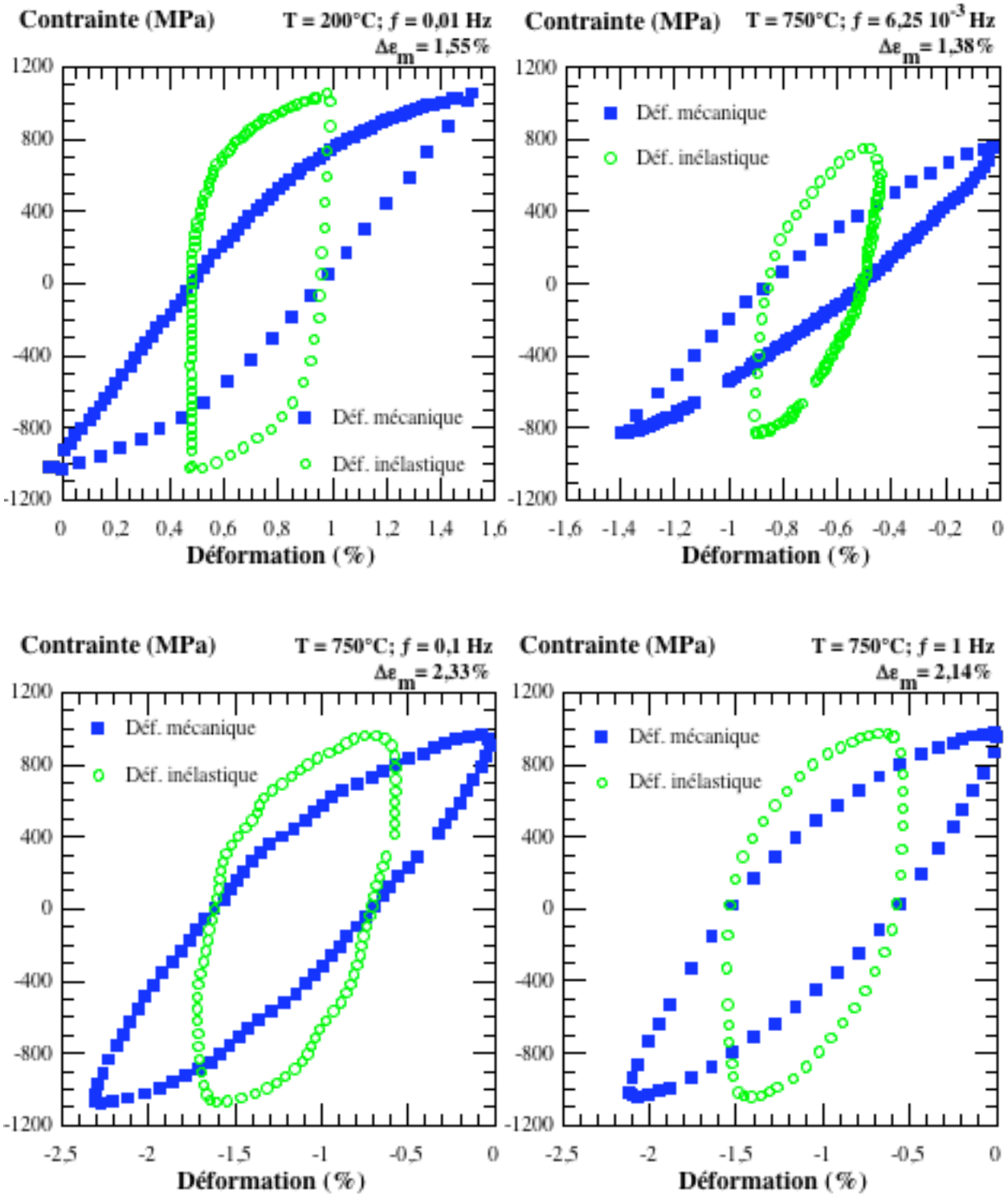


Figure II-23 : Allure des boucles stabilisées contrainte vs déformation pour les différents essais de fatigue oligocyclique isotherme.

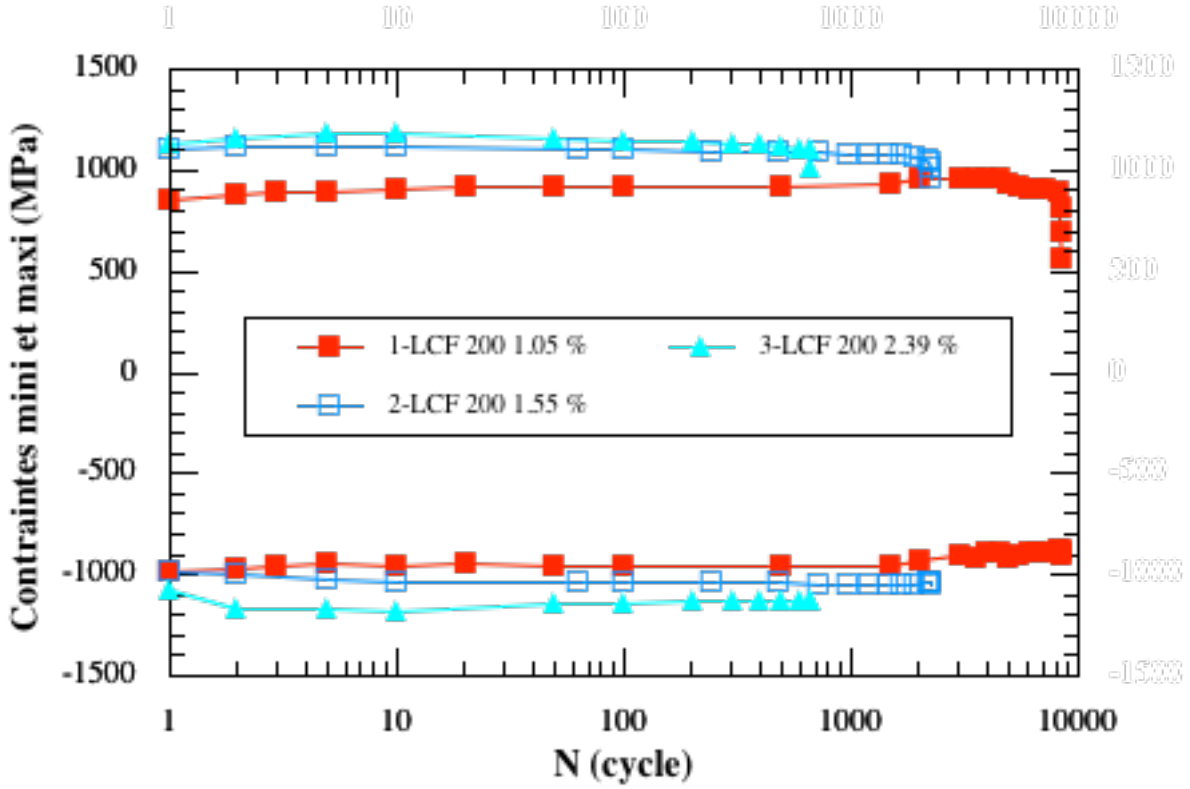


Figure II-24 a : Contraintes cycliques maximales et minimales en fonction du nombre de cycles écoulés pour le Superwaspaloy testé en fatigue isotherme à 200°C.

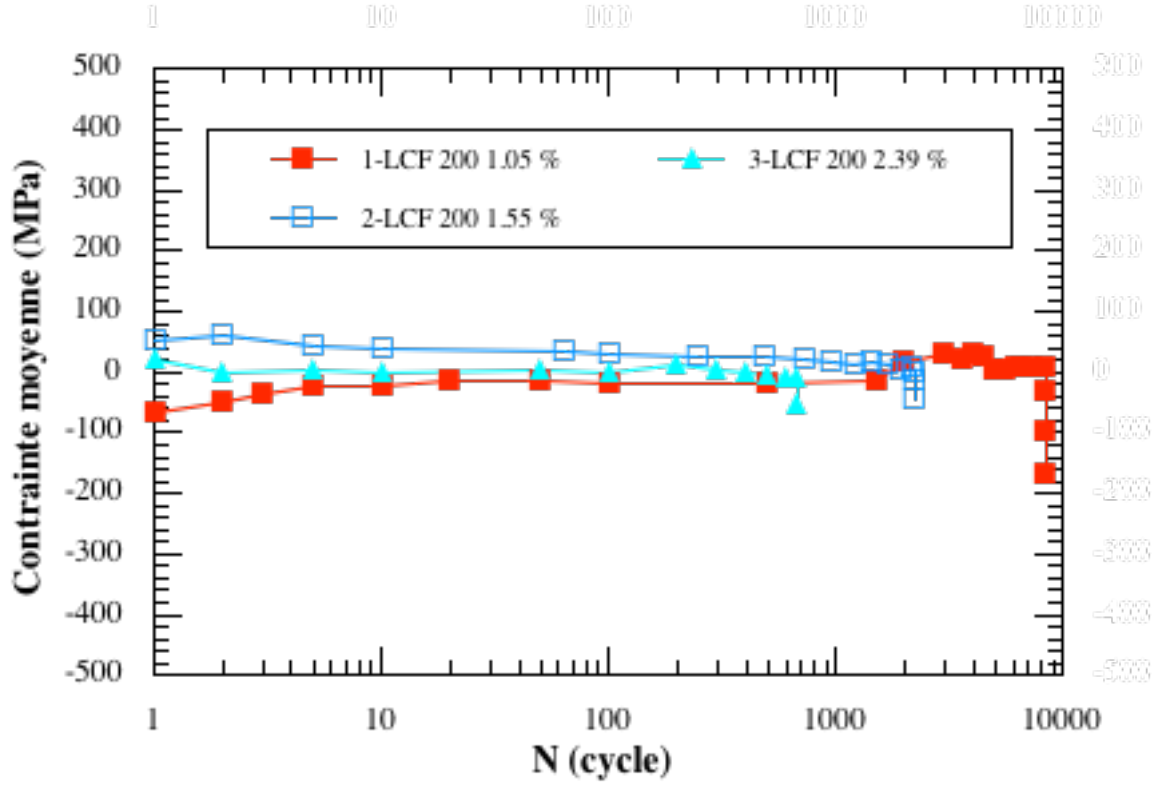


Figure II-24 b : Contraintes cycliques moyennes en fonction du nombre de cycles écoulés pour le Superwaspaloy testé en fatigue isotherme à 200°C.

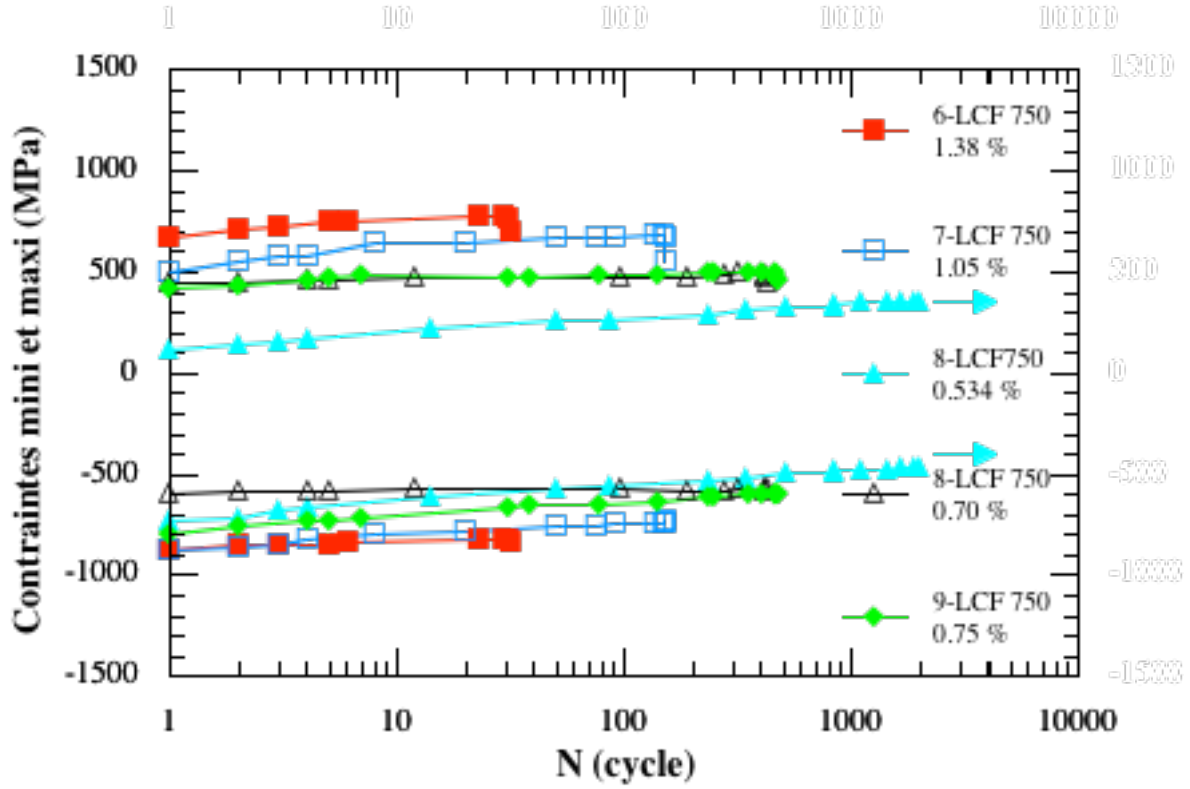


Figure II-25 a : Contraintes cycliques maximales et minimales en fonction du nombre de cycles écoulés pour le Superwaspaloy testé en fatigue isotherme à 750°C et 6,25 10^{-3} Hz.

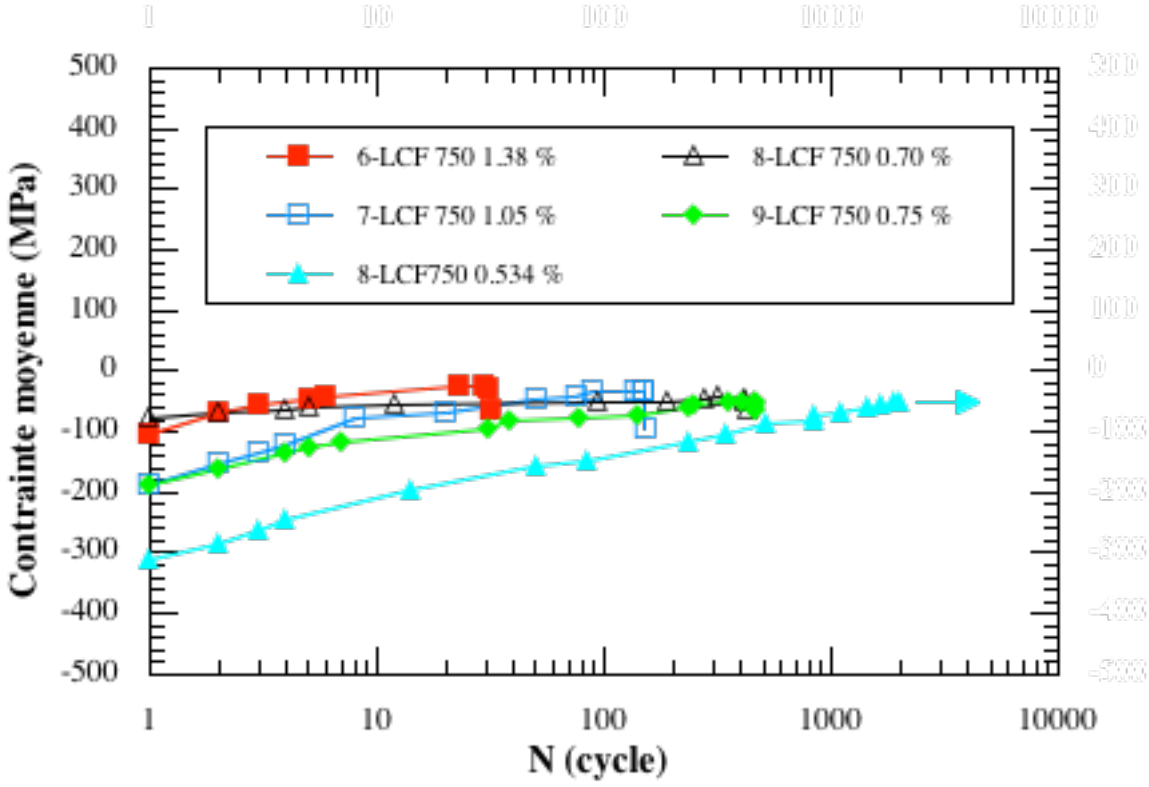


Figure II-25 b : Contraintes cycliques moyennes en fonction du nombre de cycles écoulés pour le Superwaspaloy testé en fatigue isotherme à 750°C et f= 6,25 10^{-3} Hz.

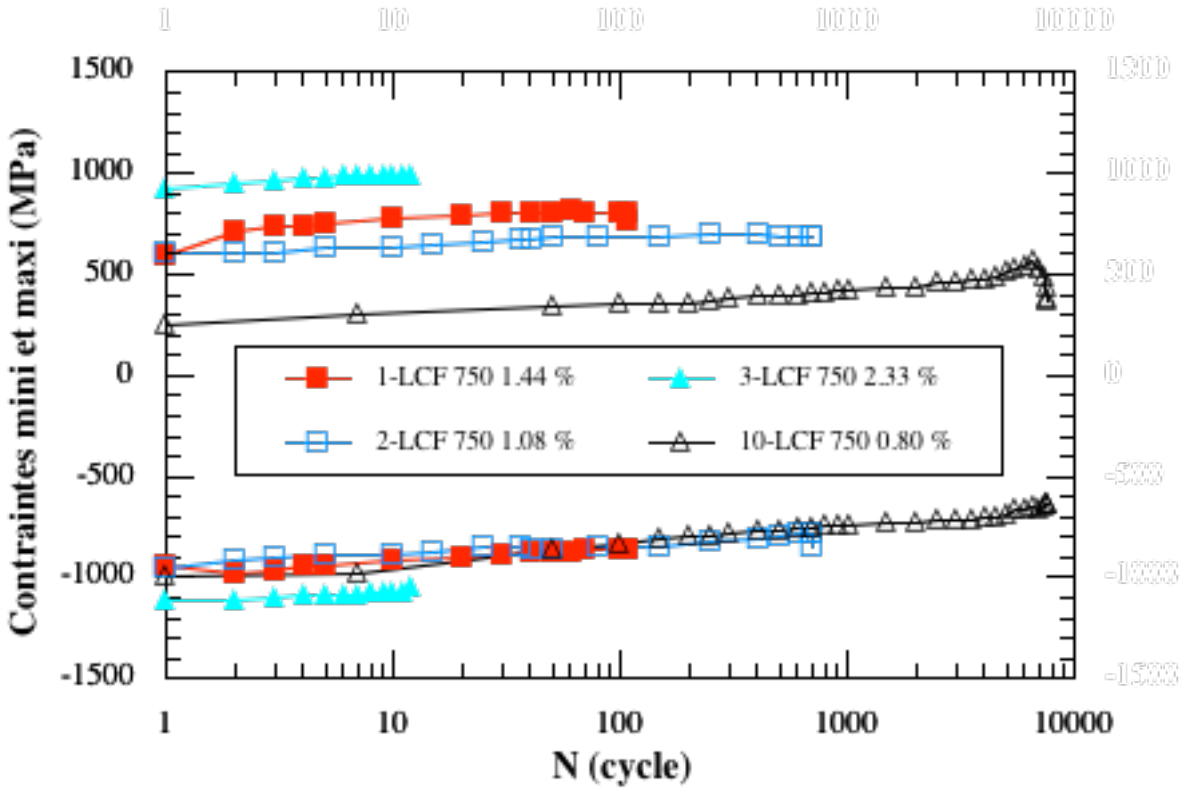


Figure II-26 a : Contraintes cycliques maximales et minimales en fonction du nombre de cycles écoulés pour le Superwaspaloy testé en fatigue isotherme à 750°C et f= 0,1 Hz.

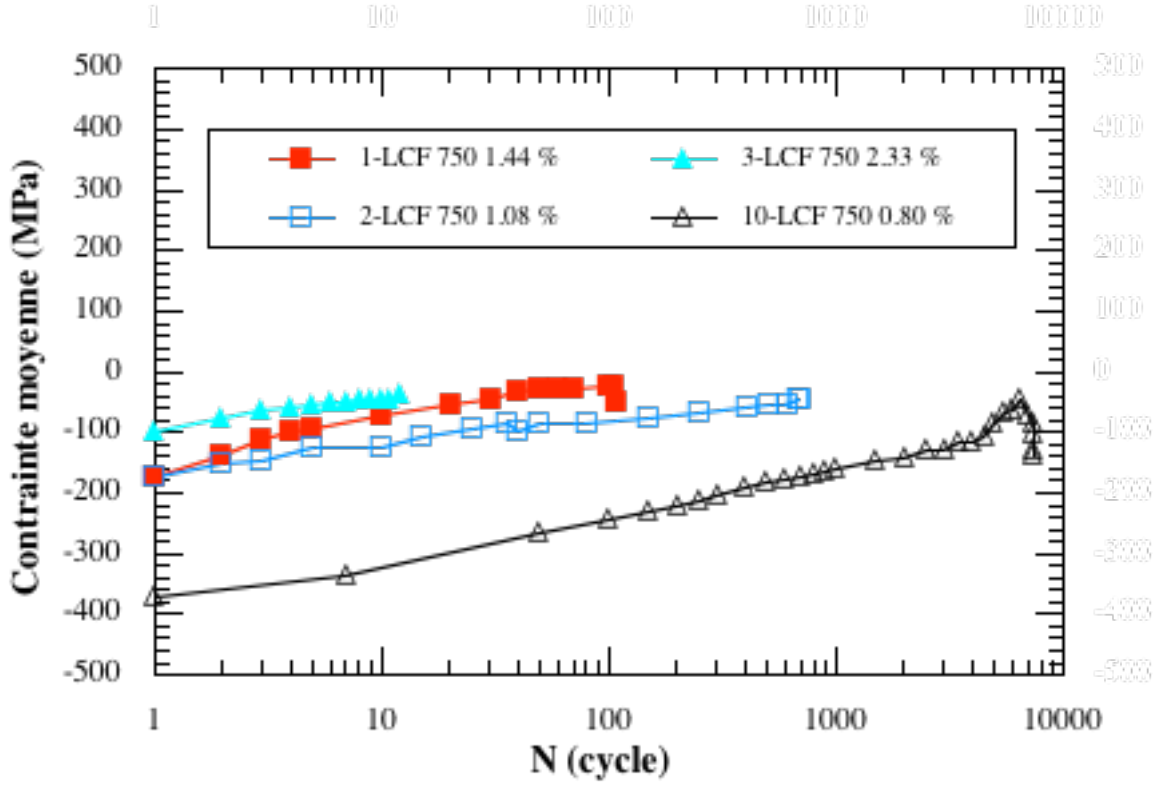


Figure II-26 b : Contraintes cycliques moyennes en fonction du nombre de cycles écoulés pour le Superwaspaloy testé en fatigue isotherme à 750°C et f= 0,1 Hz.

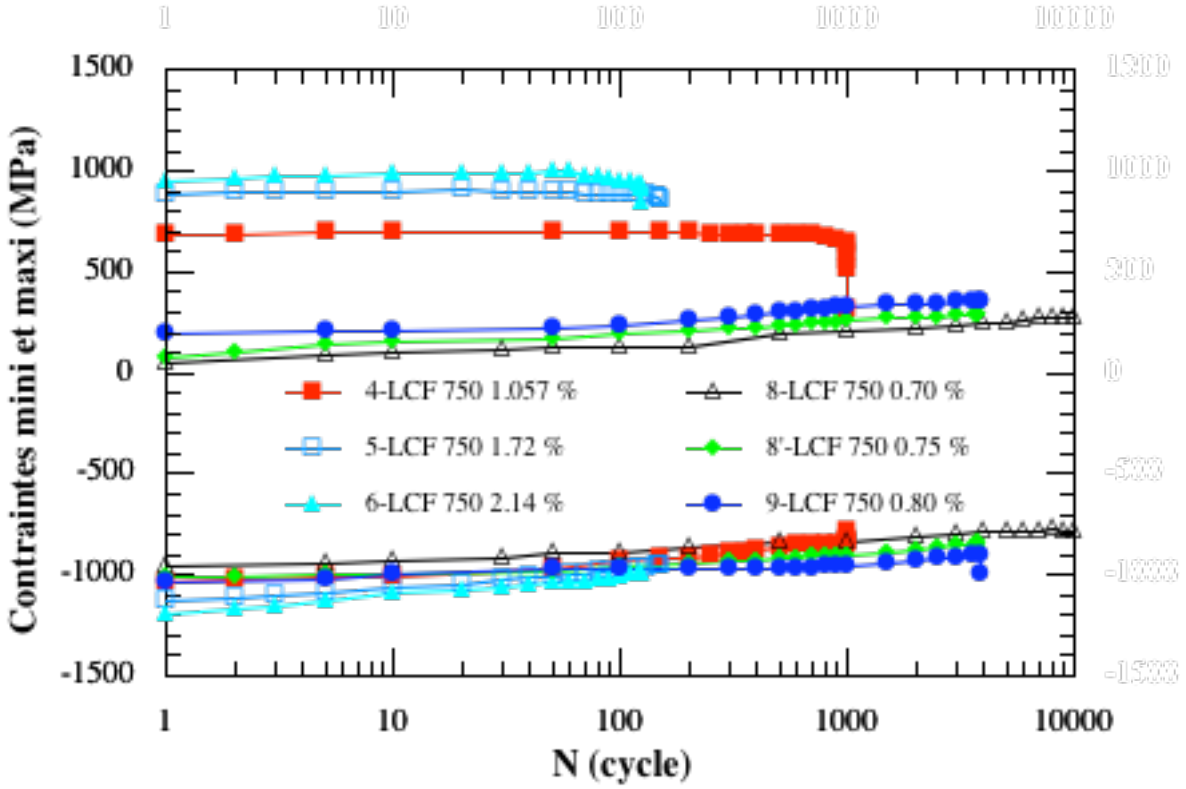


Figure II-27 a : Contraintes cycliques maximales et minimales en fonction du nombre de cycles écoulés pour le Superwaspaloy testé en fatigue isotherme à 750°C et f= 1 Hz.

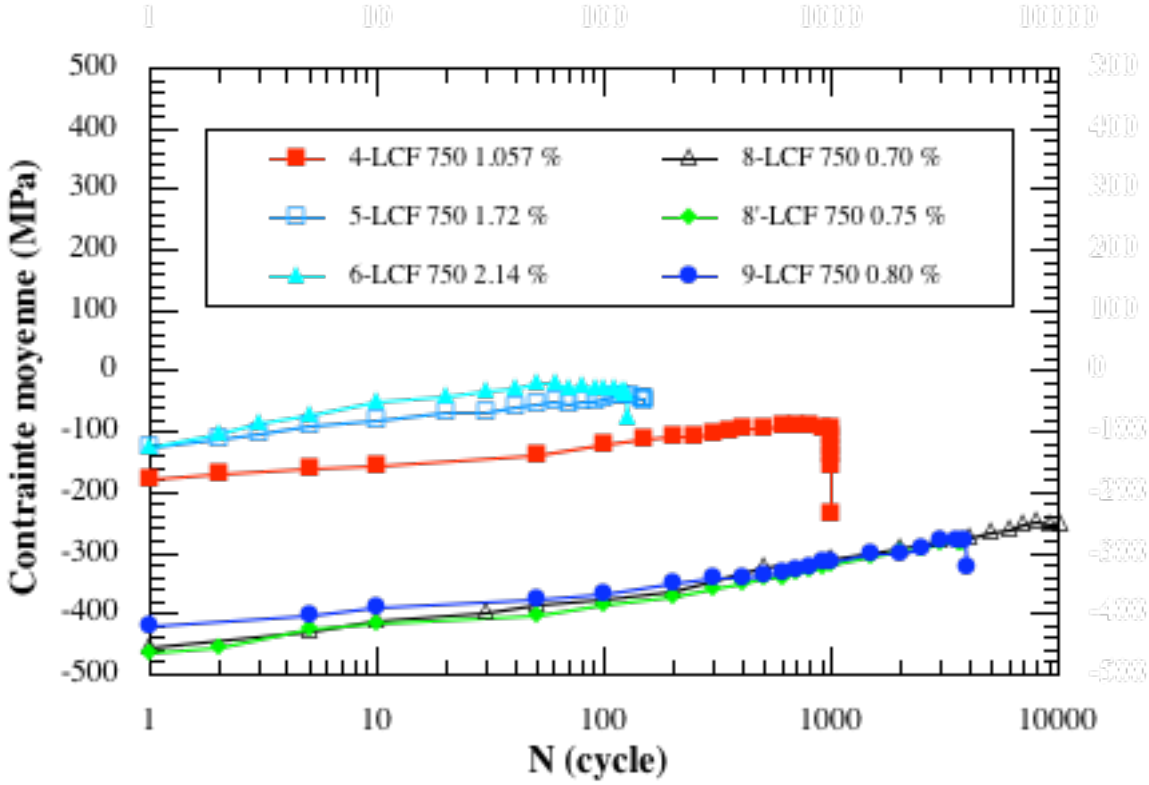


Figure II-27 b : Contraintes cycliques moyennes en fonction du nombre de cycles écoulés pour le Superwaspaloy testé en fatigue isotherme à 750°C et f= 1 Hz.

Les résultats des essais de fatigue oligocyclique isotherme sont regroupés dans le tableau II.2. Comme pour les essais anisothermes, les résultats expérimentaux sont exprimés au moyen de l'amplitude de déformation mécanique ($\Delta\varepsilon_m$), de l'amplitude de déformation inélastique ($\Delta\varepsilon_{in}$), de l'amplitude de contrainte ($\Delta\sigma$) et de la durée de vie (N_f). Les grandeurs physiques sont déterminées à partir des boucles stabilisées contrainte vs déformation et la durée de vie est déterminée conformément au critère énoncé au paragraphe II.3. Ces résultats sont discutés par la suite en mettant l'accent sur l'influence de certains paramètres expérimentaux.

Tableau II.2 : Résultats des essais de fatigue oligocyclique isotherme.

Type d'essai		Fréquence (Hz)	$\Delta\varepsilon_m$ (%)	$\Delta\varepsilon_{in}$ (%)	$\Delta\sigma$ (%)	N_f (Cycle)	Référence éprouvette
LCF[1] 200°C	Air	0,01	1,06	0,181	1788	8441	SW 1/203
LCF 200°C	Air	0,01	1,55	0,475	2138	2240	SW 2/203
LCF 200°C	Air	0,01	2,39	1,063	2452	673	SW 3/203
LCF 750°C	Air	$6{,}25\ 10^{-3}$	1,38	0,360	1656	32	SW 6/245
LCF 750°C	Air	$6{,}25\ 10^{-3}$	1,05	0,160	1433	151	SW 7/245
LCF 750°C	Air	$6{,}25\ 10^{-3}$	0,53	0,013	860	>2000	SW 8/245[2]
LCF 750°C	Air	$6{,}25\ 10^{-3}$	0,70	0,060	1065	424	SW 8/245
LCF 750°C	Air	$6{,}25\ 10^{-3}$	0,75	0,071	1112	468	SW 9/245
LCF 750°C	Vide	$6{,}25\ 10^{-3}$	1,38	0,493	1450	312	V 1 SW
LCF 750°C	Vide	$6{,}25\ 10^{-3}$	1,05	0,204	1275	659	V 2 SW
LCF 750°C	Vide	$6{,}25\ 10^{-3}$	2,09	0,873	1782	179	V 3 SW
LCF 750°C	Vide	$6{,}25\ 10^{-3}$	0,77	0,048	999	2533	V 4 SW
LCF 750°C	Air	0,1	1,44	0,346	1683	108	SW 1/095
LCF 750°C	Air	0,1	1,08	0,147	1505	696	SW 2/095
LCF 750°C	Air	0,1	2,33	1,060	2066	19	SW 3/095
LCF 750°C	Air	0,1	0,80	0,050	1183	7510	SW10/095
LCF 750°C	Air	1	1,06	0,205	1561	990	SW 4/095
LCF 750°C	Air	1	1,72	0,641	1900	159	SW 5/095
LCF 750°C	Air	1	2,14	0,947	2039	125	SW 6/095
LCF 750°C	Air	1	0,75	0,045	1143	3777	SW 8/095
LCF 750°C	Air	1	0,80	0,060	1274	3891	SW 9/095

1 LCF : abréviation tirée de l'anglais *Low Cycle Fatigue* signifiant *Fatigue oligocylique* et désignant habituellement la fatigue oligocyclique isotherme.

2 Eprouvette ne présentant aucun endommagement détectable au microscope électronique à balayage à l'issue de 2000 cycles de fatigue, testée à un second niveau de déformation mécanique ($\Delta\varepsilon_m$= 0,70 %).

4.b.1. Influence de la température

Pour évaluer l'effet de la température sur l'endurance du matériau, nous allons considérer les résultats obtenus à 200°C, et ceux obtenus à basse fréquence pour 750°C. Les fréquences de ces essais sont très proches, 0,01 Hz à 200°C, et environ 0,006 Hz à 750°C. Clavel (1980) a montré que jusqu'à 550°C, le Waspaloy est peu sensible à l'effet de fréquence puisque à 550°C une augmentation de la fréquence de sollicitation d'un facteur 100 (0,02 Hz à 2 Hz) ne se répercute sur la durée de vie que par un facteur de 1,4.

Les diagrammes donnant la durée de vie en fonction de l'amplitude de contrainte, de l'amplitude de déformation mécanique et de l'amplitude de déformation inélastique sont présentés sur les figures II-28, II-29 et II-30 respectivement. En terme de contrainte appliquée, l'endurance du Superwaspaloy dépend fortement de la température (figure II-28). En effet, pour un niveau donné d'amplitude de contrainte, la durée de vie à 200°C est supérieure de plus de deux ordres de grandeur à celle enregistrée à 750°C. La réduction de la durée de vie par l'augmentation de la température de l'essai se manifeste de la même manière dans le diagramme relatif à la déformation mécanique imposée (figure II-29), avec toutefois une diminution des écarts lorsque l'amplitude de déformation mécanique décroît. Si nous considérons maintenant le diagramme donnant la durée de vie en fonction de l'amplitude de déformation inélastique (figure II-30), les points relatifs aux essais à 200°C s'alignent sur une droite parallèle à celle résultant des essais à 750°C. Les éprouvettes ont alors à 200°C une durée de vie plus de deux fois supérieure à celles testées à 750°C au même niveau de déformation inélastique. Ce facteur de réduction de durée de vie est identique à celui qui a été observé dans le cas de l'amplitude de contrainte.

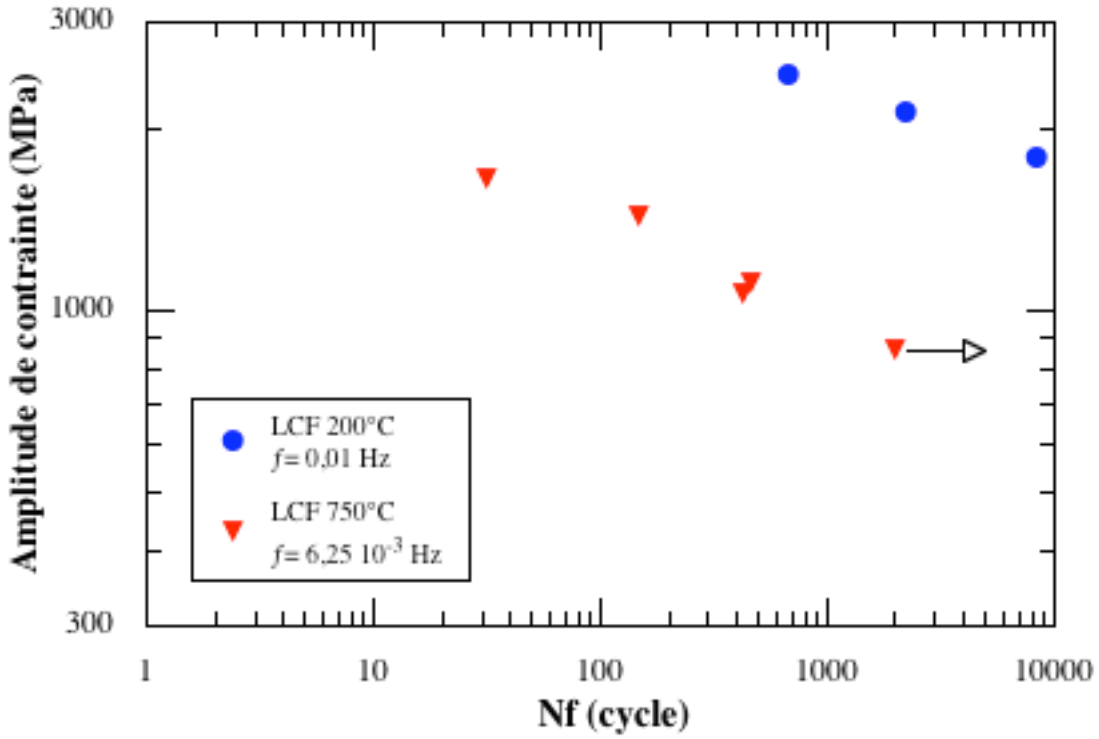


Figure II-28 : Influence de l'amplitude de contrainte sur la durée de vie en fatigue isotherme; comparaison 200°C / 750°C.

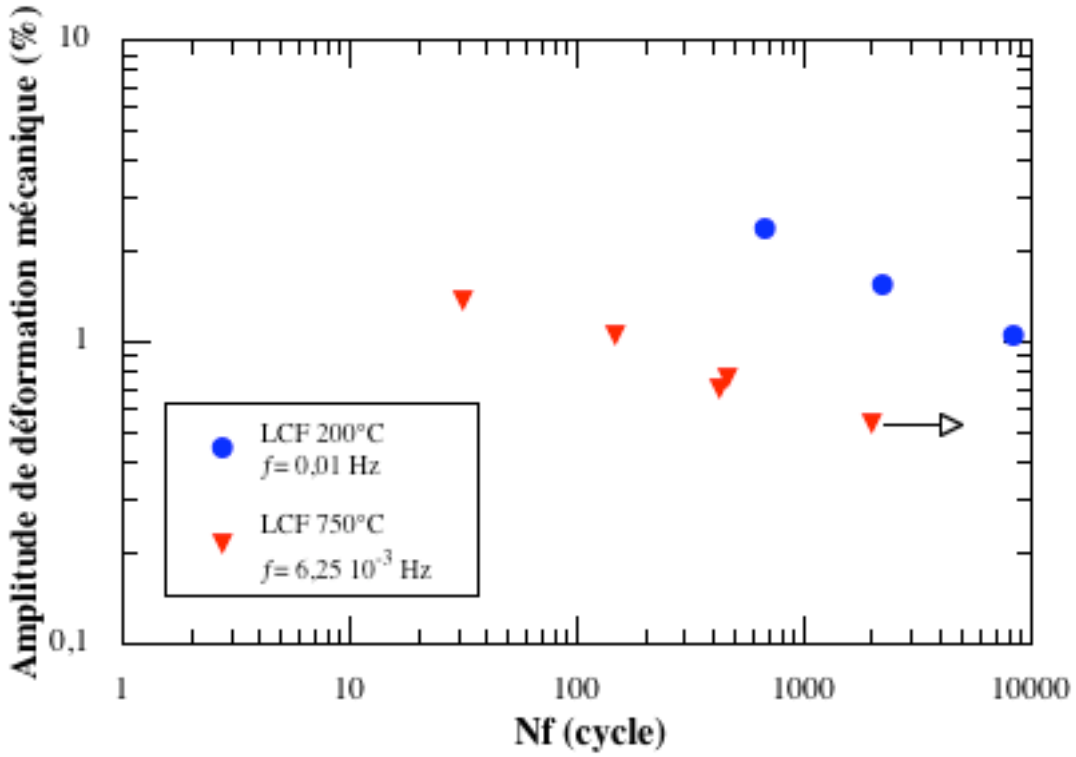


Figure II-29 : Influence de l'amplitude de déformation mécanique sur la durée de vie en fatigue isotherme; comparaison 200°C / 750°C.

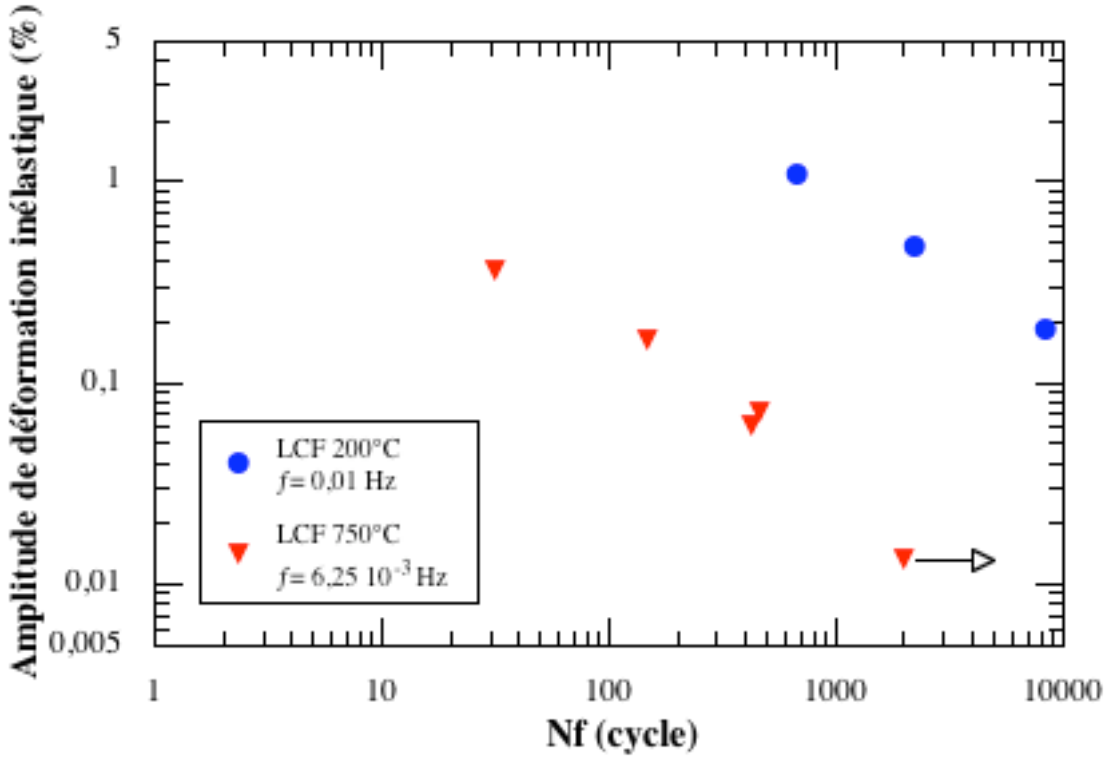


Figure II-30 : Influence de l'amplitude de déformation inélastique sur la durée de vie en fatigue isotherme; comparaison 200°C / 750°C.

Observations métallographiques

Les observations métallographiques réalisées à la surface des éprouvettes et sur les faciès de rupture ont révélé que les mécanismes d'endommagement diffèrent selon la température de l'essai de fatigue oligocyclique isotherme.

A 750°C, l'endommagement des éprouvettes se traduit par l'amorçage et la croissance d'une fissure principale (figure II-31) conduisant parfois à la rupture de l'éprouvette (cas de l'éprouvette SW 6/245). La fissure principale est, à l'échelle macroscopique, toujours rectiligne et perpendiculaire à l'axe de sollicitation. Pour les durées de vie les plus longues, les extrémités des fissures sont plus sinueuses, et une observation plus minutieuse du fût des éprouvettes révèle que pour les faibles niveaux de déformation, la croissance de la fissure principale résulte essentiellement de la coalescence des microfissures en amont de la fissure principale (figure II-32). A contrario, la propagation de la fissure principale des éprouvettes plus fortement sollicitées ne semble pas perturbée par la microfissuration.

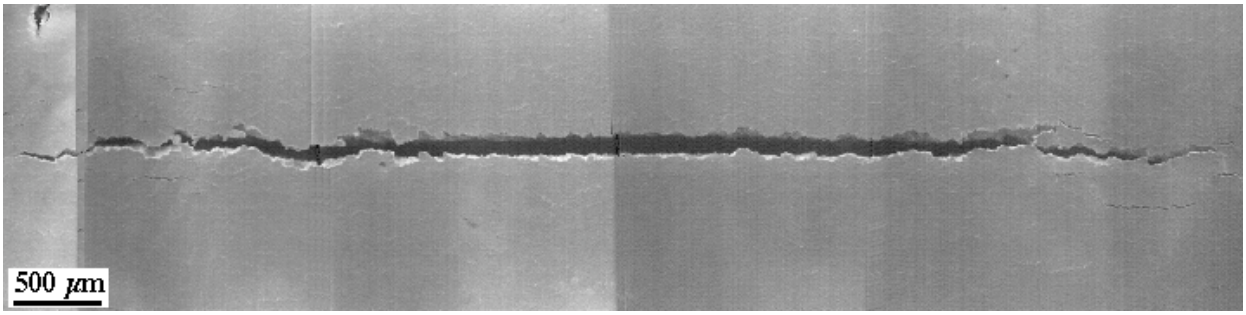


Figure II-31 : Aspect de la fissure principale à la surface d'une éprouvette de fatigue oligocyclique à 750°C; SW7/245, $\Delta\varepsilon_m$= 1,05 %, N_f= 151 cycles.

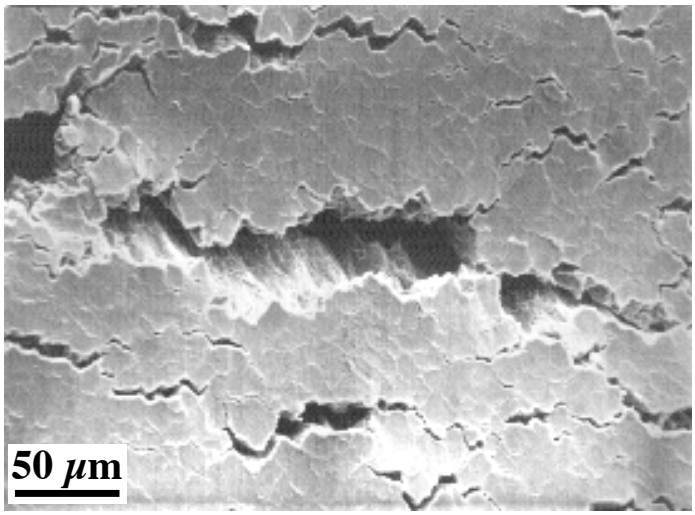


Figure II-32 : Extrémité de la fissure principale de l'éprouvette SW7/245 au terme de la fatigue oligocyclique à 750°C; $\Delta\varepsilon_m$= 1,05 %, N_f= 151 cycles.

Sur le fût des éprouvettes, nous avons observé que l'amorçage des fissures est intergranulaire comme cela est illustré sur les figures II-33 et II-34. La propagation de ces fissures est elle aussi intergranulaire, sauf pour l'éprouvette SW 6/245 ($\Delta\varepsilon_m$= 1,38 %, N_f= 32 cycles), où la rupture de l'éprouvette sur quelques cycles et la vitesse de propagation qui en résulte, conduisent à une propagation majoritairement intergranulaire. Tout comme pour les essais de fatigue oligocyclique anisotherme, l'oxydation semble jouer un rôle prépondérant en ce qui concerne l'amorçage et la propagation des fissures. En effet, sur la figure II-34 nous observons que la fissuration s'est développée dans les joints de grains oxydés en rompant l'oxyde intergranulaire qui apparaît en surépaisseur à la surface de l'éprouvette. Les joints de grains fragilisés par l'oxydation semblent donc être les sites privilégiés pour l'amorçage des fissures.

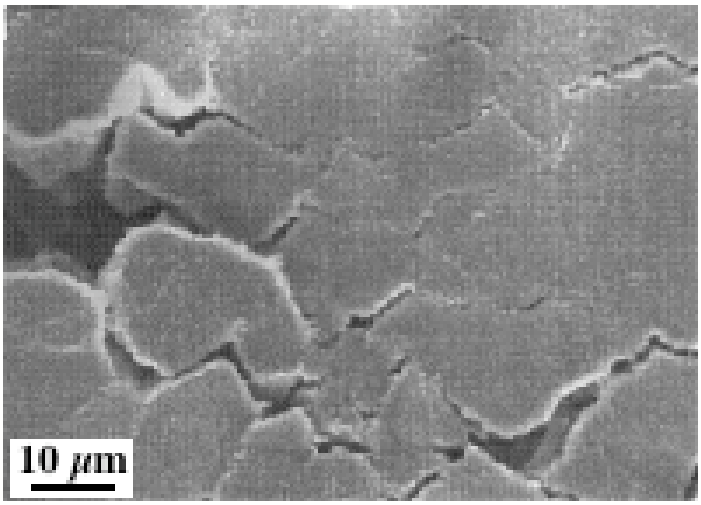


Figure II-33 : Microfissuration en amont de la fissure principale de l'éprouvette SW7/245 au terme de l'essai de fatigue oligocyclique à 750°C; $\Delta\varepsilon_m$= 1,05 %, N_f= 151 cycles.

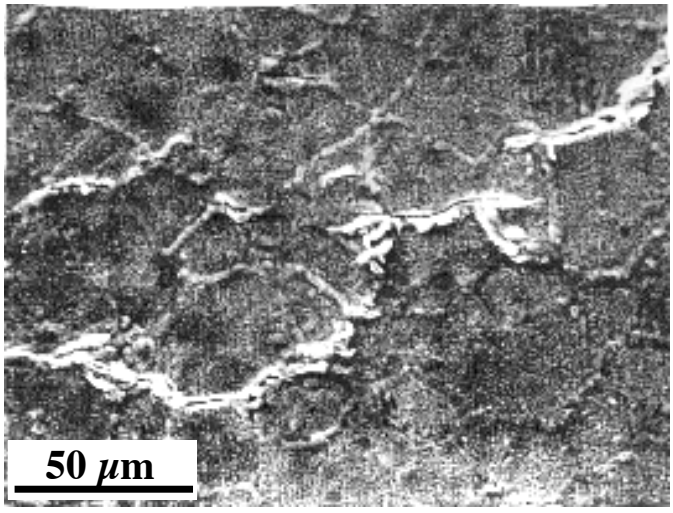


Figure II-34 : Fissuration et oxydation à la surface d'une éprouvette de fatigue oligocyclique à 750°C; SW9/245, $\Delta\varepsilon_m$= 0,75 %, N_f= 468 cycles.

Les faciès de rupture des éprouvettes testées à 750°C confirment que l'amorçage des fissures est exclusivement intergranulaire, alors que la propagation peut être soit intergranulaire, soit transgranulaire suivant les conditions de chargement des éprouvettes. Ainsi pour l'éprouvette SW 6/245, nous observons, sur la figure II-35, un amorçage intergranulaire de la fissure principale à partir de la face interne de l'éprouvette tubulaire, une propagation intergranulaire de cette fissure suivant un front semi-circulaire jusqu'à la face externe et enfin une propagation transgranulaire jusqu'à la rupture de l'éprouvette. Le détail du faciès de rupture de la zone d'amorçage (figure II-36) ne permet aucun doute quant à la nature de l'amorçage. La faible durée de vie de cette éprouvette (32 cycles) tend à montrer que les grandes vitesses de propagation de fissure favorisent la rupture transgranulaire, alors le mode intergranulaire est à associer aux plus faibles vitesses de fissuration. Ainsi, pour les éprouvettes sollicitées plus faiblement ($\Delta\varepsilon_m \leq 1$ %), les faciès de rupture sont majoritairement intergranulaires. Les quelques zones de propagation transgranulaire ne sont présentes qu'aux extrémités des fissures et correspondent à la coalescence, durant l'essai, des microfissures en avant de la fissure principale.

L'influence de l'oxydation à haute température sur l'amorçage et la propagation des fissures sera discutée plus loin dans ce chapitre, mais nous pouvons déjà appréhender ses effets sur la durée de vie au travers des résultats obtenus à 200°C. A cette température, les mécanismes d'endommagement du Superwaspaloy diffèrent radicalement de ceux observés à 750°C comme nous allons le voir à présent.

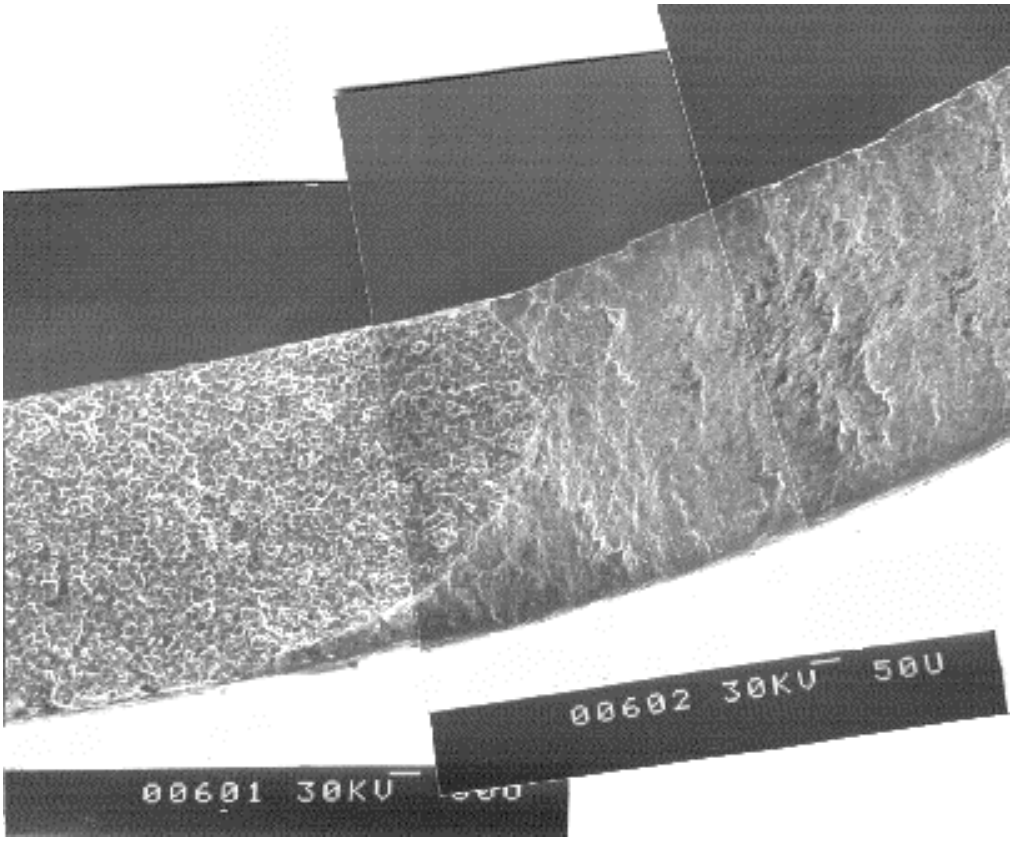


Figure II-35 : Aspect du faciès de rupture d'une éprouvette de fatigue oligocyclique à 750°C; SW6/245, $\Delta\varepsilon_m$= 1,38 %, N_f= 32 cycles.

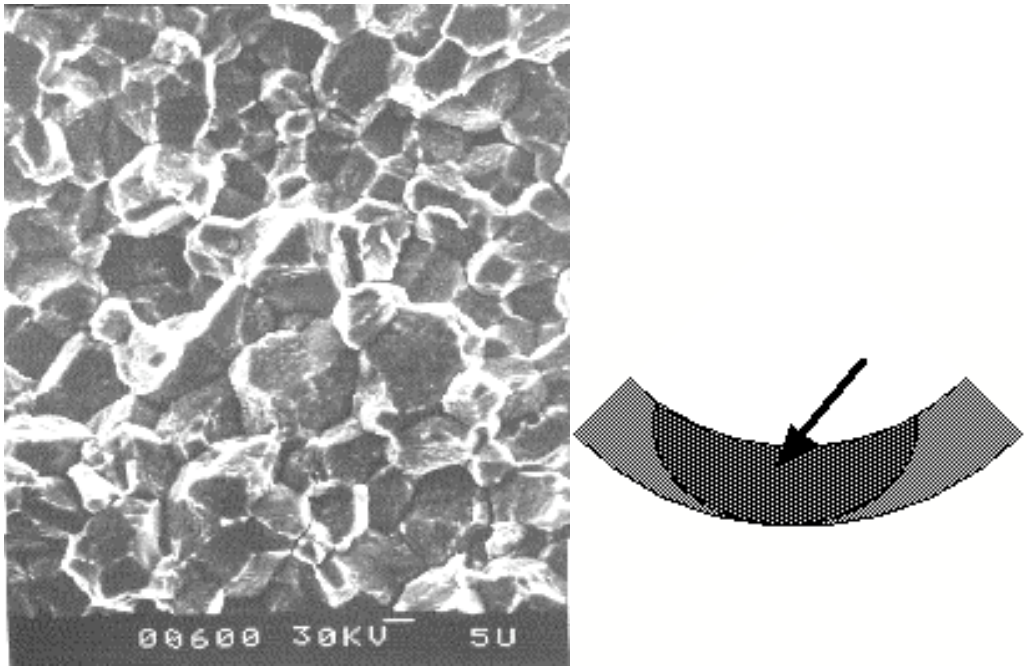


Figure II-36 : Détail de la zone d'amorçage de fissure d'une éprouvette de fatigue oligocyclique à 750°C; SW6/245, $\Delta\varepsilon_m$= 1,38 %, N_f= 32 cycles.

Pour les éprouvettes testées à 200°C, les fissures principales sont moins rectilignes qu'à 750°C et le chemin de fissuration nettement plus accidenté (figure II-37). Si les fissures sont toujours globalement perpendiculaires à l'axe de sollicitation, il arrive qu'elles suivent des directions parallèles à l'axe de chargement comme nous pouvons le constater sur la figure II-37. En regardant plus en détail la surface des éprouvettes à proximité du défaut principal, nous observons des bandes de glissement dans les grains (figure II-38); ces bandes de glissement résultent de l'émergence des dislocations à la surface de l'éprouvette, et nous pouvons constater que leur orientation correspond souvent à celle que suit localement la fissure principale.

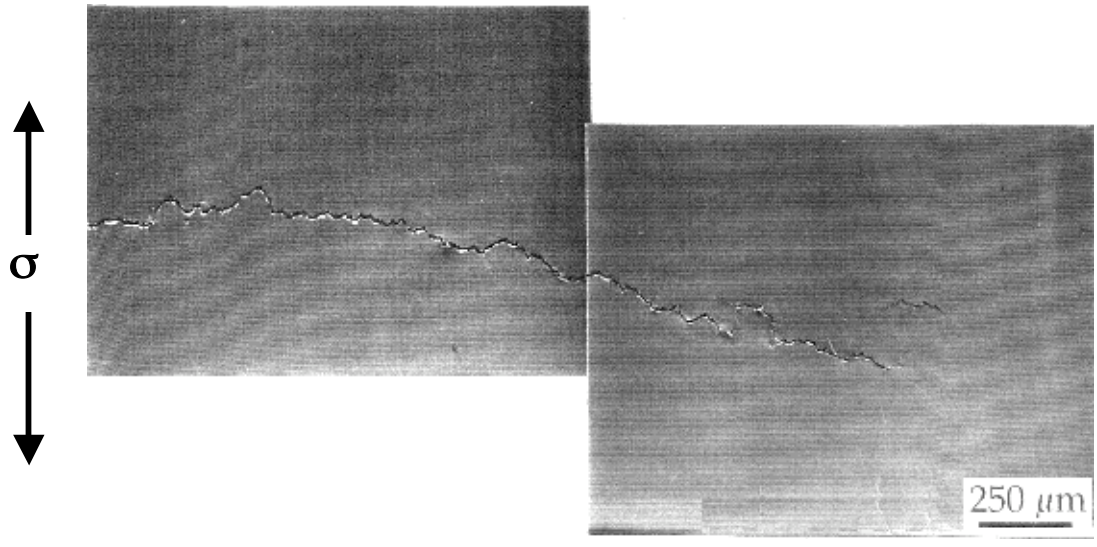


Figure II-37 : Aspect de la fissure principale à la surface d'une éprouvette de fatigue oligocyclique à 200°C; SW2/203, $\Delta\varepsilon_m$= 1,55 %, N_f= 2240 cycles.

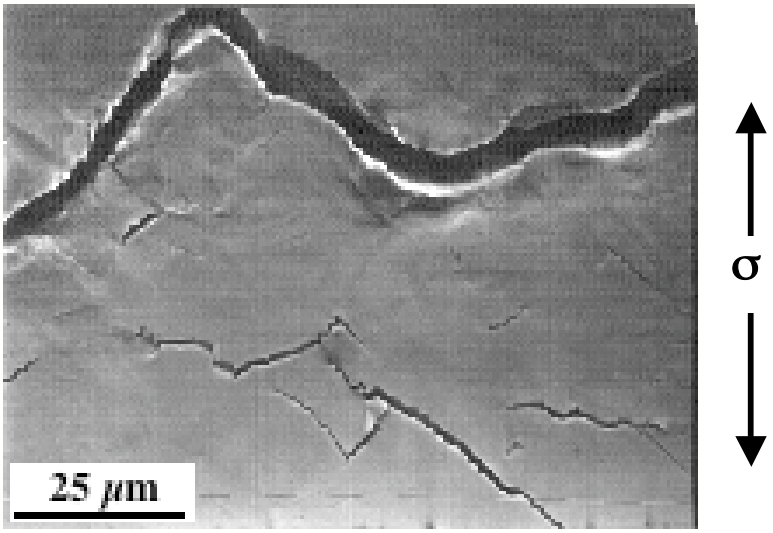


Figure II-38 : Détail de la fissure principale à la surface d'une éprouvette de fatigue oligocyclique à 200°C révélant des bandes de glissement dans les grains; SW1/203, $\Delta\varepsilon_m$= 1,06 %, N_f= 8441 cycles.

Il semble donc qu'à 200°C la fissuration ne se développe pas à partir des joints de grains, mais plutôt à partir des plans de glissement par un mécanisme du type intrusion / extrusion (fissuration transgranulaire). Sur la planche photographique II-39, il est clair que l'émergence des dislocations à la surface d'un grain conduit à sa fissuration parfois multiple. La microfissuration de grains voisins s'effectuant suivant des directions différentes, il s'ensuit que la fissure principale naît de la coalescence de ces microfissures et se propage suivant ce même schéma. Cela lui confère un aspect "dentelé" imposé par les orientations cristallographiques des grains.

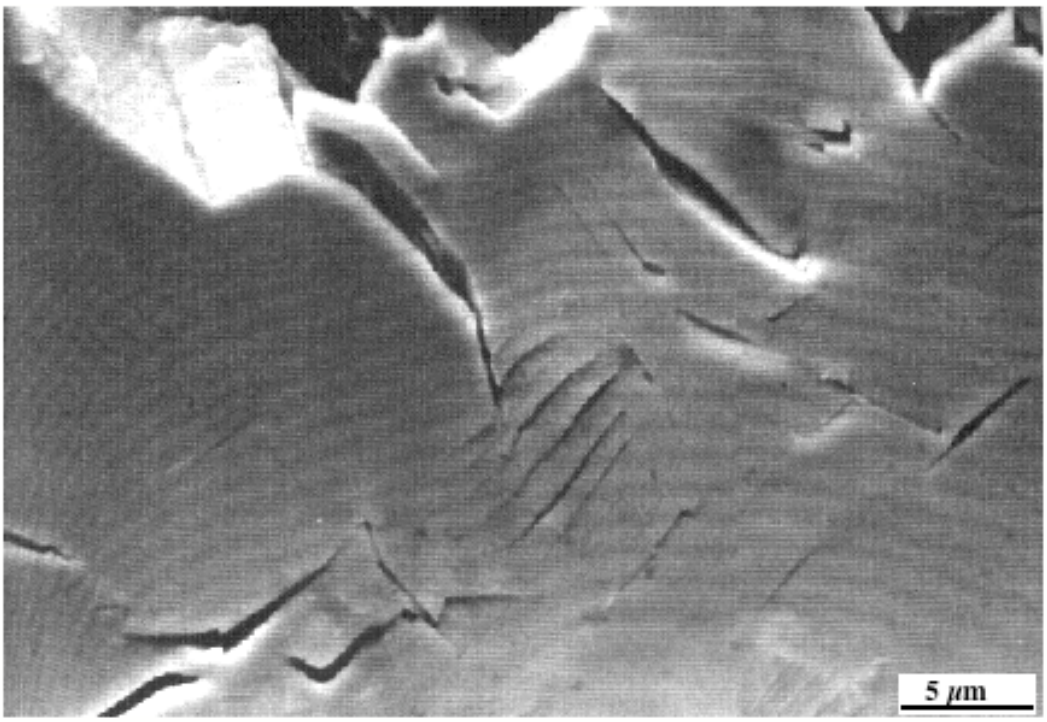


Figure II-39 : Fissuration des grains à la surface d'une éprouvette de fatigue oligocyclique à 200°C; SW1/203, $\Delta\varepsilon_m$= 1,06 %, N_f= 8441 cycles.

De ces observations, nous pouvons établir quelques tendances. A haute température (750°C), l'amorçage et la propagation des fissures sont essentiellement intergranulaires mais une vitesse élevée de propagation de fissure favorise l'endommagement transgranulaire. Lorsque la température est plus basse (200°C), l'amorçage et la propagation sont transgranulaires, et le chemin de fissuration suit les orientations cristallographiques des grains. Enfin, il semble que l'endommagement du matériau est favorisé par l'oxydation, et donc la fragilisation, des joints de grains. Ce dernier point sera discuté plus précisément dans les lignes qui suivent.

4.b.2. Influence de l'environnement

Le problème industriel initial est posé pour des aubes de turbopompes soumises à une très forte pression d'hydrogène, mais la spécificité des essais sous un tel environnement nous a contraint à limiter nos investigations à l'étude du Superwaspaloy sous air. L'étude des effets de l'hydrogène sur le matériau a été confiée aux laboratoires de *Battelle-Europe* et de *Volvo Flygmotor,* et les résultats de ces travaux complémentaires sont présentés dans la thèse de D. Roux (1990). En ce qui nous concerne, nous aborderons les effets de l'environnement en comparant des résultats obtenus sous vide et sous air, à la température de 750°C, dans les mêmes conditions de sollicitation.

Les figures II-40, II-41 et II-42 montrent, respectivement, l'effet des amplitudes de contrainte, de déformation mécanique et de déformation inélastique sur la durée de vie en fatigue oligocyclique isotherme à 750°C sous air et sous vide. De manière générale, l'endurance constatée lors des essais sous vide est toujours supérieure à celle des essais sous air, mais les différences dépendent fortement du niveau de contrainte ou de déformation appliqué aux éprouvettes.

En terme de contrainte appliquée, nous constatons sur la figure II-40 que l'oxydation du Superwaspaloy conduit à une réduction de l'endurance d'un facteur 10 dans le cas des fortes contraintes. Lorsque l'amplitude de contrainte diminue, l'écart entre les courbes relatives à chacun des deux environnements se réduit. Il semble d'ailleurs que les deux courbes convergent vers un point dont les coordonnées peuvent être définies par : $\Delta\sigma \approx 850$ MPa, $N_f \approx 6000$ cycles.

En considérant à présent l'amplitude de déformation mécanique (figure II-41), nous observons que la durée de vie est aussi réduite d'un ordre de grandeur par l'oxydation pour les grandes déformations. Lorsque l'amplitude de déformation mécanique décroît, la différence entre l'endurance sous air et sous vide s'amenuise pour n'être plus que d'un facteur 5 à $\Delta\varepsilon_m = 0{,}6$ %. L'allure des deux courbes semble indiquer qu'elles convergent vers une asymptote horizontale pour des durées de vie nettement supérieures aux limites de la fatigue oligocyclique. Avec un critère en déformation inélastique (figure II-42), la durée de vie sous vide est toujours supérieure d'un ordre de grandeur à celle obtenue sous air pour les grandes déformations. Cette fois encore, les courbes convergent lorsque l'amplitude de déformation inélastique décroît.

Il ressort des courbes d'endurance que l'oxydation est à l'origine d'une réduction importante de la durée de vie en fatigue oligocyclique isotherme à haute température. Le Superwaspaloy est donc fragilisé par l'oxydation et cette fragilisation apparaît comme d'autant plus importante que la sollicitation mécanique est élevée. Il semble aussi qu'il existe un seuil en contrainte ou en

déformation en dessous duquel l'oxydation n'a plus d'influence sur l'endurance. Il nous reste à identifier le mécanisme par lequel la fragilisation du matériau s'opère, c'est ce que nous allons voir à présent en comparant les mécanismes d'endommagement sous air et sous vide.

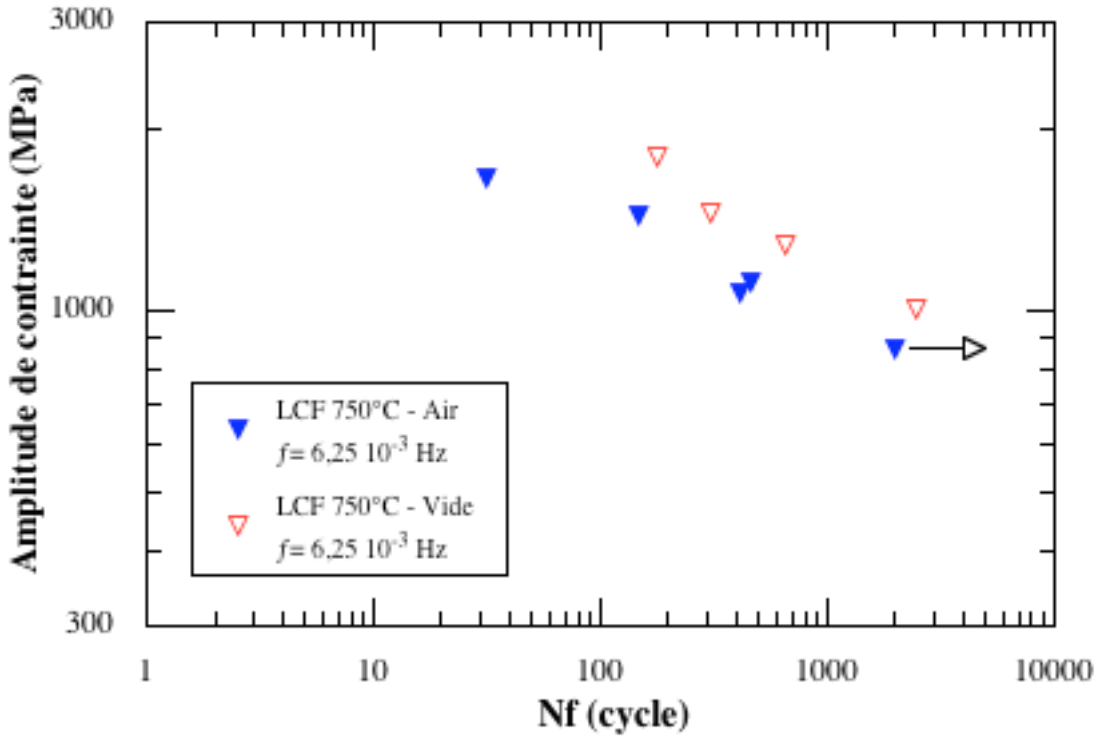


Figure II-40 : Évolution de la durée de vie en fonction de l'amplitude de contrainte pour les essais de fatigue oligocyclique isotherme à 750°C sous air et sous vide.

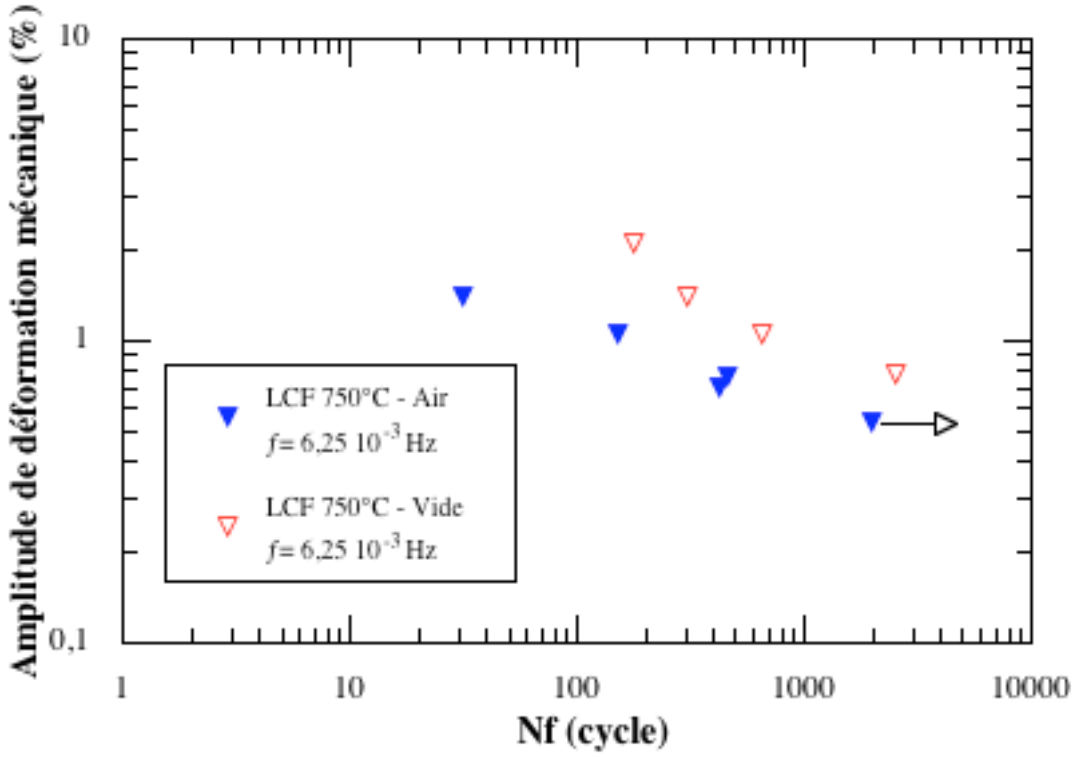


Figure II-41 : Évolution de la durée de vie en fonction de l'amplitude de déformation mécanique pour les essais de fatigue oligocyclique isotherme à 750°C sous air et sous vide.

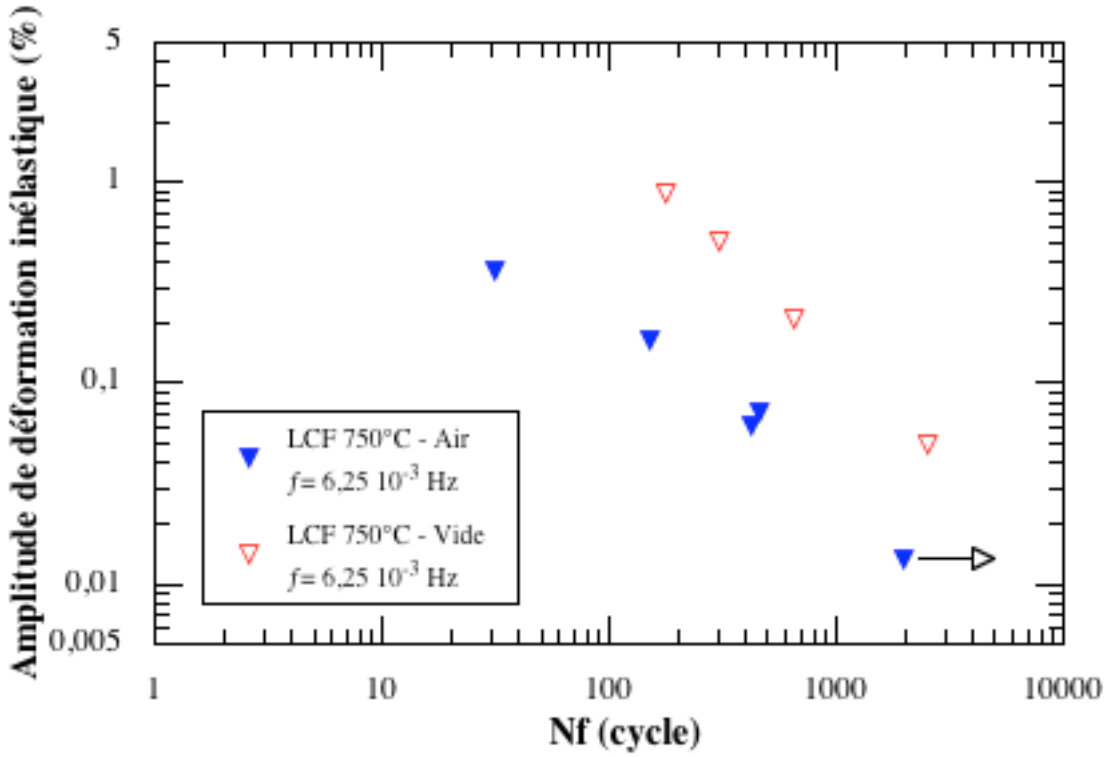


Figure II-42 : Évolution de la durée de vie en fonction de l'amplitude de déformation inélastique pour les essais de fatigue oligocyclique isotherme à 750°C sous air et sous vide.

Observations métallographiques

Sous vide, la fissure principale résulte tantôt de la coalescence de plusieurs fissures (figure II-43), tantôt de l'amorçage et de la propagation à partir d'un seul site (figure II-44). Le facteur déterminant semble être l'amplitude de déformation mécanique, puisque l'amorçage multiple n'est observé que sur les éprouvettes fortement sollicitées ($\Delta\varepsilon_m \geq 1$ %). Les fissures obtenues sont globalement perpendiculaires à l'axe de sollicitation, mais elles sont moins rectilignes que sous air, notamment en ce qui concerne leurs extrémités qui empruntent des directions très désorientées par rapport au plan d'amorçage. Une autre différence consiste en l'ouverture résiduelle des fissures en fin d'essai qui est nettement plus importante que pour les éprouvettes testées sous air, y compris à basse température. Nous pouvons en conclure qu'il existe une importante déformation plastique résiduelle au voisinage des fissures principales.

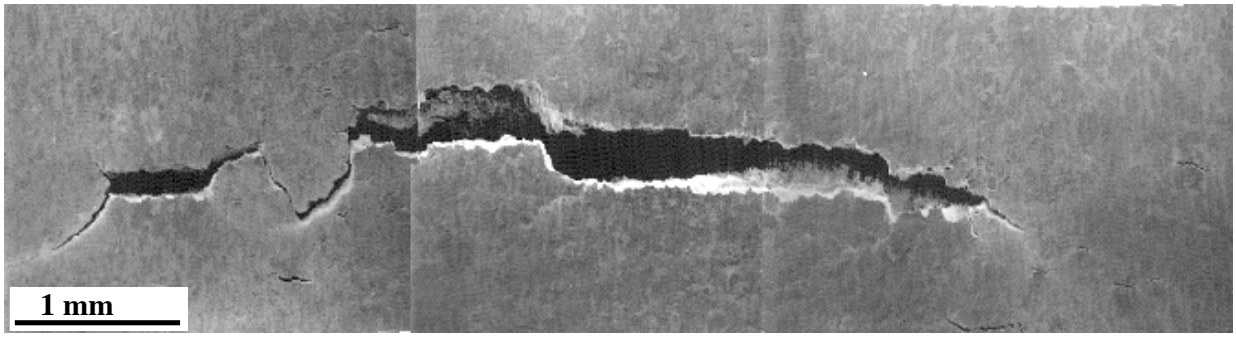


Figure II-43 : Aspect de la fissure principale à la surface d'une éprouvette de fatigue oligocyclique à 750°C sous vide; V 2SW, $\Delta\varepsilon_m$= 1,05 %, N_f= 659 cycles.

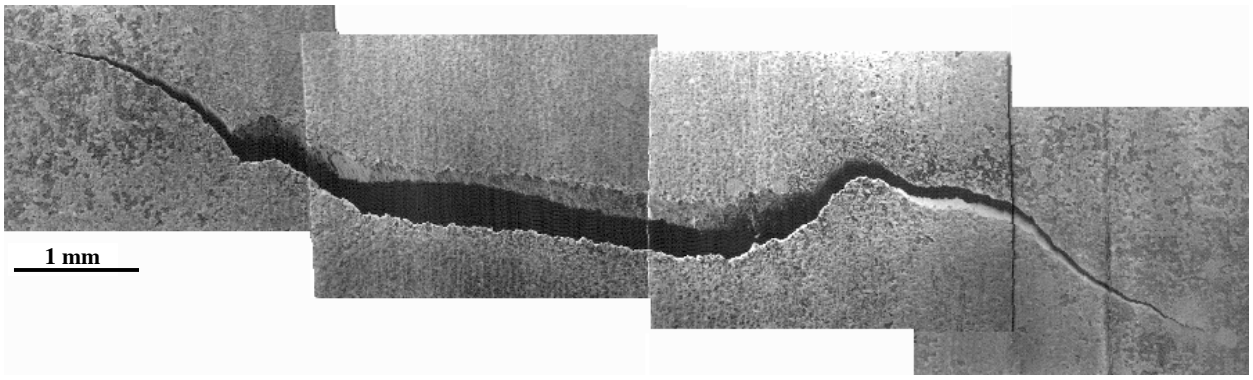


Figure II-44 : Aspect de la fissure principale à la surface d'une éprouvette de fatigue oligocyclique à 750°C sous vide; V 4SW, $\Delta\varepsilon_m$= 0,77 %, N_f= 2533 cycles.

Un examen plus approfondi du fût des éprouvettes met en évidence que l'endommagement sous vide du matériau ne se limite pas aux seules fissures principales, mais il s'accompagne de l'amorçage de nombreuses microfissures comme nous le voyons sur la figure II-45. Sous air, à 750°C, la microfissuration s'effectuait uniquement aux joints de grains (figures II-32 et II-33); sous vide, la microfissuration se produit indifféremment dans les grains et les joint de grains (figure II-45). Il semble donc qu'en l'absence d'oxydation, l'amorçage puisse être intergranulaire ou transgranulaire.

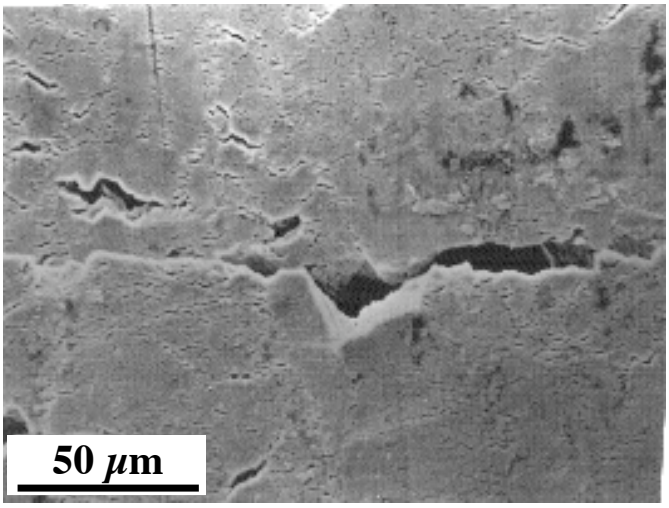


Figure II-45 : Microfissuration à la surface d'une éprouvette de fatigue oligocyclique à 750°C sous vide; V 3SW, $\Delta\varepsilon_m$= 2,09 %, N_f= 179 cycles.

Pour déterminer la nature de l'amorçage des fissures sous vide, nous avons procédé à l'examen des surfaces de rupture des fissures principales. Les faciès de rupture n'ont révélé d'amorçage intergranulaire sur aucune éprouvette. En fait, les sites d'amorçage que l'on distingue sur les faciès par leur forme semi-circulaire, sont exclusivement transgranulaires et ils se développent généralement à partir de la surface externe des éprouvettes (figure II-46). Le faciès qui leur est associé est assez plan avec des clivages peu prononcés et certains grains présentent quelques stries de fatigue (figure II-47). Nous avons aussi observé dans les zones d'amorçage une fissuration secondaire se développant dans des plans sécants à la surface de la fissure principale.

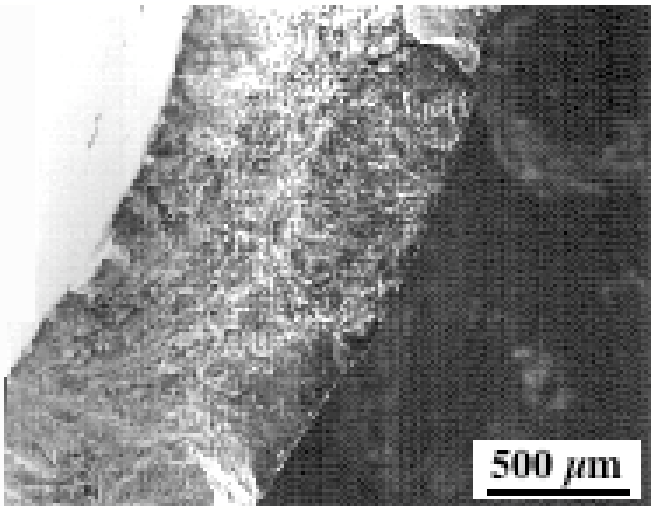


Figure II-46 : Faciès de rupture d'une éprouvette de fatigue oligocyclique à 750°C sous vide; V 2SW, $\Delta\varepsilon_m$= 1,05 %, N_f= 659 cycles.

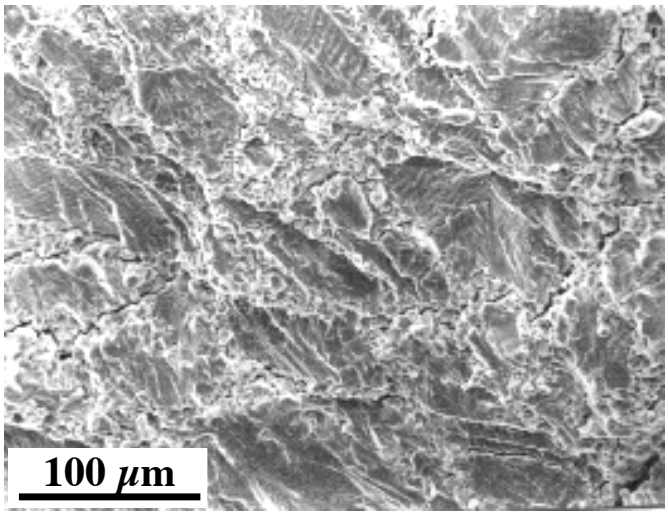


Figure II-47 : Détail du faciès de rupture d'une éprouvette de fatigue oligocyclique à 750°C sous vide; V 2SW, $\Delta\varepsilon_m$= 1,05 %, N_f= 659 cycles.

Au-delà des sites d'amorçage, le faciès de rupture n'est plus aussi plan, mais il reste transgranulaire. Au cœur des éprouvettes, le faciès de rupture est parfois de type cristallographique (figures II-48 et II-49). Ce type de rupture n'est pas observé à des endroits particuliers des faciès, mais semble apparaître aléatoirement sur les surfaces de rupture. Sa présence est d'autant plus fréquente que la sollicitation mécanique est élevée. Ce dernier point, corrélé au fait que la rupture cristallographique est généralement associée à de faibles vitesses de fissuration (Bernède, Grison, 1994), nous laisse supposer que ces zones correspondent à l'amorçage de fissures internes durant l'essai sous vide. Il ne nous est toutefois pas possible de le vérifier.

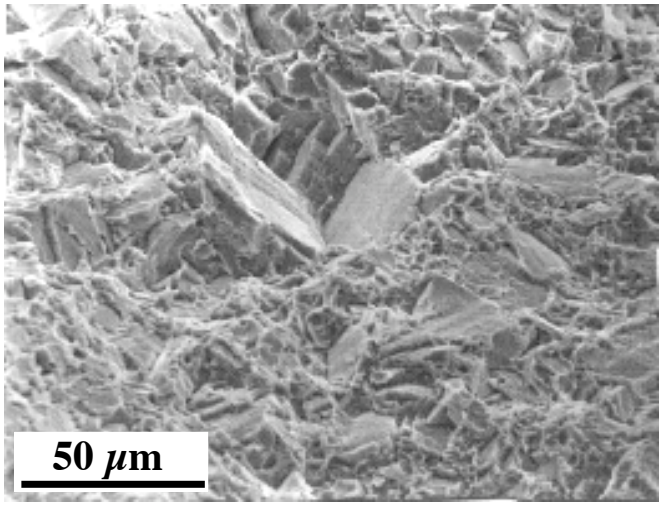


Figure II-48 : Détail du faciès de rupture d'une éprouvette de fatigue oligocyclique à 750°C sous vide; V 3SW, $\Delta\varepsilon_m$= 2,09 %, N_f= 179 cycles.

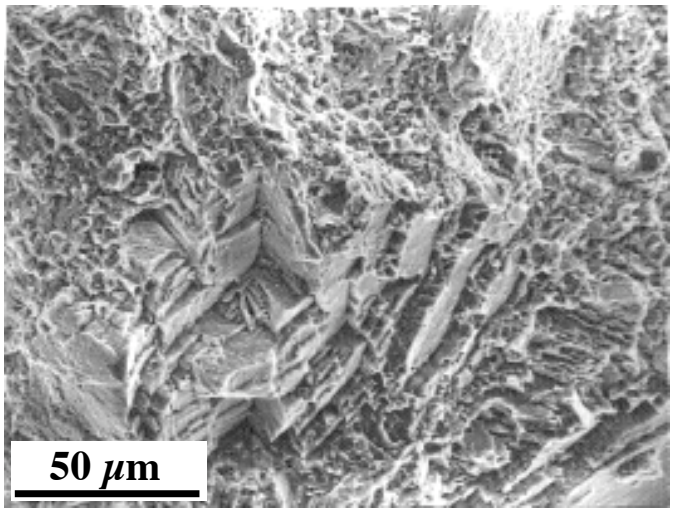


Figure II-49 : Détail du faciès de rupture d'une éprouvette de fatigue oligocyclique à 750°C sous vide; V 1SW, $\Delta\varepsilon_m$= 1,38 %, N_f= 312 cycles.

La comparaison de l'endommagement des éprouvettes testées sous air à celui des éprouvettes cyclées sous vide nous permet d'identifier clairement les mécanismes d'endommagement résultant de l'oxydation. A 750°C sous air, l'amorçage et la propagation des fissures sont intergranulaires; à la même température sous vide, l'amorçage et la propagation sont transgranulaires. Les caractéristiques du cycle de fatigue étant identiques, c'est donc l'oxydation qui est à l'origine du changement du mode de rupture. Le mécanisme associé à la fragilisation des joints de grains est, à l'échelle macroscopique, une oxydation préférentielle de ces derniers sous l'action combinée de l'environnement et du chargement. Sur le plan mécanique, la convergence des courbes d'endurance pour les faibles sollicitations mécaniques montre le couplage qui existe entre la fatigue et l'oxydation intergranulaire.

4.b.3. Influence de la fréquence

A haute température, les matériaux sont particulièrement sensibles à la fréquence de cyclage, tant au niveau de leur comportement que de leur endurance. Dans ce paragraphe, nous allons montrer l'incidence de la fréquence sur l'endurance et l'endommagement du Superwaspaloy.

En termes d'endurance, la situation pourrait se résumer ainsi : lorsque la fréquence de cyclage augmente, la durée de vie croît. Plus précisément, nous constatons sur les figures II-50, II-51 et II-52 que les durées de vie obtenues à la fréquence de 1 Hz sont dix fois plus importantes que celles à 6,25 10^{-3} Hz, quel que soit le paramètre mécanique considéré. A la fréquence de 0,1 Hz, il convient de distinguer deux cas suivant l'amplitude de la sollicitation mécanique. Lorsque la sollicitation mécanique est importante ($\Delta\sigma \geq 1500$ MPa ou $\Delta\varepsilon_m \geq 1$ %), l'endurance à 0,1 Hz est cinq fois plus importante qu'à 6,25 10^{-3} Hz et cinq fois plus faible qu'à 1 Hz; lorsque la sollicitation mécanique est faible, les courbes de durée de vie des essais à 0,1 Hz et à 1 Hz sont confondues. Si les positions relatives des courbes dans le cas des fortes sollicitations s'inscrivent dans la logique des choses, il n'en est pas de même pour les faibles niveaux de déformation mécanique. L'allure des courbes de durée de vie relatives aux essais à 0,1 Hz est singulièrement différente de celles obtenues aux deux autres fréquences.

Nous avons vainement cherché à expliquer la différence de réponse à 0,1 Hz en mettant en cause les conditions expérimentales et les mécanismes d'endommagement. Des essais complémentaires ont confirmé la validité des résultats à 6,25 10^{-3} Hz, 0,1 Hz et 1 Hz; les examens métallographiques, présentés plus loin, n'ont permis de déceler aucune différence notoire permettant d'expliquer la dissemblance des courbes.

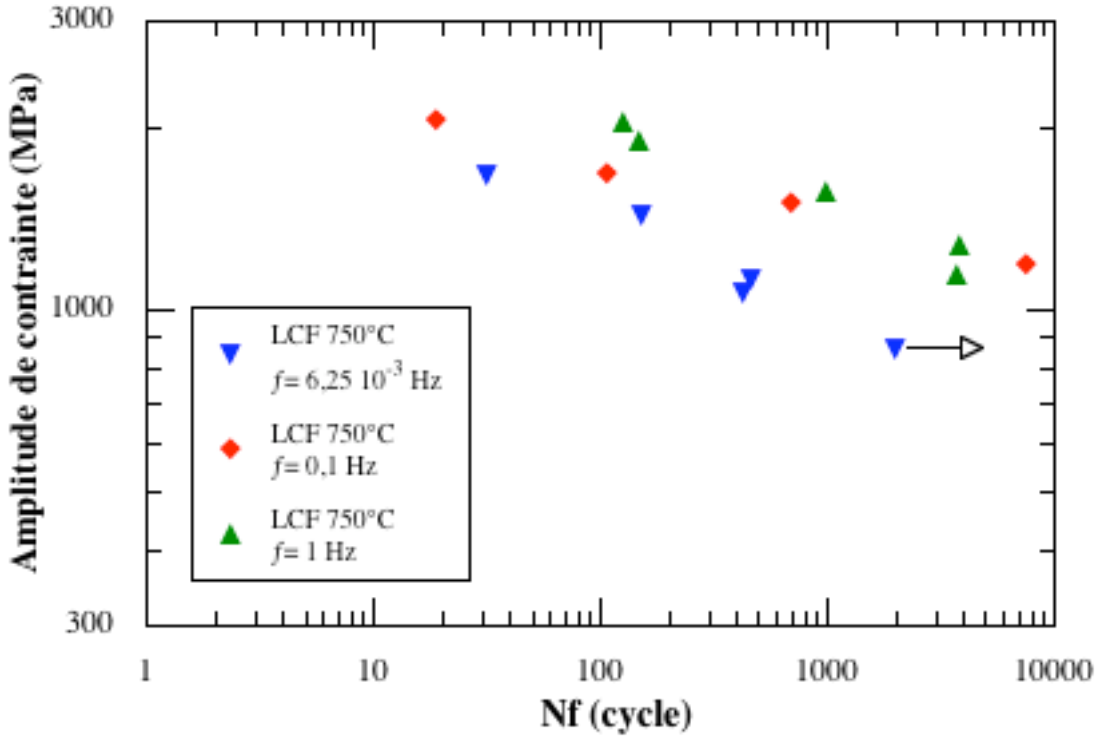


Figure II-50 : Influence de l'amplitude de contrainte sur la durée de vie en fatigue oligocyclique isotherme à 750°C pour différentes fréquences de sollicitation.

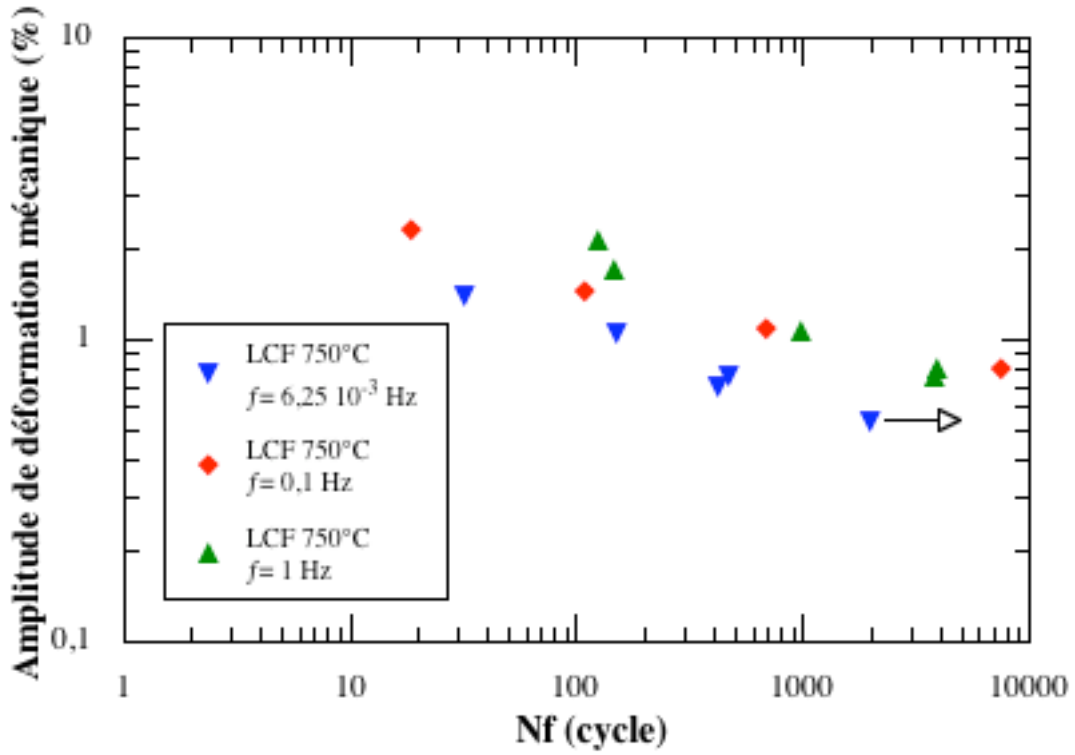


Figure II-51 : Influence de l'amplitude de déformation mécanique sur la durée de vie en fatigue oligocyclique isotherme à 750°C pour différentes fréquences de sollicitation.

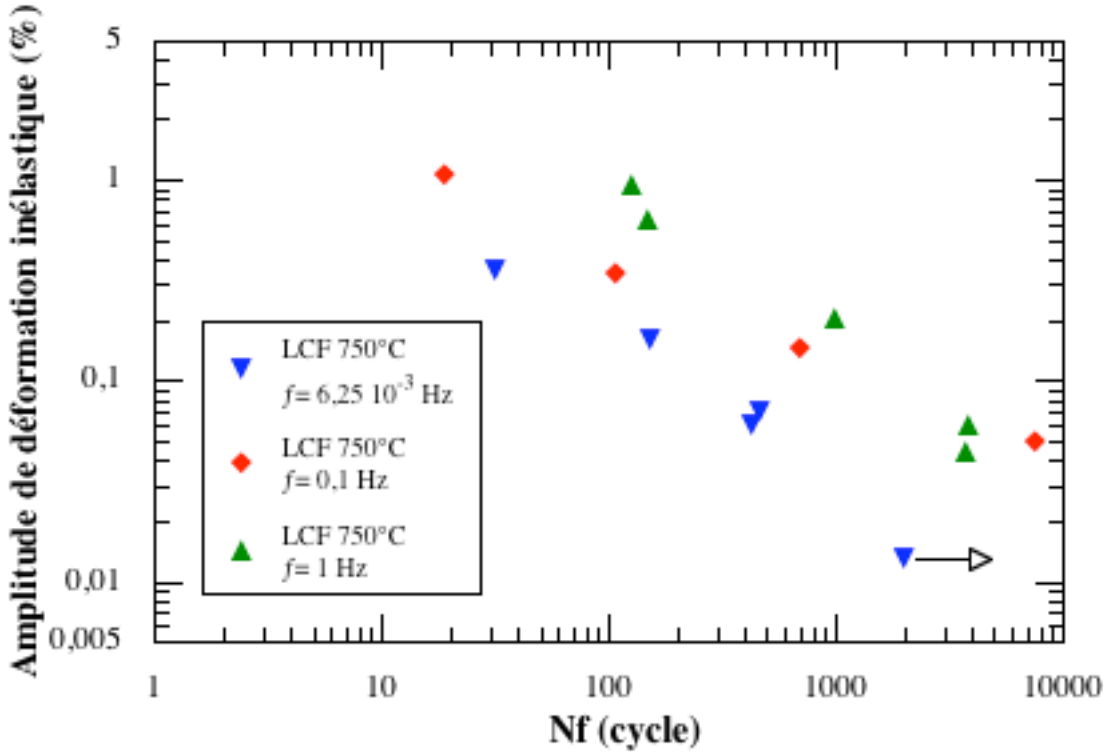


Figure II-52 : Influence de l'amplitude de déformation inélastique sur la durée de vie en fatigue oligocyclique isotherme à 750°C pour différentes fréquences de sollicitation.

Une hypothèse, non vérifiée, consisterait à mettre en cause le choix du critère de durée de vie. Celui que nous avons retenu inclut les notions d'amorçage d'une fissure (≈ 100 μm) et de propagation de celle-ci jusqu'à une taille importante (au moins la moitié de la section annulaire). Lorsque la fréquence est faible, la fraction de durée de vie correspondant à chacune de ces deux phases peut être considérée comme constante (Fleury, 1991) dans le domaine de la fatigue oligocyclique. Lorsque la fréquence augmente, l'amorçage des fissures est plus tardif, la vitesse de propagation est plus élevée et les effets dépendant du temps (fluage, oxydation) sont réduits. La phase de propagation conduisant à notre critère de rupture n'a donc pas la même importance pour les différentes fréquences et dépend fortement de l'accroissement de la vitesse de fissuration. Nous avons notamment observé la rupture brutale de certaines éprouvettes fortement sollicitées sans pouvoir interrompre le cyclage sur la base de notre critère de durée de vie. Il s'ensuit que les courbes de durée de vie comportent vraisemblablement quelques imprécisions résultant du choix de notre critère de durée de vie.

Observations métallographiques

Sur le fût des éprouvettes testées à 0,1 Hz et 1 Hz, nous observons le même type d'endommagement que pour les essais réalisés à 750°C et 6,25 10^{-3} Hz. Les fissures les plus longues sont fines, assez rectilignes et s'initient toujours dans les joints de grains. Pour les niveaux de sollicitation mécanique élevés, nous constatons la présence d'une fissuration secondaire qui est aussi localisée dans les joints de grains et dont l'importance croît avec le niveau de déformation mécanique.

Les fissures principales se sont développées en majorité à partir de la surface intérieure des éprouvettes (figures II-53 et II-55), et ont conduit à la rupture de ces dernières sous l'effet du chargement mécanique. L'amorçage sur le diamètre intérieur ne traduit pas un effet de l'accroissement de la fréquence d'essai, mais résulte de la rugosité de la surface interne qui est plus importante pour le lot d'éprouvettes cyclées à 0,1 Hz et 1 Hz. C'est pourtant au niveau des faciès de rupture que nous observons l'effet de la fréquence de sollicitation sur les mécanismes d'endommagement. A 0,1 Hz, les fissures s'amorcent dans les joints de grains (figure II-54), puis elles se propagent intergranulairement en conservant un front de propagation semi-circulaire jusqu'à ce qu'elles débouchent sur la seconde surface libre de l'éprouvette (figure II-53). Au-delà, les fissures croissent selon un mode transgranulaire. En fait, nous avons constaté que l'amorçage était souvent multiple et il semble très probable que les ruptures transgranulaires correspondent à la coalescence de plusieurs fissures voisines. Nous pouvons alors associer ces zones transgranulaires à des vitesses de propagation assez élevées.

Les faciès des éprouvettes testées à 1 Hz ne diffèrent des précédents que par l'étendue des ruptures intergranulaires. Cette fois, les sites d'amorçage sont plus nombreux et les fissures voisines coalescent plus rapidement, bien avant de devenir débouchantes (figures II-55 et II-56). Il s'ensuit la formation d'une fissure annulaire de type intergranulaire qui se propage alors en quelques cycles (< 10 cycles) jusqu'à la surface externe des éprouvettes selon un mode de rupture transgranulaire (figure II-57).

Pour résumer cette partie, nous pouvons dire que l'augmentation de la fréquence n'influe pas sur l'amorçage des fissures qui est, à 750°C sous air, toujours intergranulaire. Jusqu'à 1 Hz,

l'oxydation semble toujours être à l'origine de l'amorçage des fissures, mais la moindre importance des ruptures intergranulaires lorsque la fréquence croît, révèle que les effets de l'oxydation s'estompent lorsque la vitesse de fissuration augmente. Par conséquent, nous associerons toujours l'endommagement transgranulaire sous air à d'importantes vitesses de propagation de fissure.

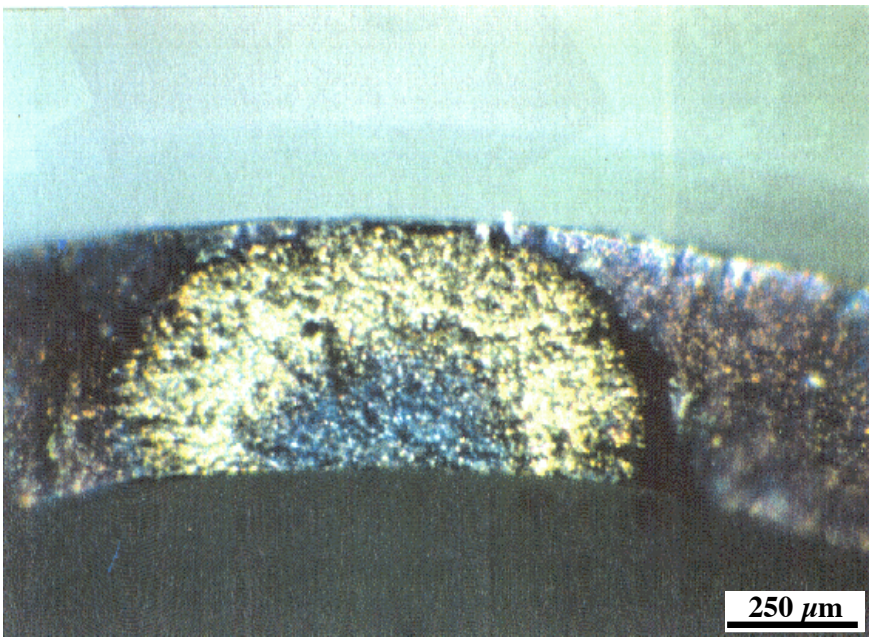


Figure II-53 : Macrographie d'un site d'amorçage sur le faciès de rupture d'une éprouvette de fatigue oligocyclique à 750°C et 0,1 Hz; SW 1/095, $\Delta\varepsilon_m$= 1,44 %, N_f= 108 cycles.

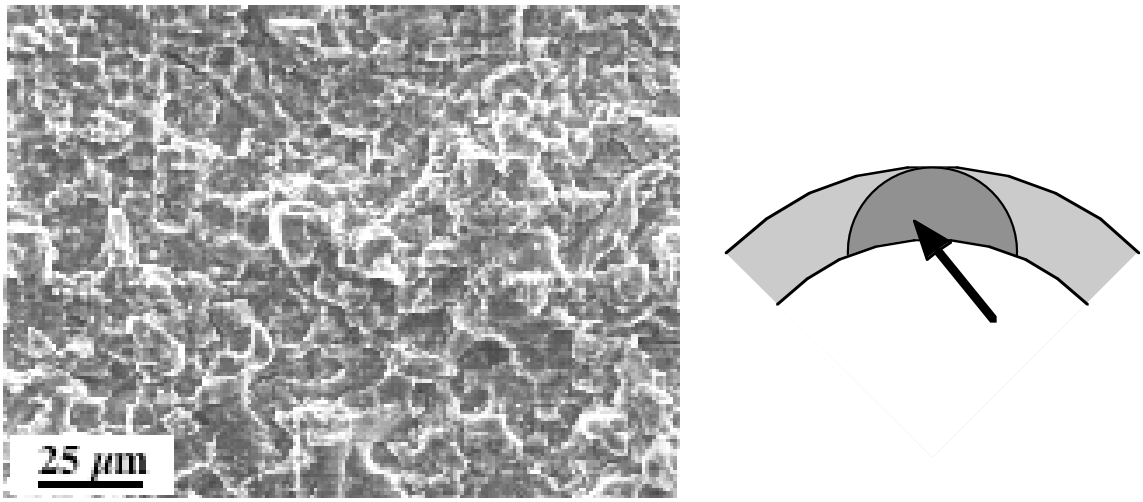


Figure II-54 : Détail d'un site d'amorçage de fissure d'une éprouvette de fatigue oligocyclique à 750°C et 0,1 Hz; SW 1/095, $\Delta\varepsilon_m$= 1,44 %, N_f= 108 cycles.

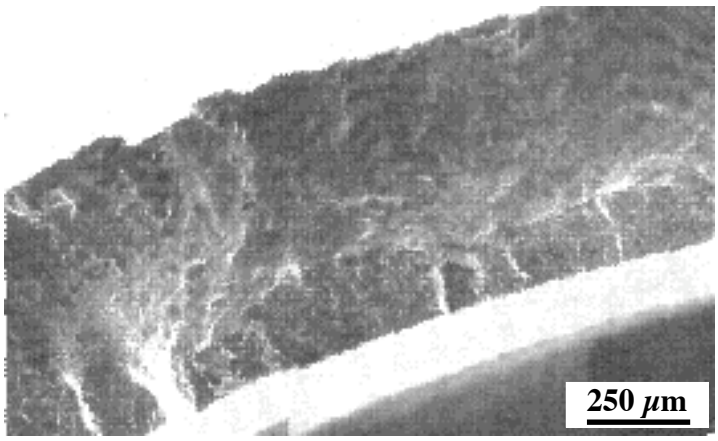


Figure II-55 : Faciès de rupture d'une éprouvette de fatigue oligocyclique à 750°C et 1 Hz; SW 6/095, $\Delta\varepsilon_m$= 2,14 %, N_f= 125 cycles.

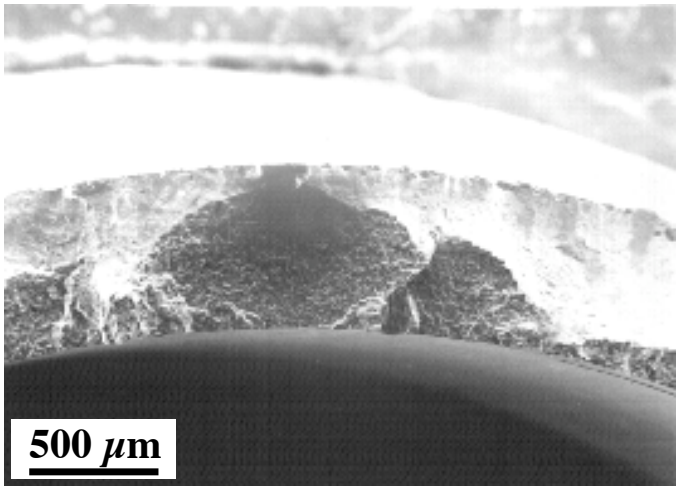


Figure II-56 : Faciès de rupture d'une éprouvette de fatigue oligocyclique à 750°C et 1 Hz; SW 5/095, $\Delta\varepsilon_m$= 1,72 %, N_f= 159 cycles.

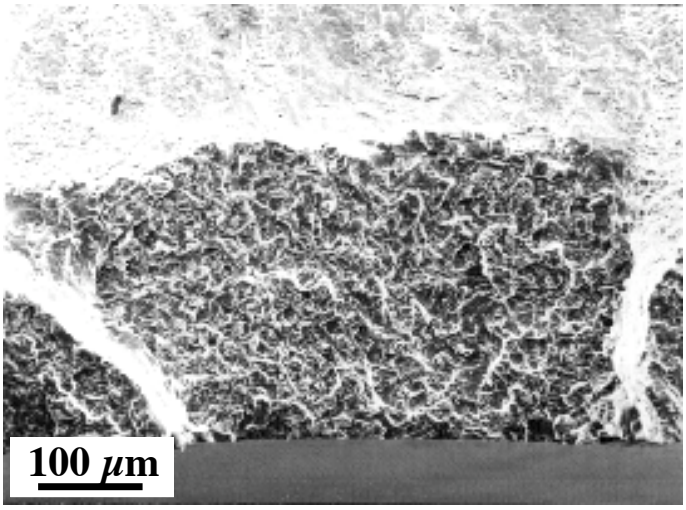


Figure II-57 : Détail d'un site d'amorçage de fissure d'une éprouvette de fatigue oligocyclique à 750°C et 1 Hz; SW 5/095, $\Delta\varepsilon_m$= 1,72 %, N_f= 159 cycles.

II.4.c. Réflexions sur la fatigue oligocyclique

Nous avons montré précédemment que la durée de vie en fatigue à haute température du Superwaspaloy dépend fortement de l'environnement. Le rôle spécifique de l'oxygène dans l'action dégradante de l'air sur la résistance à la rupture à haute température a été démontré, entre autres, par les travaux de Woodford et Bricknell sur des alliages à base de nickel. Woodford (1981) a observé une diminution de la durée de vie et une perte de ductilité en fluage pour des éprouvettes en IN738 à 700°C après un maintien de 200 heures à 1000°C dans l'oxygène; elle s'accompagne d'une fragilisation des joints de grains par diffusion de l'oxygène. Par ailleurs, Wood et al. (1983) ont observé dans des alliages Ni-Cr et Ni-Cr-Al une oxydation interne le long des joints de grains en dessous d'une couche externe formée majoritairement d'oxyde Cr_2O_3. Bernède (1994) a effectué des observations similaires dans le cas de l'Astroloy et propose une formulation permettant de quantifier le couplage entre l'oxydation de la matrice, l'oxydation pénétrante et les conditions de sollicitation mécano-thermique.

Il s'est avéré que la durée de vie en fatigue à haute température du Superwaspaloy dépendait également de la fréquence. Ce comportement bien connu est rapporté par de nombreux auteurs pour différents types d'alliages (Solomon et al., 1973; Coffin, 1973; Manson, 1973; Gell et al., 1973; Levaillant, 1984; Bressers et al., 1986; Réger et al., 1988b). Dans le domaine des températures élevées, les processus dépendants du temps contribuent fortement au développement de l'endommagement en fatigue. Ainsi, la réduction de la durée de vie de l'alliage quand la fréquence des essais diminue, illustre très clairement l'interaction entre la déformation plastique indépendante du temps et les mécanismes tels que le fluage et l'oxydation qui dépendent fortement du temps. Par conséquent, pour cet alliage, les modèles de prévision de durée de vie devront prendre en compte l'effet de la vitesse de déformation ou de la fréquence.

Outre l'effet sur la durée de vie, la vitesse de déformation semble avoir un effet important sur la réponse mécanique du Superwaspaloy sous sollicitation cyclique à haute température. En effet, à 750°C, pour un niveau de déformation totale ou inélastique donné, l'amplitude de contrainte atteinte est d'autant plus importante que la vitesse de sollicitation est élevée. Cette différence de comportement peut-être attribuée à l'intervention de mécanismes de relaxation d'autant plus prononcés que la vitesse de sollicitation diminue.

Dans les conditions d'essai anisotherme, l'effet du temps est également important car la fréquence de cyclage est faible et les températures atteintes élevées. Ainsi, l'oxydation en surface est aussi prononcée qu'en fatigue isotherme à haute température, et l'aspect des microfissures observées sur la figure II-18 suggère que l'amorçage des fissures résulte d'une interaction fatigue-oxydation. La similitude des faciès de rupture pour les sites d'amorçage des essais oligocycliques isothermes à 750°C et anisothermes sous air corrobore cette hypothèse. En effet, dans les deux cas, les observations indiquent que l'amorçage et au moins les premiers stades de la propagation sont intergranulaires, alors que sous vide ou à basse température, où il n'y a pas ou peu d'effet d'oxydation, les faciès sont exclusivement transgranulaires. Il semble donc que le cyclage thermique favorise autant l'amorçage des fissures en modifiant la croissance de la couche d'oxyde superficielle et sa résistance mécanique qu'une exposition continue à haute température.

De nombreux modèles de prévision de durée de vie développés pour la fatigue oligocyclique isotherme sont couramment utilisés pour prédire les durées de vie en service de pièces soumises à des contraintes d'origine thermique. Le problème consiste alors à déterminer la température équivalente, selon le concept de Taira (1973) par exemple, afin d'utiliser les données de fatigue isotherme. Néanmoins, les données de fatigue mécano-thermique sont précieuses car elles simulent mieux les chargements mécano-thermiques subis par chacun des éléments de volume d'une structure sollicitée en fatigue thermique.

Il est donc très intéressant de comparer les résultats de fatigue oligocyclique isotherme et anisotherme. Comme nous pouvons le voir sur les courbes de durée de vie des figures II-58 a et b, les durées de vie en fatigue isotherme et anisotherme sont différentes. Dans le diagramme amplitude de contrainte *vs* nombre de cycles à rupture, les conditions de cyclage anisotherme sont beaucoup plus favorables que les conditions isothermes à 750°C, et nettement moins favorables que les conditions isothermes à 200°C, pour la gamme des durées de vie explorée. Ce diagramme suggère une similitude entre les conditions anisothermes et isothermes à 750°C pour la fréquence de 1 Hz. Il n'y a cependant pas d'équivalence entre ces deux types d'essai, car en fatigue isotherme l'amplitude de contrainte résulte directement du comportement du matériau alors qu'en fatigue anisotherme, elle est conditionnée par l'effet d'histoire mécano-thermique. En fait, le positionnement des courbes isothermes à 750°C pour différentes fréquences exprime simplement que l'endurance en fatigue anisotherme est plus importante grâce à la réduction des processus dépendants du temps à haute température. En termes d'amplitude de déformation inélastique, les conclusions sont similaires. La courbe de durée de vie en fatigue anisotherme se positionne entre les courbes isothermes obtenues à 750°C et à 200°C. Tout comme dans le cas de l'amplitude de contrainte, la durée de vie en fatigue anisotherme est sensiblement plus proche de celle obtenue en fatigue isotherme à haute température que de celle relative à la fatigue isotherme à 200°C.

Enfin pour conclure sur la fatigue oligocyclique, nous soulignerons une dernière particularité des courbes d'endurance du Superwaspaloy. Dans chacun des diagrammes bi-logarithmiques présentés sur la figure II-58, les points de chaque type d'essai s'alignent suivant des droites conférant ainsi aux courbes de durée de vie une même allure. De plus ces droites semblent partager, aux erreurs expérimentales près, la même pente ce qui autorise l'identification des relations dites de Manson-Coffin pour des conditions de chargement thermique et mécanique différentes. Étant donné que les conditions de sollicitation mécanique et la géométrie des éprouvettes sont représentatives d'un élément de volume, il paraît possible de déterminer la durée de vie d'une structure au moyen des relations de Manson-Coffin ainsi identifiées. Le chapitre V de ce manuscrit est en partie consacré à l'utilisation de ces relations pour la prévision de la durée de vie d'une structure soumise à un chargement d'origine thermique.

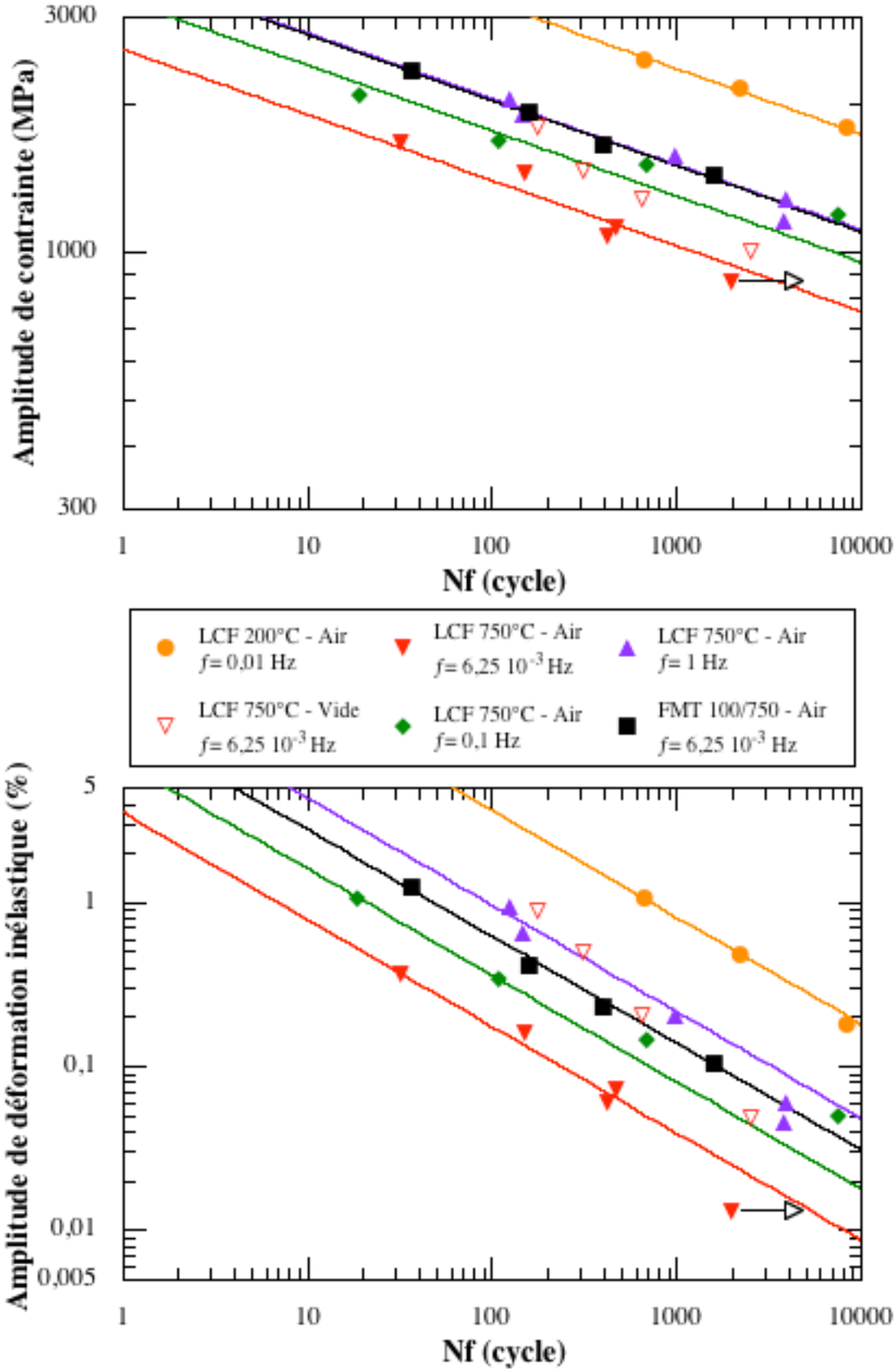


Figure II-58 : Évolution de la durée de vie en fonction de l'amplitude de contrainte (a) et de l'amplitude de déformation inélastique (b) en fatigue oligocyclique.

CHAPITRE III : FATIGUE THERMIQUE

III.1. INTRODUCTION

La fatigue thermique est un des problèmes majeurs dans les turbomachines aéronautiques et astronautiques, particulièrement au niveau des aubes de turbine. La dégradation de ces pièces est essentiellement due aux contraintes d'origine thermique qui se développent durant les régimes transitoires (démarrage, arrêt). Toutefois, la fatigue thermique n'est pas un phénomène de fatigue pure. Les régimes transitoires se produisent, pour les turbopompes astronautiques, entre des températures cryogéniques et des températures élevées de l'ordre de 750°C. La dégradation des matériaux pour aubes soumis à la fatigue thermique peut donc aussi résulter d'endommagement de fluage ou de l'effet de l'environnement (hydrogène ou oxygène liquide).

La caractérisation de l'endommagement en fatigue thermique peut être effectuée sur structure réelle ou sur banc. Mais la nécessité de limiter le coût des essais, tout comme le souci d'utiliser des cycles thermiques reproductibles pour bien caractériser l'endommagement, ont conduit les ingénieurs à réaliser des essais plus simples et moins coûteux. L'essai typique dont Glenny fut le précurseur (Glenny et al., 1958-1959) utilise un disque ou une éprouvette prismatique avec un bord mince. Cette éprouvette, qui est une structure, est cyclée rapidement en température à l'aide d'un banc à flamme ou de lits fluidisés (Glenny, 1967, 1970, 1974, Woodword et al. 1974, Rezaï-Aria, 1986). Les travaux les plus anciens ont d'abord caractérisé l'amorçage des fissures pour une taille donnée, mais très vite les auteurs ont cherché à caractériser la propagation des fissures (Glenny, 1967, Mowbray et al., 1973).

Cet essai permet une simulation assez réaliste des conditions de fonctionnement en service, mais nécessite de calculer la sollicitation thermique, les contraintes et les déformations auxquelles elle donne naissance. Comme dans le cas de pièces réelles, il faut donc avoir recours à un code de calcul de thermique, puis à un calcul de structure utilisant un modèle de comportement aussi réaliste que possible. Si de tels calculs ont été publiés par Spera en 1969 et Mowbray en 1976, les modèles de comportement étaient souvent rudimentaires. Plus récemment, l'utilisation de lois de comportement plus complètes ont permis de décrire plus précisément l'amorçage et la propagation des fissures lors des essais de fatigue thermique (Rezaï, 1986, Bernard, 1990).

L'objet de ce chapitre est donc de caractériser l'endommagement en fatigue thermique du Superwaspaloy à l'aide d'une étude métallurgique de l'endommagement. Après une description des éprouvettes utilisées, ainsi que des conditions expérimentales, nous présenterons les résultats des essais de fatigue thermique. Ces résultats permettent d'une part d'étudier l'endommagement du Superwaspaloy en fatigue thermique, et d'autre part, ils constituent une base expérimentale pour évaluer les différentes méthodes d'estimation de durée de vie en fatigue thermique.

Ce chapitre est aussi consacré au calcul des déformations et des contraintes des éprouvettes de fatigue thermique. Ainsi, nous exposerons le principe du calcul de la thermique des éprouvettes prismatiques à partir de mesures de température en peau de cette dernière. Enfin, nous décrirons le calcul des contraintes et des déformations au sein des éprouvettes, calcul qui s'appuie sur des relations de comportement dont l'identification est présentée dans ce chapitre.

III.2. DEFINITION DES EPROUVETTES

L'éprouvette que nous avons utilisée pour la fatigue thermique est une éprouvette prismatique en forme de coin, représentée sur la figure III-3. Les ébauches sont prélevées dans une barre de 80 mm de diamètre en Superwaspaloy, de telle manière que la propagation de fissure s'effectue dans une direction similaire à celle d'une éprouvette tubulaire de fatigue oligocyclique, c'est à dire dans un plan perpendiculaire à l'axe de la barre de diamètre 80 mm.

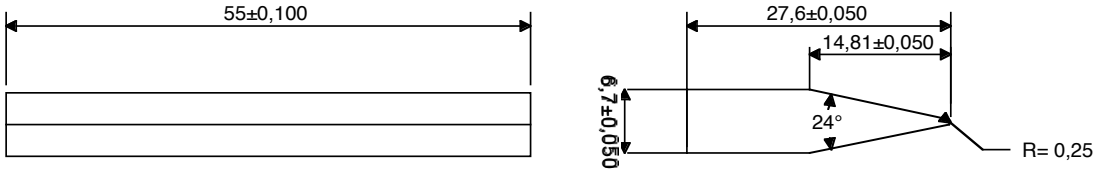


Figure III-3 : Eprouvette standard de fatigue thermique type FT-S.

Nous verrons plus loin que cette géométrie d'éprouvette conduit à des résultats assez éloignés du problème industriel originel. En effet, les périodes d'amorçage que nous avons relevées sont trop importantes, et les vitesses de fissuration sont, avec cette géométrie, nettement inférieures à celles observées lors des essais de fatigue oligocyclique.

De ce fait, nous avons défini une seconde géométrie d'éprouvette de fatigue thermique. L'étude mécano-thermique de l'éprouvette de géométrie standard (paragraphe III.6) a révélé que le gradient thermique de l'éprouvette FT-S était trop faible pour être représentatif d'une structure réelle. En nous appuyant sur les travaux de Glenny (1970), nous avons optimisé notre éprouvette de fatigue thermique en augmentant la taille de la partie massive. Cette seconde géométrie d'éprouvette de fatigue thermique, appelée par la suite éprouvette de type FT-L, est représentée sur la figure III-4.

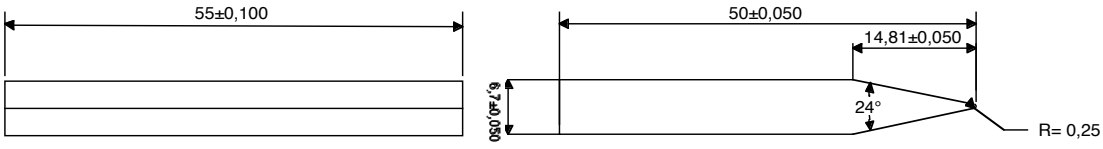


Figure III-4 : Eprouvette longue de fatigue thermique type FT-L.

L'éprouvette de type FT-L conserve le rayon de courbure, l'angle d'ouverture et l'épaisseur de l'éprouvette standard, mais la longueur de sa partie massive est multiplié par 2,75. Ceci contribue à augmenter l'inertie thermique de l'éprouvette, tant au chauffage qu'au refroidissement, induisant de ce fait des gradients de température, donc de contrainte, plus importants au sein de l'éprouvette.

La préparation des surfaces de ce type d'éprouvette peut être assez variée. Suivant les laboratoires, la rugosité des surfaces peut être celle qui résulte des opérations de rectification ou celle que l'on observe après un polissage à la pâte diamantée ou un polissage électrolytique. Pour notre part, nous avons choisi d'obtenir un état de surface proche de celui des éprouvettes de fatigue oligocyclique. C'est pourquoi, les éprouvettes sont polies mécaniquement en utilisant des

meules dont le grade augmente progressivement de 200 à 800, puis nous avons recours à la pâte diamantée jusqu'à un état final obtenu à la pâte de grade 3 μm. Le polissage est réalisé à l'aide d'une machine spécialement développée pour le polissage des surfaces planes d'éprouvette de géométrie complexe (Grison J., 1995).

Cependant, nous évoquerons des résultats obtenus à partir d'une éprouvette brute de rectification, afin de préciser l'influence du polissage sur l'amorçage et la propagation de fissures en fatigue thermique. En effet, selon les informations que nous avons pu recueillir, l'état de surface d'une aube de turbopompe se situe entre les deux états de surface que nous avons testés, et compte tenu de la gamme de fabrication, il est certainement plus proche de l'état résultant de la rectification.

III.3. DEFINITION DES CONDITIONS EXPERIMENTALES

Les essais de fatigue thermique sont réalisés sur un banc développé spécialement pour l'étude de l'influence des chocs thermiques sur des structures (Köster et al., 1992).

L'installation de fatigue thermique consiste en un four à radiation à 6 lobes elliptiques refroidi par eau, ce qui confère au dispositif une faible inertie thermique. Le four est complété par un système de refroidissement par air comprimé à la pression de 8 bars (figure III-5 et III-6). L'ensemble est placé dans une enceinte insonorisée, en état de légère dépression grâce à un système d'aspiration. Le cycle thermique est imposé à l'aide d'une régulation Eurotherm 902 P qui assure la régulation de la sortie chaude, le four, et de la sortie froide (électrovanne) en boucle fermée, par l'intermédiaire d'un thermocouple Chromel-Alumel placé sur l'éprouvette de fatigue thermique. Lors du refroidissement, l'air chaud est extrait de l'enceinte par le système de dépression qui contribue, durant la phase de chauffage, à répartir les flux de chaleur sur l'éprouvette.

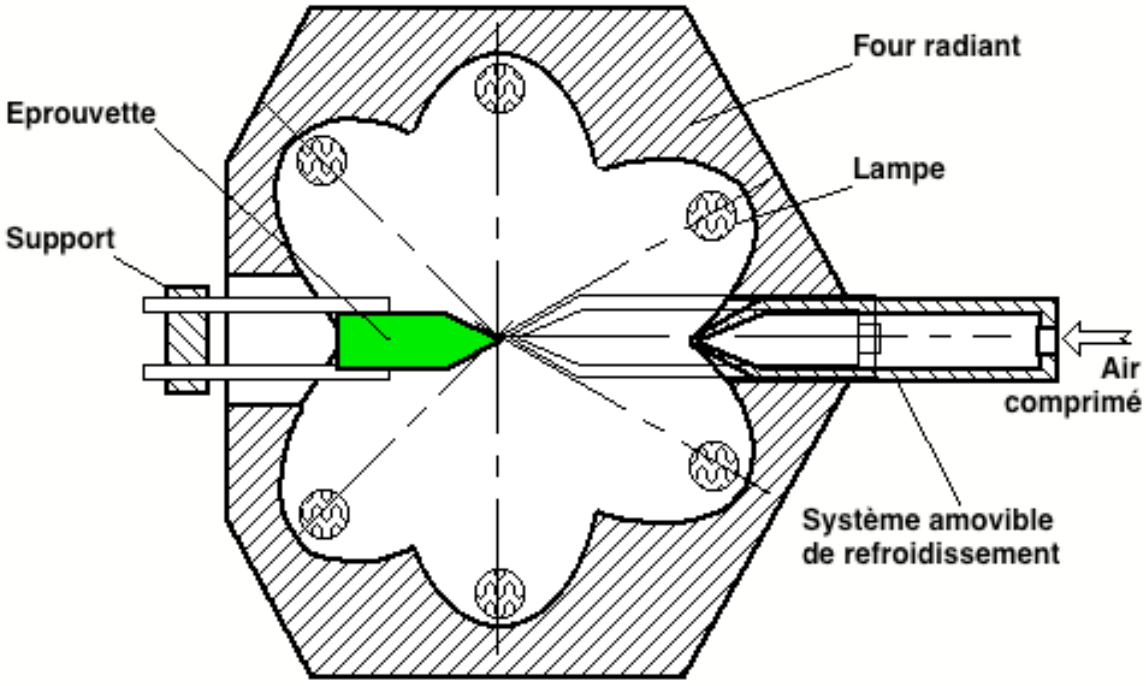


Figure III-5 : Schéma synoptique de l'installation de fatigue thermique.

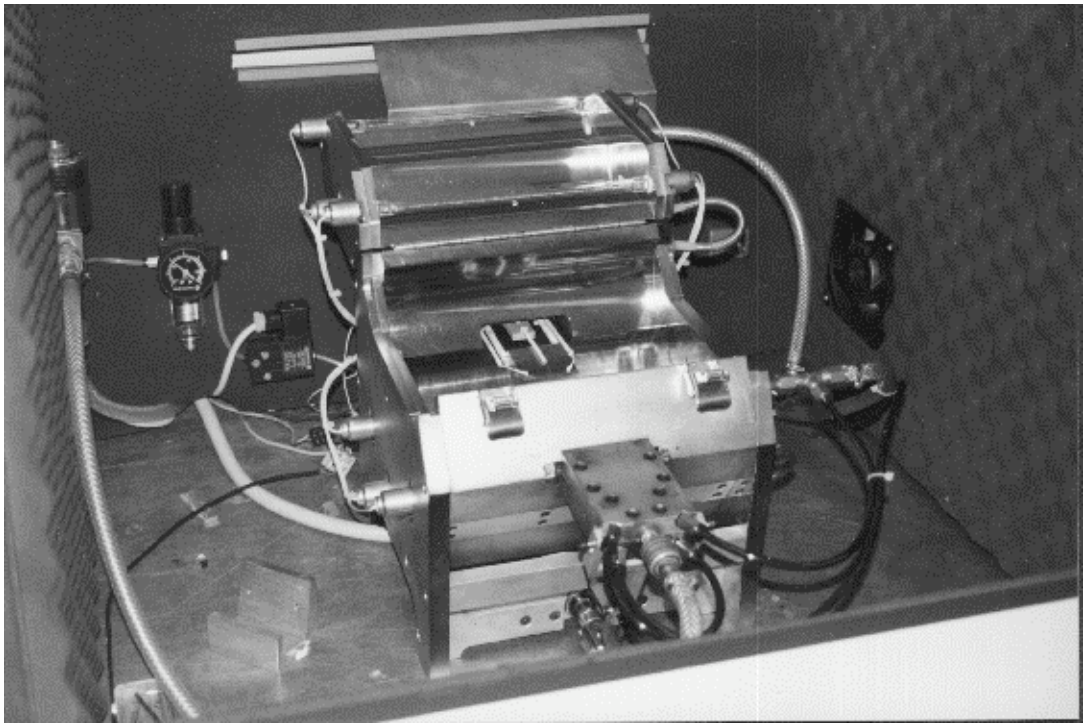


Figure III-6 : Vue d'ensemble du banc de fatigue thermique.

L'éprouvette, non bridée, repose horizontalement sur deux tiges d'alumine, et est maintenue en position par une troisième. Le montage de l'éprouvette est réalisé de telle manière que le bord mince de celle-ci se trouve au foyer du four. Ainsi, le bord mince de l'éprouvette est chauffé uniformément sur toute sa longueur. Le refroidissement est assuré par un écoulement d'air comprimé sur le bord mince de l'éprouvette. Afin d'optimiser les performances du four à la fois au chauffage et au refroidissement, la buse assurant le guidage de l'air est amovible. Lors du chauffage, elle se trouve en position arrière (figure III-7), et sa forme favorisant la réflexion des radiations contribue au chauffage de l'éprouvette. Au refroidissement, la buse est avancée par un dispositif pneumatique jusqu'à une distance de 3 mm du bord mince de l'éprouvette (figure III-8).

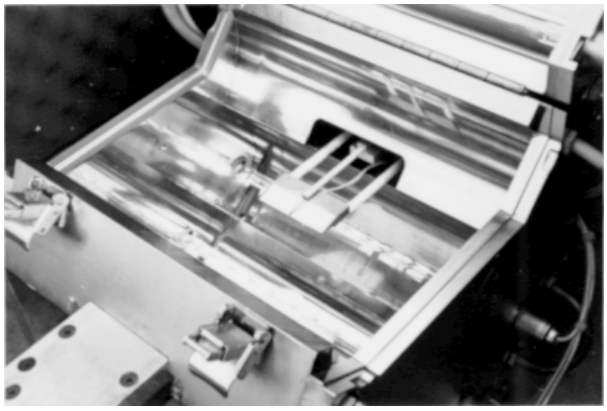


Figure III-7 : Montage de l'éprouvette sur le banc de fatigue thermique.

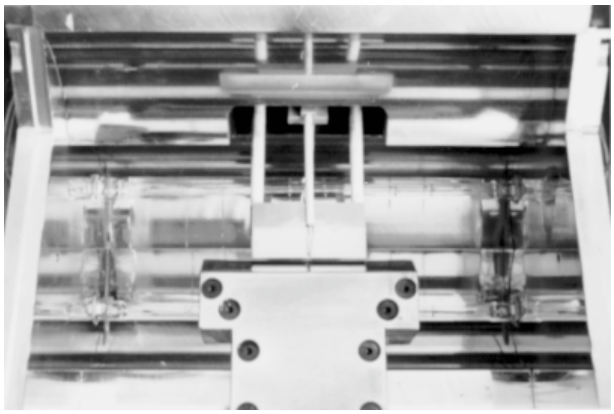


Figure III-8 : Système de refroidissement du banc de fatigue thermique.

Un thermocouple Chromel-Alumel d'asservissement est soudé sur l'éprouvette de fatigue thermique à proximité du bord mince dans la partie centrale. La soudure est effectuée 2 mm en retrait de l'extrémité de l'éprouvette afin d'éviter tout problème d'amorçage d'une fissure sur la soudure du thermocouple.

Le cycle thermique que nous imposons aux éprouvettes est inspiré du cycle thermique de l'essai de fatigue oligocyclique anisotherme (cf. § II.3). Des essais de faisabilité (Köster et al., 1991), nous ont conduit à retenir un cycle thermique qui tient compte de la température du bord mince de l'éprouvette, ainsi que de celle de sa partie massive (figure III-9). Le cycle thermique peut être résumé ainsi :

- dans un premier temps, le bord mince de l'éprouvette est porté rapidement à la température de 750°C (t≈20 s),
- ensuite, nous effectuons un maintien en température du bord mince jusqu'à ce que le début de la partie massive de l'éprouvette ait atteint la température de 600°C (t≈60 s),
- l'éprouvette est alors refroidie violemment tant que la température de la partie massive de l'éprouvette est supérieure à 100°C (t≈90 s). A cet instant, la température du bord mince est de l'ordre de la température ambiante.

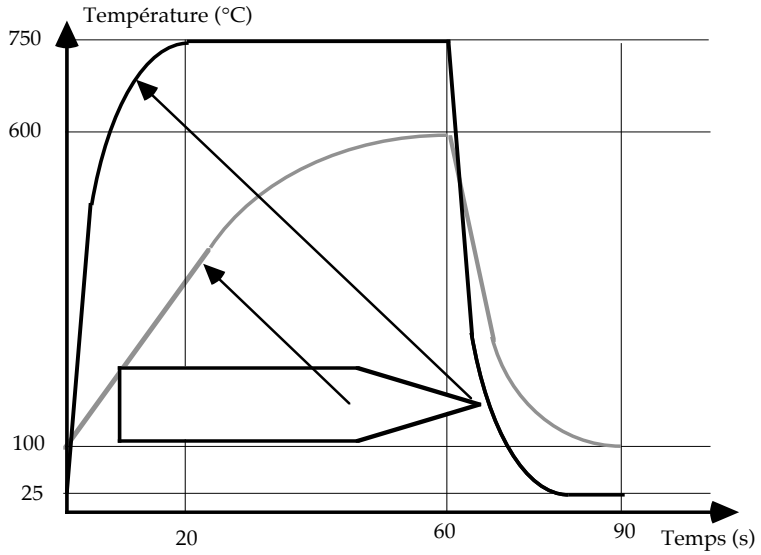


Figure III-9 : Cycle de fatigue thermique appliqué aux éprouvettes.

Nous appliquons aux éprouvettes des séquences de 200, 500 ou 1000 cycles. Après chaque séquence, nous observons les surfaces de l'éprouvette à l'aide d'une loupe binoculaire LEITZ munie d'une table X-Y ou d'un microscope électronique à balayage (HITACHI S450) afin de déceler la présence de fissures. La taille de chaque fissure est alors relevée afin d'établir un graphe rendant compte de la cinétique de fissuration de l'éprouvette. A l'issue des observations, nous replaçons l'éprouvette sur le banc de fatigue thermique en prenant soin de la retourner afin d'exposer les deux faces du bord mince d'une manière plus uniforme au chauffage et au refroidissement.

Les mesures de longueur de fissure sont effectuées à la surface de l'éprouvette. Il peut donc s'avérer nécessaire de corriger les mesures en tenant compte du front de fissuration. Ceci n'est réalisé qu'à la fin de l'essai, après avoir observé le faciès de rupture de la fissure principale.

III.4. RESULTATS EXPERIMENTAUX

Ce type d'essai conduit, en général, à l'amorçage et la propagation de multiples fissures sur les éprouvettes, mais si seule la fissure principale retient notre attention pour les estimations de durée de vie, leur nombre donne une bonne indication qualitative de l'état de contrainte des éprouvettes. Aussi, nous avons choisi de présenter les résultats de ces essais en indiquant la progression de chacune des fissures que nous avons pu observer sur les éprouvettes.

Ainsi, pour l'éprouvette de géométrie standard (FT-S 2 SW), nous avons observé l'amorçage et la propagation de trois fissures situées dans le tiers médian de l'éprouvette. Notons que la détection de ces fissures n'a pas été possible avant qu'elles atteignent la taille de 200 μm. La figure III-10 illustre l'évolution de la profondeur de ces fissures en fonction du nombre de cycles.

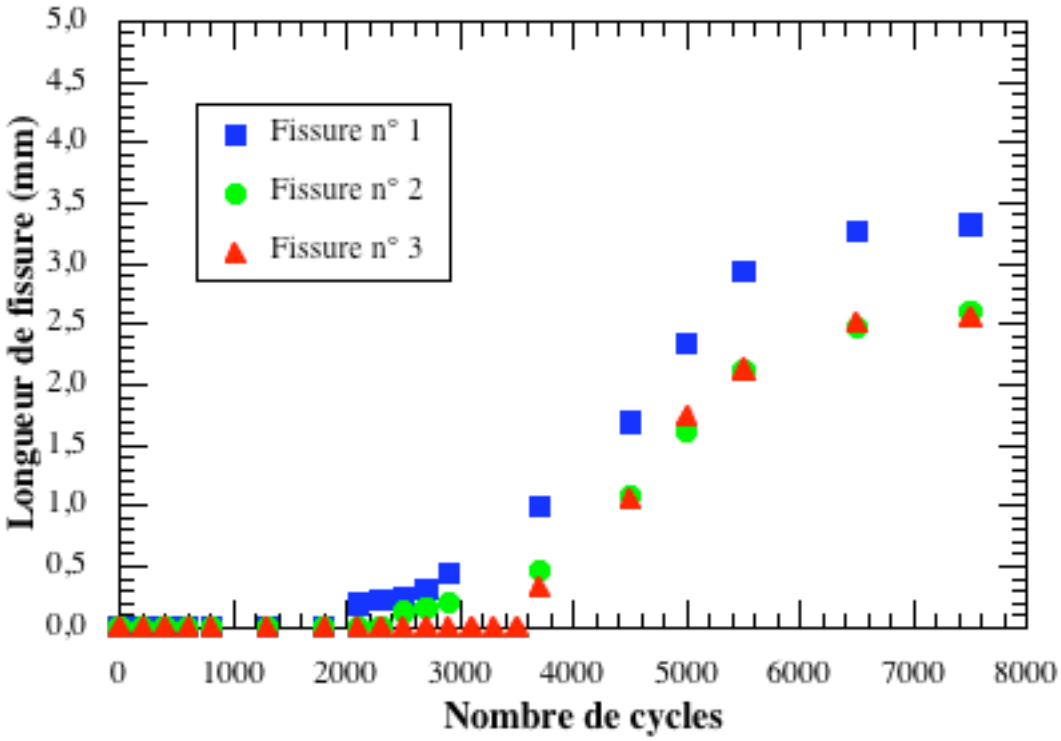


Figure III-10 : Evolution de la taille des fissures de l'éprouvette FT-S 2 SW durant l'essai de fatigue thermique.

La période d'amorçage des fissures est assez longue puisque plus de 2000 cycles sont nécessaires à leur apparition. Leur propagation est relativement lente même dans le cas de la fissure principale dont le premier stade de propagation s'effectue à la vitesse moyenne de 0,15 10^{-6} m/cycle. La vitesse de propagation de ce défaut augmente progressivement pour atteindre un régime linéaire maximum de l'ordre de 10^{-6} m/cycle aux environs de 1 mm de longueur de fissure, avant de décroître lorsque celui-ci a atteint la taille de 3 mm. Nous avons interrompu cette essai alors que la propagation s'effectuait à la vitesse de 0,05 10^{-6} m/cycle et que la courbe d'évolution de la fissure révélait l'existence d'une asymptote horizontale. Les deux

fissures secondaires de cette éprouvette se sont propagées suivant le même schéma que la fissure principale et de manière similaire pour atteindre la taille, en fin d'essai, d'environ 2,6 mm. Là aussi, il est donc fort peu probable que la fissuration se poursuive, et nous pouvons dire que la taille de la plus grande fissure de fatigue thermique que l'on puisse observer sur cette structure (FT-S) est de 3,5 mm.

La durée de vie de l'éprouvette de géométrie FT-S est relativement importante par rapport au problème industriel initial, et les vitesses de propagation de fissure que nous avons relevées semblent éloignées des résultats de fatigue oligocyclique isotherme et anisotherme. C'est pourquoi, nous avons étudié une seconde géométrie d'éprouvette (FT-L) devant conduire à un endommagement plus sévère.

L'éprouvette de géométrie longue (FT-L 3 SW) a satisfait à notre attente. Sur cette éprouvette, nous avons pu suivre l'évolution de plus de 20 fissures, mais seules les 17 premières ont fait l'objet de relevés dimensionnels. Les premiers amorçages ont été détectés dès le 800ème cycle et nous sommes limités à suivre les fissures apparues avant le 1000ème cycle. Pour cette structure, l'amorçage précoce des fissures a limité les effets de l'oxydation et favorisé la détection de défauts plus petits que dans le cas précédent. Cette fois, les fissures ont été détectées alors que leur taille était comprise entre 50 et 100 μm.

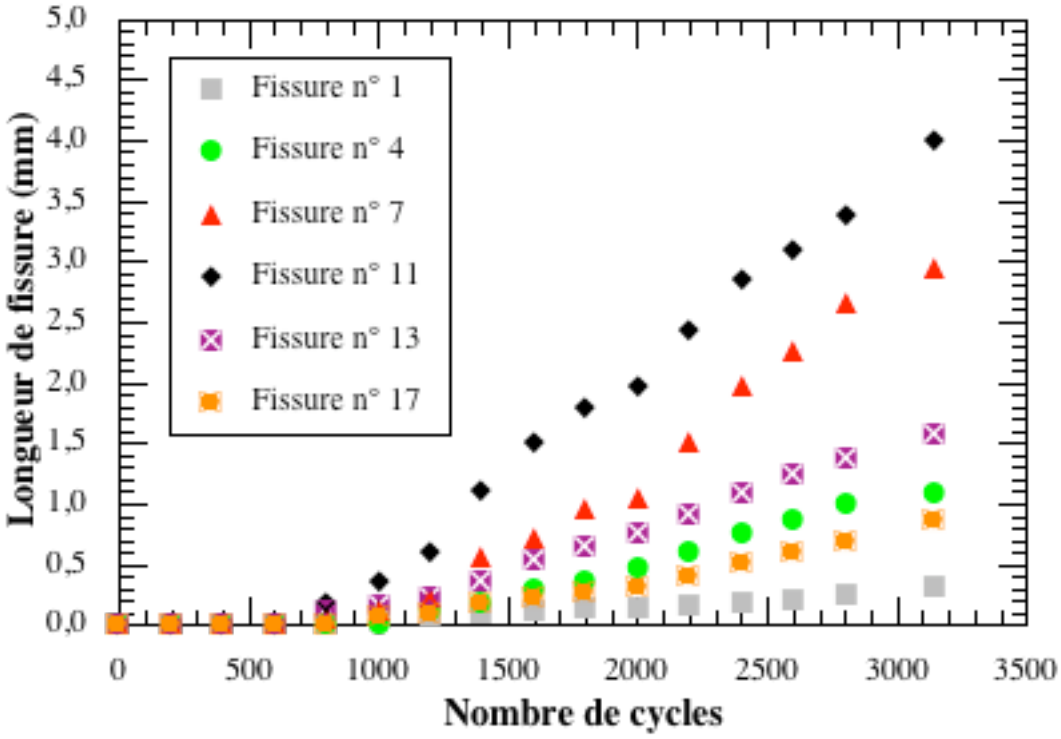


Figure III-11 : Evolution de la taille des fissures de l'éprouvette FT-L 3 SW durant l'essai de fatigue thermique.

Les courbes de fissuration de l'éprouvette FT-L 3 SW sont présentées sur la figure III-11. On y observe que deux fissures (n°7 et n°11) se sont développées plus rapidement que les autres. Ces deux fissures, situées dans le milieu de l'éprouvette de part et d'autre du thermocouple de pilotage, ont atteint respectivement la taille de 3 mm et de 4 mm après 3200 cycles thermiques. Très rapidement après leur amorçage, la vitesse de propagation de ces fissures a atteint un régime

stationnaire de 1,5 10^{-6} m/cycle sans décroître jusqu'à la fin de l'essai. Nous pouvons donc affirmer que ces fissures se trouvent dans un régime de propagation stable. Pour les autres fissures, les différents sites d'amorçage sont répartis tout le long du bord mince de l'éprouvette. Leurs vitesses de propagation sont aussi plus faibles et s'étendent de 0,1 10^{-6} à 0,7 10^{-6} m/cycle. Pour ces fissures secondaires, nous constatons que leur propagation a tendance à se ralentir sur la fin d'essai. La taille finale de ces fissures n'excède pas 1,5 mm. Les autres fissures apparues tout au long de l'essai ne présentent pas un grand intérêt ici, mais elles seront évoquées plus loin en ce qui concerne les sites d'amorçage.

A des fins de comparaison, nous avons reporté sur la figure III-12 l'évolution de la taille des fissures principales de chacune des géométries en fonction du nombre de cycles. L'effet de la géométrie de l'éprouvette y est clairement illustré. L'augmentation de la taille de la partie massive de l'éprouvette de fatigue thermique conduit bien à réduire la période d'amorçage et ceci d'un facteur de 2,5 (FT-S / FT-L). Au niveau de la propagation de ces fissures, nous constatons aussi des différences notables. La vitesse de propagation croît beaucoup plus rapidement dans le cas de la structure FT-L et atteint son maximum en moins de 200 cycles après l'amorçage contre 2500 pour l'éprouvette FT-S. Par contre les vitesses maximales de fissuration sont assez proches, respectivement 1,5 10^{-6} m/cycle et 10^{-6} m/cycle. Avec la géométrie longue, nous n'observons pas réduction de la vitesse de propagation du défaut principal jusqu'à la taille de 4 mm alors que la fissure principale de la géométrie standard ralentit sa progression dès 3 mm. Enfin, le nombre total de fissures observées sur l'éprouvette FT-L est très nettement plus important que sur celle de géométrie standard.

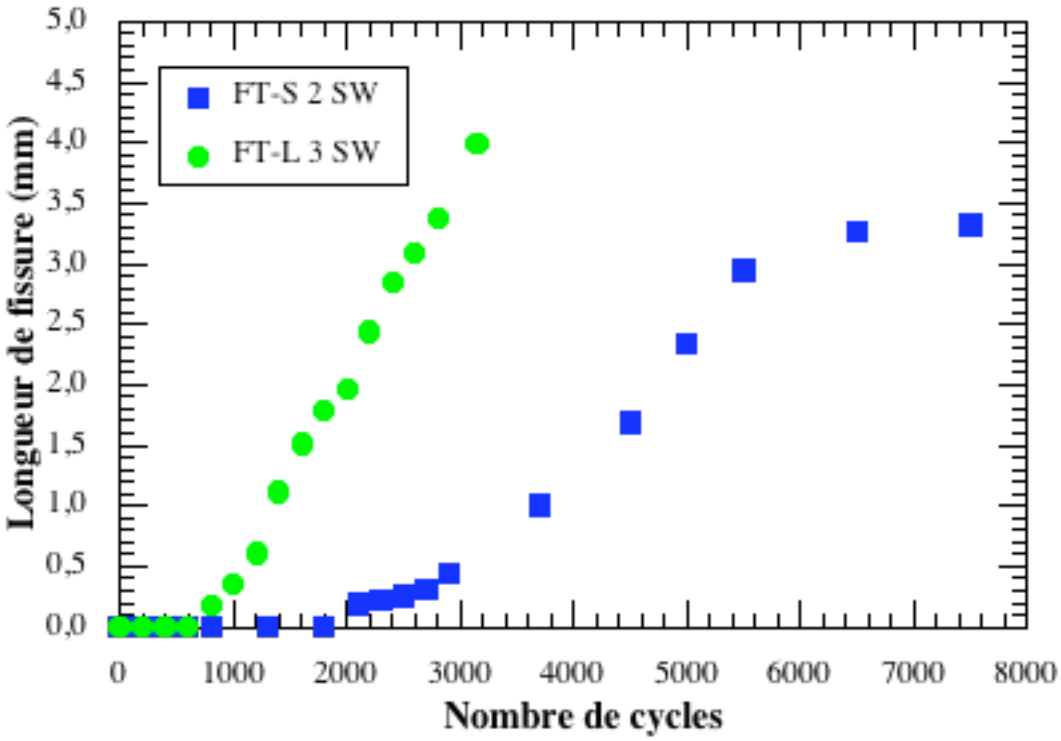


Figure III-12 : Evolution de la taille des fissures principales pour les éprouvettes FT-S 2 SW et FT-L 3 SW durant l'essai de fatigue thermique.

De ces observations, nous pouvons déduire que les états de contrainte et de déformation sont plus importants au sein de l'éprouvette de type FT-L. De plus, l'effet de l'augmentation de la sollicitation mécanique par le biais de la géométrie se traduit par une réduction importante de la période d'amorçage, une influence non négligeable sur l'allure de courbes de fissuration, mais ne semble pas avoir d'incidence notable sur la vitesse maximale de fissuration.

Pour être complet sur l'amorçage et la propagation de fissure en fatigue thermique, nous nous devons d'évoquer l'influence de la préparation de surface. C'est précisément dans cette optique que nous avons conduit un essai sur une éprouvette brute de rectification (FT-S 1 SW) en modifiant légèrement la procédure expérimentale. Pour cette éprouvette, nous avons réalisé une seule séquence de 2500 cycles, puis nous avons recherché la présence de fissures en microscopie optique et en microscopie électronique à balayage. Ces investigations se sont soldées par la mise en évidence de deux fissures situées sur le bord mince de l'éprouvette et en son milieu. La taille de ces fissures, déterminé sur une coupe de l'éprouvette, est d'environ 4 mm pour l'une et d'une centaine de microns pour l'autre. Ainsi, l'absence de préparation de surface a pour effet de réduire la période d'amorçage sans générer pour autant de plus nombreux sites.

III.5. OBSERVATIONS METALLOGRAPHIQUES

Les observations métallographiques sont réalisées sur chacune des éprouvettes, et en premier lieu à la surface de celles-ci. Il apparaît que l'endommagement résultant de la fatigue thermique ne diffère pour les deux géométries que par le nombre de fissures observées sur les éprouvettes.

Nous avons constaté pour les deux structures (figure III-13 et III-14) que les fissures sont globalement rectilignes et perpendiculaires au bord mince des éprouvettes. La fissuration se développe donc dans des plans perpendiculaires à la direction de sollicitation mécanique et la propagation s'effectue principalement en mode I. Les fissures les plus longues sont situées vers le milieu des éprouvettes, à proximité du thermocouple d'asservissement en température (figure III-13). La disposition de ces fissures et le chemin suivi par celles-ci indiquent que la présence du thermocouple, et notamment son soudage sur l'éprouvette, n'a d'influence ni sur l'amorçage, ni sur la propagation des fissures.

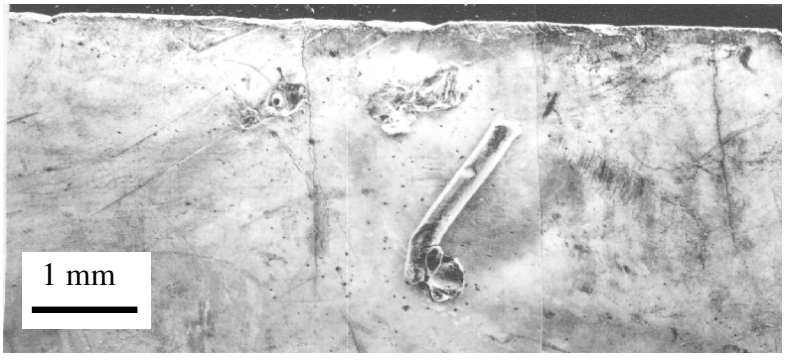


Figure III-13 : Fissures observées à la surface de l'éprouvette FT-S 2 SW (N_f= 7500).

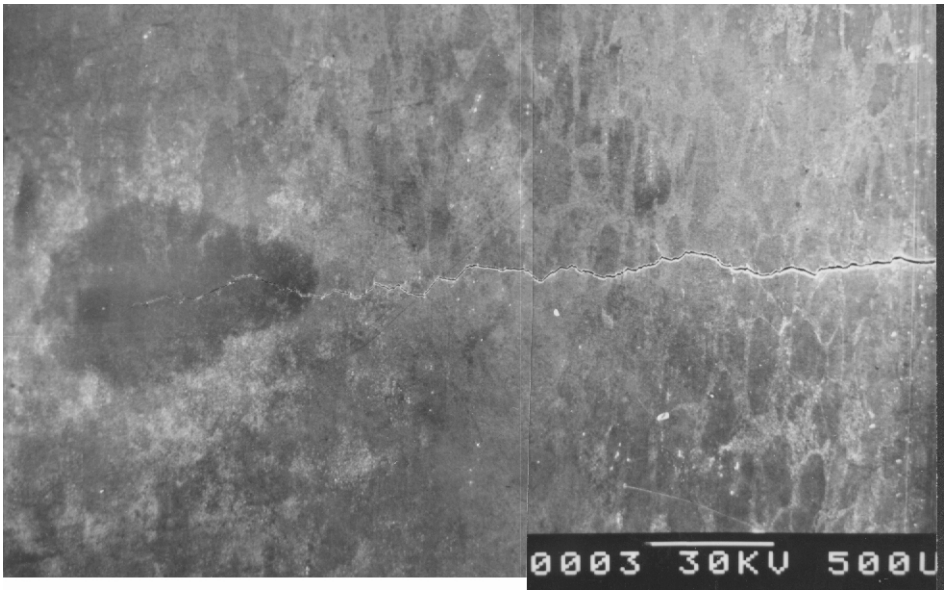


Figure III-14 : Fissure principale observée à la surface de l'éprouvette FT-L 3 SW (N_f= 3147).

Au cours des mesures de longueur de fissure, notamment lorsque l'oxydation des surfaces était assez faible, il nous a semblé que l'amorçage et la propagation avaient un caractère plutôt intergranulaire (figure III-16), ce qui est confirmé par l'observation métallographique de coupes réalisées dans le plan de symétrie des éprouvettes et attaquées à l'eau régale afin de révéler la microstructure du matériau (figure III-17). Ces coupes indiquent que la propagation des fissures est essentiellement intergranulaire, sauf lorsque le front de la fissure arrive sur un joint de grain suffisamment désorienté par rapport à l'axe des contraintes. Dans ce cas, la fissure s'émousse en se ramifiant sur quelques microns, mais elle finit par traverser le grain qui lui fait obstacle et rejoint un autre joint de grain pour continuer à se propager.

L'amorçage des fissures est assez difficile à décrire sur les seules observations des fissures principales. En effet, l'oxydation des surfaces au cours de l'essai ne nous a pas permis d'identifier sûrement les fissures avant qu'elles atteignent la taille de 100 μm dans le meilleur des cas. En dessous de cette taille, il nous a semblé être en présence d'une oxydation préférentielle de plusieurs joints de grain perpendiculaires au fil de l'éprouvette. C'est précisément à ces endroits que nous avons observé, plus tard dans chaque essai, la présence de fissures.

Nous avons donc le sentiment, a priori, que l'amorçage des fissures est intergranulaire et qu'il est favorisé par l'oxydation sous contrainte des joints de grain. L'examen des coupes des éprouvettes, et particulièrement des petites fissures apparues en fin d'essai (figure III-18), confirme ce que nous avions observé en surface. Le même type d'amorçage est observé pour les deux structures avec toutefois une présence plus importante de l'oxydation intergranulaire du bord mince pour la géométrie FT-L, vraisemblablement en raison des contraintes cycliques plus élevées.

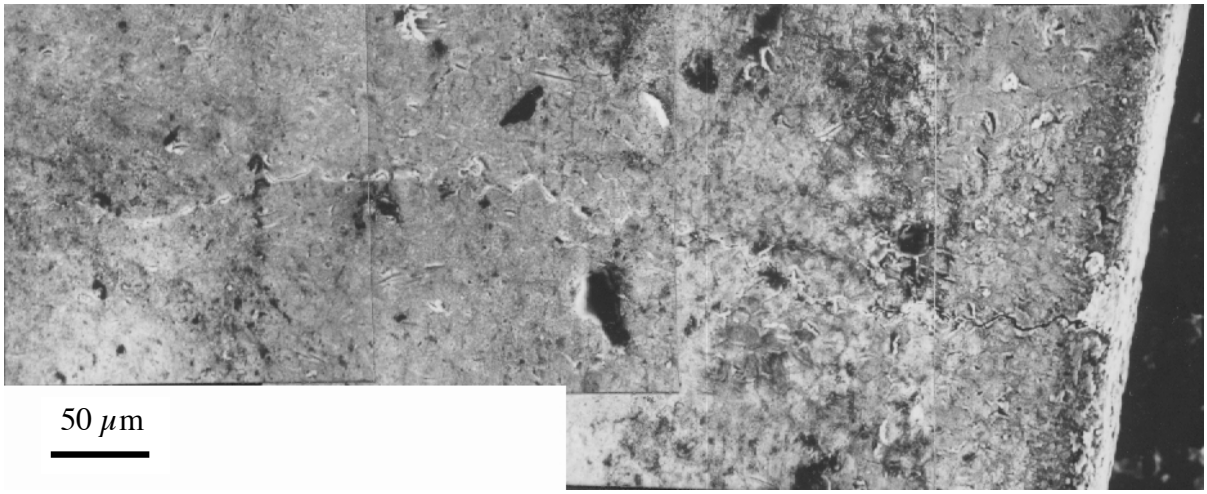


Figure III-15 : Aspect de la fissure principale de l'éprouvette FT-S 2 SW après 3700 cycles (N_f= 7500 cycles).

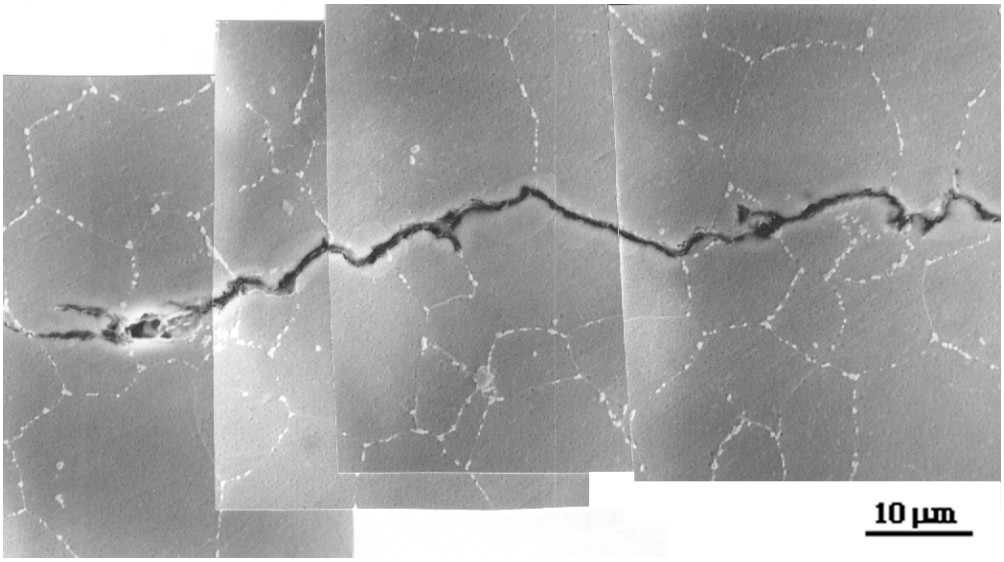


Figure III-17 : Chemin de fissuration de la fissure principale de l'éprouvette de fatigue thermique FT-S 1 SW (N_f= 2500 cycles); observation effectuée dans le plan de symétrie après une attaque à l'eau régale.

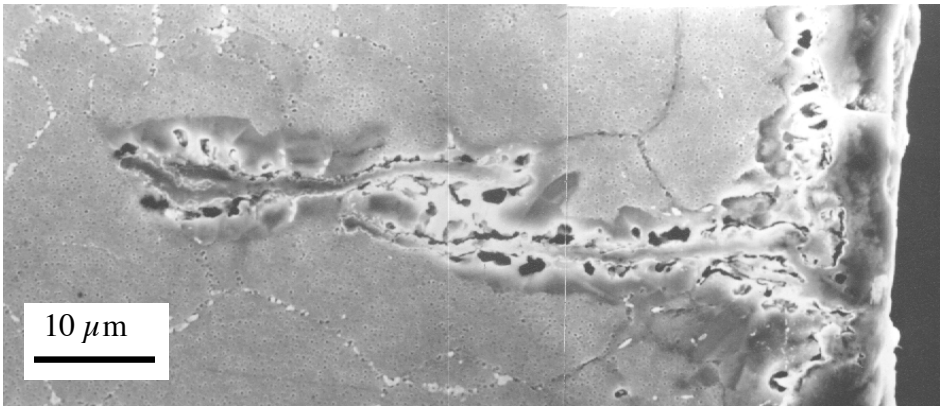


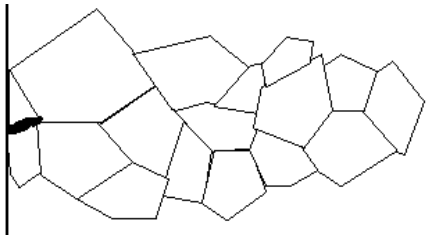
Figure III-18 : Amorçage intergranulaire d'une fissure de fatigue thermique : cas d'une fissure apparue en fin d'essai (FT-L 3 SW; N_f= 3147 cycles); observation effectuée dans le plan de symétrie après une attaque à l'eau régale.

Sur les figures III-19 et III-22, nous présentons les faciès de rupture des fissures principales des éprouvettes FT-S 2 SW et FT-L 3 SW respectivement. Il y apparaît que les fronts de propagation de fissure sont semi-circulaires et centrés sur la pointe des éprouvettes. Si ces vues représentent l'état final des fissures, nous pouvons imaginer qu'elles se sont propagées de façon concentrique à partir de leur site d'amorçage. La symétrie que nous avions constatée lors des mesures de longueur, apparaît clairement ici; elle témoigne de la symétrie du gradient de température par rapport au plan médian de l'éprouvette. Les faciès de rupture, bien que matés par le contact des deux lèvres de la fissure sous l'action des contraintes de compression, montrent une topographie de rupture majoritairement intergranulaire, et sur les détails des figures III-20 et III-21, nous percevons même une fissuration secondaire s'effectuant dans des plans sécants à la direction principale de fissuration. Il semble cependant que le mode de propagation soit dépendant de la vitesse d'avancée des fissures. Ainsi, pour la géométrie FT-L dont la fissure principale évolue à la vitesse la plus élevée, le relief est moins prononcé que pour l'autre structure. Sans remettre en cause ce que nous avons indiqué précédemment sur les modes de propagation de fissure, nous pouvons dire que le taux de propagation transgranulaire est plus important dans le cas de l'éprouvette longue du fait des vitesses de propagation plus importantes.

En résumé, nous retiendrons que l'endommagement de fatigue thermique résulte de la succession des étapes suivantes :

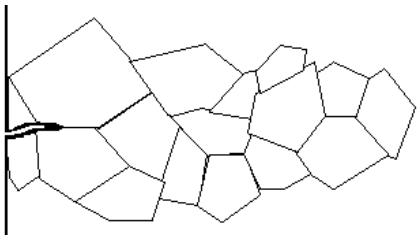
Étape 1 :

Oxydation des joints de grain du bord mince des éprouvettes sous l'action combinée de la température, de l'air et des contraintes d'origine thermique.



Étape 2 :

Amorçage d'une fissure dans un joint de grain fragilisé par l'oxydation favorisant la diffusion de l'oxygène dans les joints de grain en amont de la fissure.



Étape 3 :

Propagation intergranulaire de la fissure dans les joints de grain pré-oxydés si leur orientation le permet. Dans le cas contraire la fissure traverse un ou quelques grains, avant de poursuivre sa propagation intergranulaire.

Enfin, l'endommagement résultant de la fatigue thermique semble être indépendant de la taille des éprouvettes, mais les grandes vitesses de fissuration ($\geq 10^{-6}$ m/cycle) favorisent l'apparition de zones de propagation transgranulaire.

Figure III-19 : Faciès de rupture de la fissure principale de l'éprouvette FT-S 2 SW (N_f= 7500).

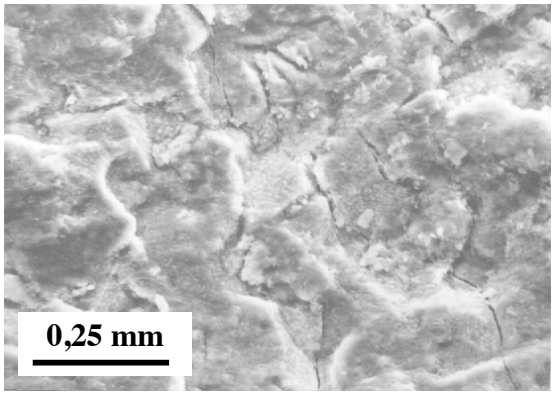


Figure III-20 : Faciès de rupture à proximité du bord mince de l'éprouvette FT-S 2 SW (N_f= 7500).

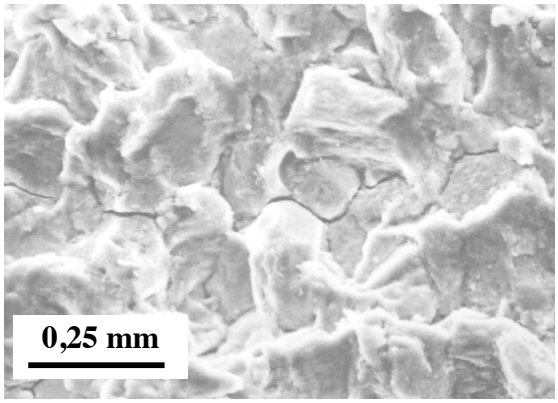


Figure III-21 : Faciès de rupture à proximité du front de fissure ; éprouvette FT-S 2 SW (N_f= 7500).

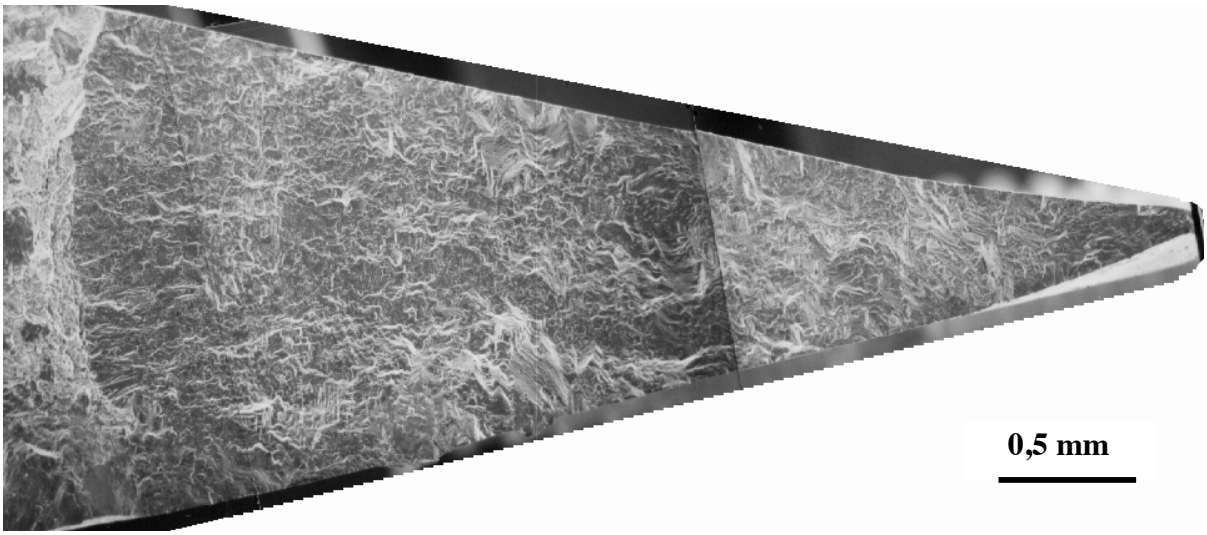


Figure III-22 : Faciès de rupture de la fissure principale de l'éprouvette FT-L 3 SW (N_f= 3147).

III.6. DETERMINATION DES ETATS DE DEFORMATION ET DE CONTRAINTE

Un élément important de la chaîne de prévision est l'évaluation des cartes de contraintes et de déformations viscoplastiques dans l'éprouvette coin de fatigue thermique. Le problème majeur des essais de fatigue d'origine thermique réside dans l'absence de mesures directes de l'état de contrainte et de déformation. Toutefois, les contraintes et les déformations peuvent être obtenues à partir d'un calcul.

Les lignes qui suivent exposent les résultats de ce calcul sur les deux géométries d'éprouvettes (FT-L et FT-S) pour lesquelles nous disposons des courbes de propagation de fissure en fatigue thermique entre 25°C et 750°C.

III.6.a. Identification des lois de comportement cyclique

Lorsque la distribution de température au sein des éprouvettes est établie, il reste à connaître la loi de comportement du matériau à chaque instant et pour chaque température, pour calculer les conditions de déformation et de contrainte pour chaque élément du maillage.

Nous allons, dans les lignes qui suivent, proposer une loi de comportement qui décrit correctement la réponse du SUPERWASPALOY observée lors des essais de fatigue oligocyclique sur des éprouvettes de type élément de volume. Par la suite, nous calculerons les sollicitations mécaniques générées lors des essais de fatigue thermique pour chacune des géométries d'éprouvette.

Pour cela, nous nous proposons d'utiliser un modèle de viscoplasticité cyclique à écrouissage cinématique non-linéaire et écrouissage isotrope proposé par Chaboche (1977, 1983). Ce type de loi, basé sur le concept de la variable thermodynamique interne (Chaboche, 1977), décrit bien le comportement plastique des chargements monotones et cycliques en petites déformations, et elle rend compte de façon correcte de l'effet BAUSCHINGER. Seul le régime stabilisé sera considéré, et nous ne prendrons pas en compte le durcissement ou l'adoucissement cyclique.

Sous des conditions de chargement uniaxial, la loi de comportement s'écrit :

$$\dot{\varepsilon}_v = \left\langle \frac{|\sigma - X_v| - R_v}{K} \right\rangle^n Sign(\sigma - X_v) \quad \text{avec} \quad \langle a \rangle = \max(0, a) \qquad \text{III.1}$$

$$X_v = X_{v_1} + X_{v_2} \qquad \text{III.2}$$

$$X_{v_1} = C_1 . \alpha_{1v} \qquad \text{avec } \dot{\alpha}_{v1} = \dot{\varepsilon}_v \qquad \text{III.3}$$

$$X_{v_2} = C_2 \ \alpha_{2v} \qquad \text{avec } \dot{\alpha}_{2v} = \dot{\varepsilon}_v - D_2 \ \alpha_{2v} \ \dot{v} \qquad \text{III.4}$$

$$R_v = R_0 + Q(1 - e^{bv}) \qquad \text{avec } \dot{v} = |\dot{\varepsilon}_V| \qquad \text{III.5}$$

où
- ε_v est la déformation viscoplastique, $\dot{\varepsilon}_v$ la vitesse de déformation viscoplastique et v la déformation viscoplastique cumulée;
- X_v est la contrainte cinématique ou contrainte de retour, elle définit la position du centre du domaine élastique. Cette contrainte exprime l'interaction sur une longue

distance : contraintes intergranulaires causées par des déformations plastiques non homogènes d'un grain à l'autre, ou interaction entre dislocations et précipités. Dans notre cas, nous avons superposé un écrouissage cinématique linéaire en déformation (X_{v1}) et un écrouissage X_{v2} non linéaire en déformation. Cette combinaison s'avère suffisante pour traduire les données disponibles et pour traiter le type de chargement cyclique anisotherme considéré;

- R_v définit la variation de la contrainte d'Orowan créée par la déformation plastique, et représente la dimension du domaine d'élasticité. R_v est directement lié à l'accroissement de la densité de dislocations, mais peut aussi dépendre de la configuration des dislocations, comme par exemple la constitution de cellules de dislocations, de leur taille, de l'épaisseur des parois,… Pour des raisons de simplification, nous considérons que R_v ne dépend que de la déformation viscoplastique cumulée, donc que $R_v = R_0$.
- K est le coefficient de la contrainte visqueuse défini par une loi de NORTON :

$$\sigma_v = K \left|\dot{\varepsilon}_v\right|^{1/n} \qquad \text{avec } \sigma_v = \left|\left|\sigma - X_v\right| - R_v\right| \qquad \text{III.6}$$

L'utilisation de cette loi de comportement implique donc l'identification des paramètres K, n, C_1, C_2, D_2 et R_0 pour des températures comprises entre 20°C et 750°C, ainsi que la connaissance du coefficient de Poisson et de l'évolution du module de Young en fonction de la température.

6.a.1. Base expérimentale

Il existe de nombreuses données pour l'alliage Waspaloy, mais elles présentent une forte dispersion selon l'origine du matériau et son traitement thermique. Par ailleurs, nous nous intéressons à un matériau, le Superwaspaloy, qui est une évolution du Waspaloy. Ce matériau possède des caractéristiques mécaniques sensiblement supérieures à celles de la nuance dont il est issu, et les lois de comportement de ces deux matériaux sont donc différentes.

Ces considérations nous conduisent à identifier le modèle proposé sur nos seuls essais mécaniques. Nous évitons ainsi les problèmes liés à la dispersion puisque toutes nos éprouvettes sont prélevées dans une seule même barre, et ont subi le même traitement thermique.

La base expérimentale est donc constituée d'essais de fatigue oligocyclique isotherme à 200°C et 750°C, et d'essais de fatigue oligocyclique anisotherme où la température varie entre 100°C et 750°C et réalisés sur les éprouvettes de type élément de volume. Ces essais font l'objet du chapitre II de ce manuscrit.

6.a.2. Méthode utilisée

L'identification est réalisée à l'aide du code d'identification de paramètres SiDoLo qui dispose en standard des lois de comportement viscoplastique citées plus haut. Il effectue sur un élément de volume la simulation des contraintes engendrées par le chargement mécano-thermique. La minimisation d'une fonction d'erreur résultant de la comparaison de la réponse

simulée à la réponse expérimentale conduit à l'identification des coefficients du matériau qui sont les paramètres du modèle.

Parmi les coefficients matériau, deux n'ont pas besoin d'être identifiés; il s'agit du module de Young dont nous connaissons expérimentalement l'évolution en fonction de la température, et du coefficient de Poisson, supposé indépendant de la température, et dont la valeur est fixée à 0,3. L'identification ne porte que sur les coefficients K, n, C_1, C_2, D_2 et R_0 qui sont tous dépendants de la température.

Pour calculer les contraintes au sein de l'éprouvette de fatigue thermique, il nous faut connaître la loi de comportement dans toute la gamme des températures d'essai (20°C à 800°C). Sachant que l'identification porte sur 6 paramètres et que nous ne disposons que de quatre essais anisothermes, il n'est pas concevable de réaliser directement une identification pour des conditions de sollicitations anisothermes.

Les coefficients sont dans un premier temps déterminés pour les températures de 200°C et 750°C à partir de nos résultats expérimentaux. Nous identifions K, n, C_1, C_2, D_2 et R_0, pour ces deux températures. Ensuite, pour les températures intermédiaires, nous effectuons un ajustement "manuel" de la loi d'après l'allure des courbes de variation de la limite d'élasticité ($\sigma_{0,2}$) en fonction de la température. Les valeurs que nous imposons aux paramètres sont choisies de façon à obtenir une évolution des coefficients semblable à ceux du Waspaloy. Les températures auxquelles sont effectués ces ajustements, sont choisies arbitrairement suivant les données disponibles pour le matériau (sources: Aubert et Duval, FIAT, VOLVO). Nous nous appuyons également sur une étude réalisée à l'ONERA (Savalle et Chaboche, 1986). La nuance de Waspaloy étant différente, les coefficients de cette étude n'ont pas pu être conservés ici.

Finalement, la loi de comportement est ajustée à l'aide des essais anisothermes en agissant uniquement sur les coefficients qui n'ont pas été identifiés à l'aide de nos essais mécaniques isothermes. Pour les températures intermédiaires, les coefficients sont interpolés linéairement. Les coefficients du matériau sont identifiés deux à deux (K et n, C_2 et D_2, C_1 et R_0) de façon à limiter le nombre de paramètres à chaque passage. L'identification s'achève lorsque l'optimisation semble converger vers une solution cohérente avec les résultats expérimentaux et "stable".

6.a.3. Résultats

Les paramètres de la loi de comportement sont reportés dans le tableau III-1. Les valeurs indiquées en italique correspondent à la moyenne des valeurs expérimentales, et celles que nous avons mentionnées en gras sont identifiées à l'aide des essais isothermes. La variation des différents coefficients du modèle en fonction de la température est illustrée figure III-23.

En raison des valeurs importantes du coefficient C_1, le modèle obtenu est limité à des déformations modérées en chargement monotone (quelques pourcents), ce qui ne pose pas de problème particulier dans la présente étude.

Tableau III-1 :Résultats de l'identification des paramètres de la loi de comportement.

Température (°C)	Dilatation 10^{-6} mm/mm°C	E (GPa)	K (MPa)	R_0 (MPa)	C_1	C_2	D_2	n
20	*13,3*	*227*	20	290	12800	1400000	1600	28
100	*13,6*	*225*	20					
200	*13,9*	*215*	**40**	**280**	**12800**	**1300000**	**1480**	**28**
300	*14,1*	*209*						
400		*204*		230		1100000		27
450	*14,2*						1300	
500	*14,3*	*197*		200	12550		1240	
550	*14,5*		60			850000		25,5
600	*14,6*	*189*	75	160	12250	775000	1200	24
650			130	135	12000	675000	1150	22
700	*15,2*	*175*	280	110	11400	550000	1100	16
750		*166*	**350**	**80**	**10400**	**400000**	**1050**	**8**
800	*15,8*	*156*	400	60	8000	250000	1000	6

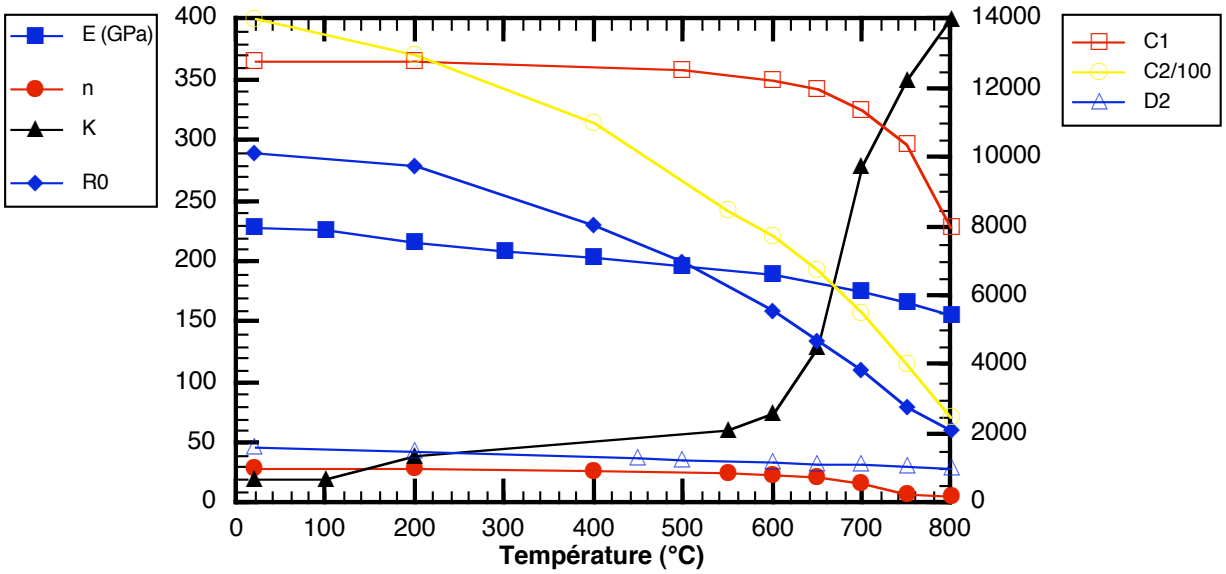


Figure III-23 : Évolution des divers coefficients de la loi de comportement viscoplastique en fonction de la température.

La comparaison entre les résultats expérimentaux et simulés est effectuée sur la réponse mécanique. Les boucles illustrant la contrainte en fonction de la déformation mécanique totale aux deux températures d'identification, 200°C et 750°C, sont présentées respectivement sur les figures III-24 et III-25. Compte tenu du nombre restreint d'essais mécaniques constituant notre base expérimentale, et du manque de diversité de ces essais, nous pouvons considérer que les résultats à ces températures sont relativement satisfaisants. La loi décrit correctement le comportement isotherme du matériau pour des déformations imposées allant jusqu'à 2,5%. On notera que pour de faibles niveaux de déformation (SW10/095 par exemple) la boucle simulée se stabilise assez rapidement alors qu'expérimentalement nous n'obtenons jamais de stabilisation. Dans ce cas, nous retenons la boucle expérimentale obtenue à $N_f / 2$.

Les essais anisothermes (figure III-26) sont assez bien décrits pour des amplitudes de déformation mécanique allant jusqu'à 1,5 %. Au-delà, il semble que l'identification ne soit pas satisfaisante (SW5/245) et nous observons des écarts assez importants entre l'expérience et la simulation notamment pour les températures comprises entre 200°C et 750°C. En fait, nous atteignons les limites de la méthode utilisée pour la détermination des paramètres en l'absence de données suffisantes pour une identification correcte de la loi de comportement entre 20°C et 750°C.

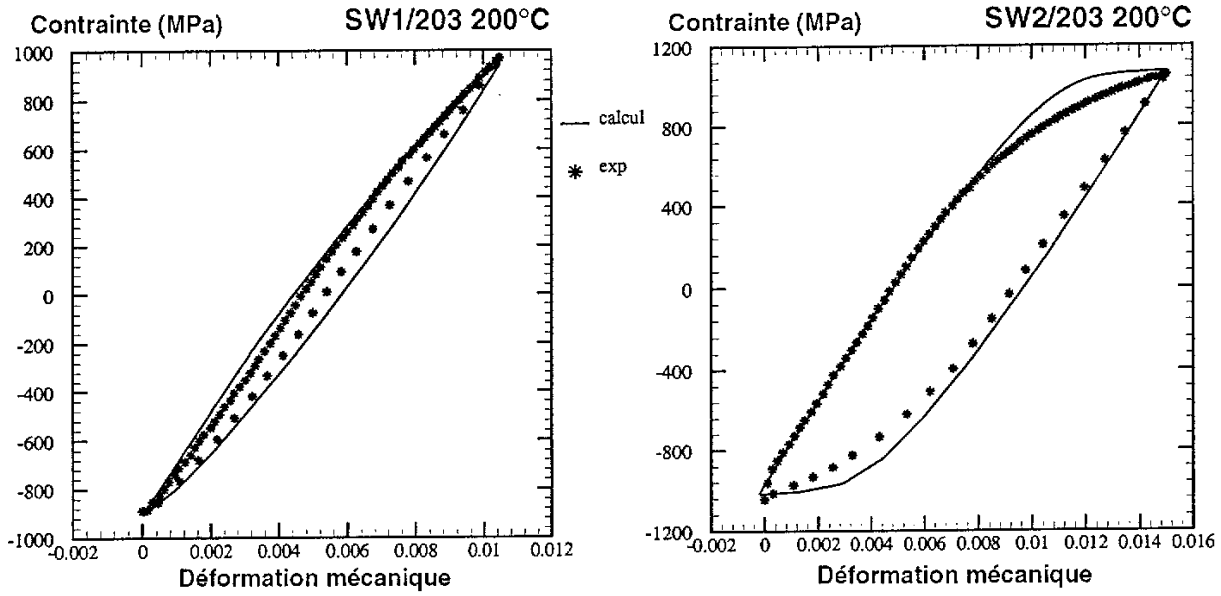


Figure III-24 : Comparaison des boucles simulées et expérimentales pour le Superwaspaloy sous sollicitation isotherme à 200°C pour différents niveaux de déformation mécanique.

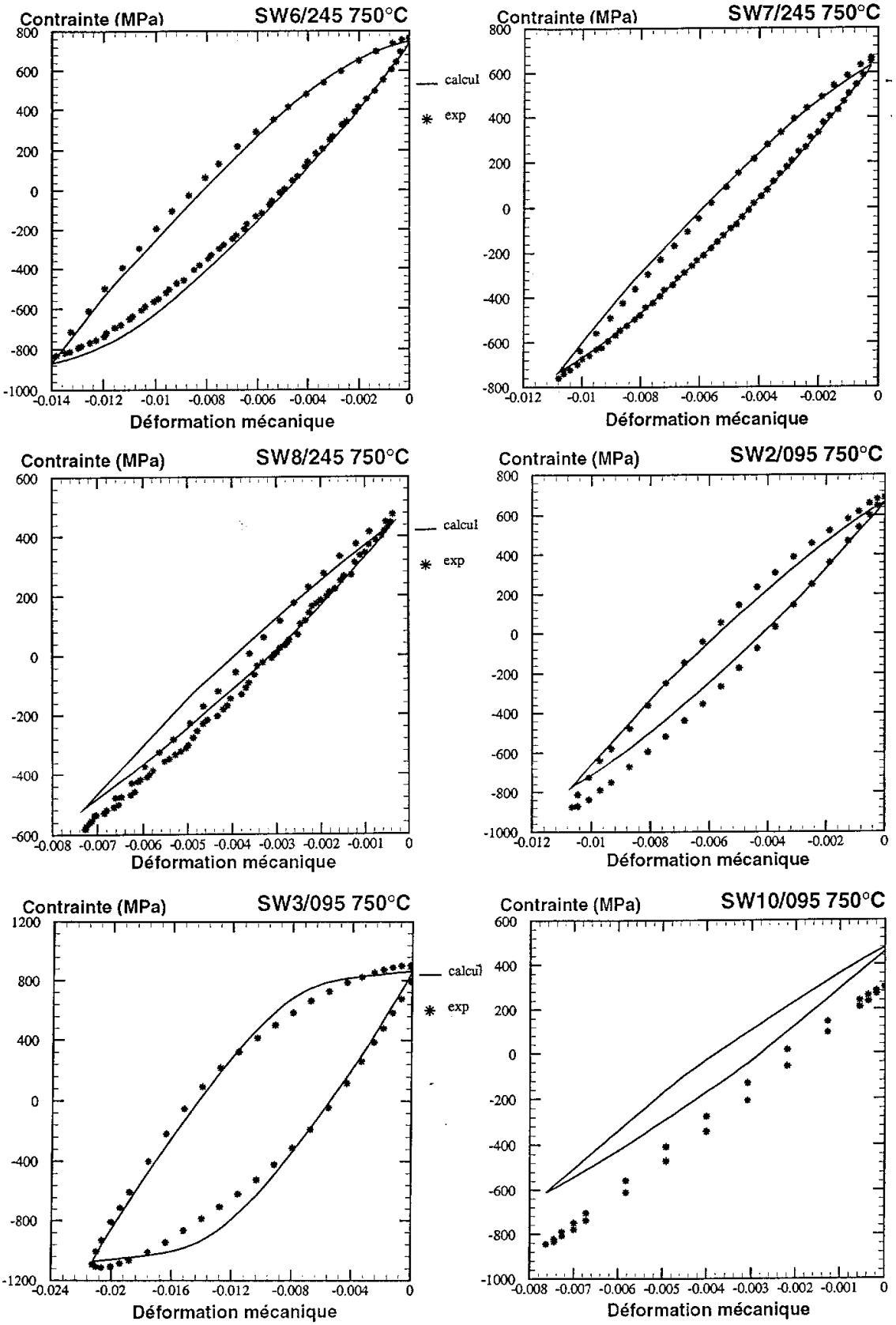


Figure III-25 : Simulation de la réponse du Superwaspaloy sous sollicitations isothermes à 750°C pour différents niveaux de déformation mécanique et comparaison avec l'expérience.

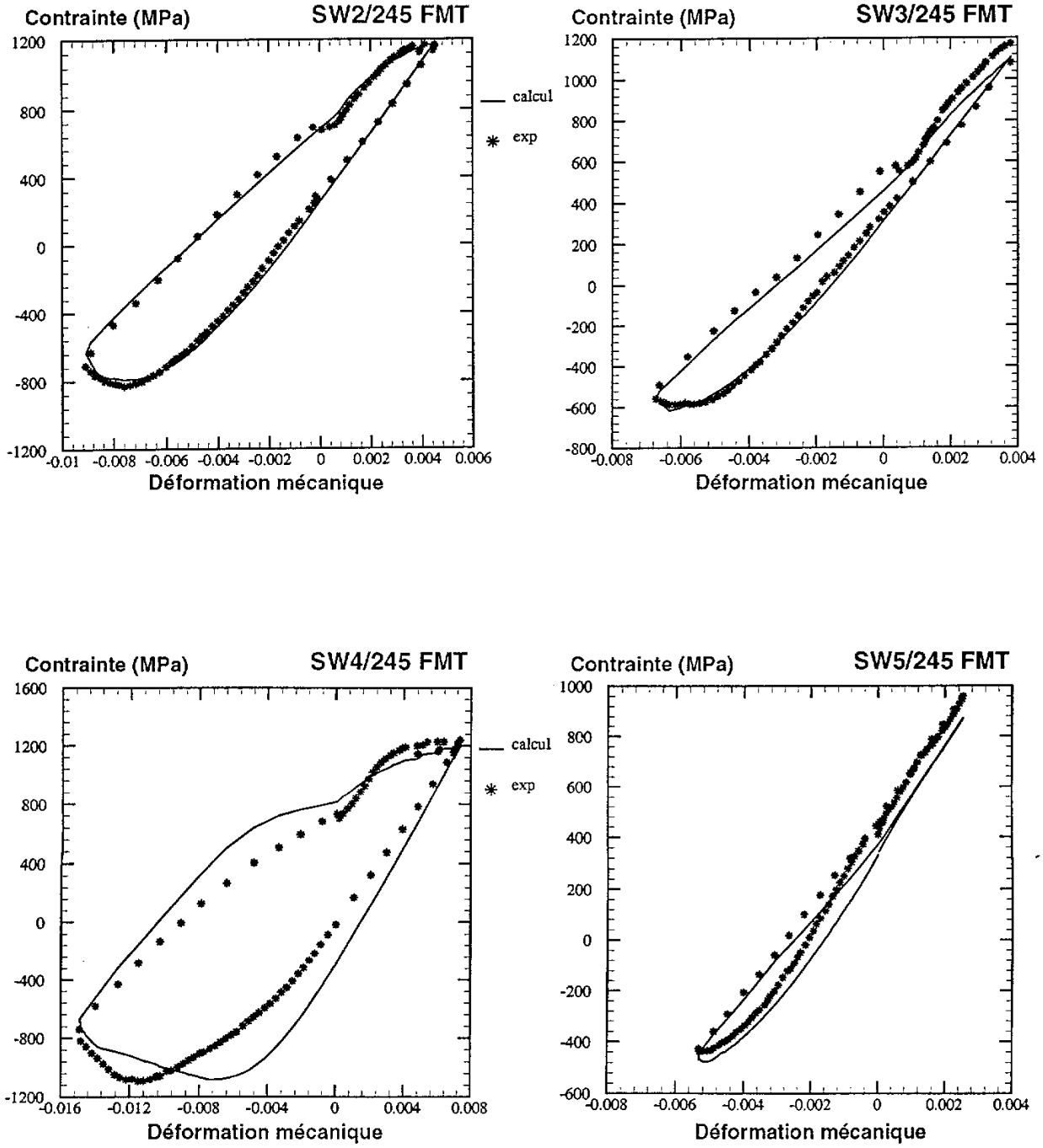


Figure III-26 : Simulation de la réponse du Superwaspaloy sous sollicitations anisothermes 100-750°C pour différents niveaux de déformation mécanique et comparaison avec l'expérience.

III.6.b. Identification du chargement thermique des éprouvettes

Pour une pièce subissant des cycles thermiques, la température en chaque point et à chaque instant du cycle peut être calculée à partir de la connaissance de la température en surface, de la géométrie et des caractéristiques thermiques du matériau constituant la pièce.

Dans notre cas, la température à la surface de chacune des éprouvettes est mesurée par une instrumentation directe à l'aide de 14 thermocouples. Les thermocouples sont disposés dans le milieu des éprouvettes, de part et d'autre du plan médian. Les figures III-27 et III-28 indiquent l'implantation de ces thermocouples respectivement pour l'éprouvette FT-S et pour l'éprouvette longue (FT-L).

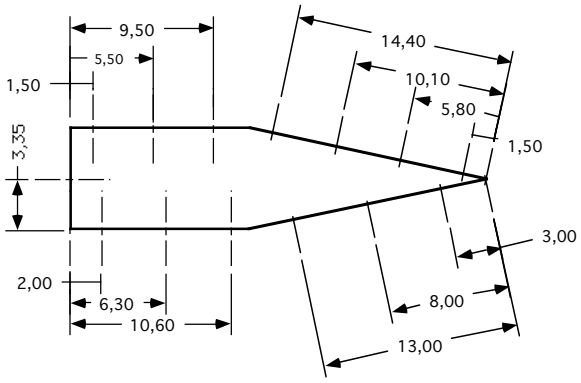


Figure III-27 : Instrumentation de l'éprouvette standard de fatigue thermique (FT-S) pour les relevés de températures.

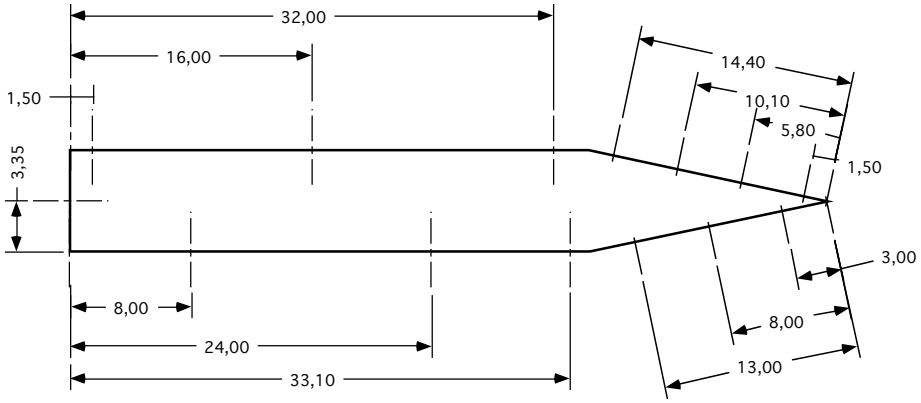


Figure III-28 : Instrumentation de l'éprouvette longue de fatigue thermique (FT-L) pour les relevés de températures.

Le relevé des températures en surface des éprouvettes prismatiques coins est effectué lors du dixième cycle de fatigue thermique, et ce cycle peut être considéré du point de vue thermique comme stabilisé.

6.b.1. Méthodologie de l'identification

La distribution des températures au sein de chaque éprouvette coin est calculée à l'aide du "module thermique" du logiciel de calcul de structure ZeBuLoN. Nous calculons ainsi les températures en tout point de la structure à chaque instant du cycle de fatigue thermique.

b.1.1. Maillage des éprouvettes

Compte tenu de la symétrie des éprouvettes, du système de chauffage, et de la nature du problème, nous avons opté pour un maillage 2 D des éprouvettes. Nous ne considérons pour chaque éprouvette que la moitié de la section médiane (figures III-29 et III-30), et elles ne comportent qu'une seule hauteur de mailles secondaires. L'élément de pointe est de forme triangulaire et l'une des arêtes est semi-circulaire conformément au rayon de courbure des éprouvettes ; les autres éléments sont des quadrilatères isoparamétriques. Tous ces éléments sont à interpolation quadratique. L'éprouvette FT-S ainsi maillée compte 22 éléments et 111 nœuds ; l'éprouvette FT-L est modélisée en 27 éléments et 136 nœuds.

Pour les mêmes raisons de symétrie que précédemment, les températures mesurées dans la partie inférieure des éprouvettes sont reportées sur la partie haute de celles-ci à la même abscisse.

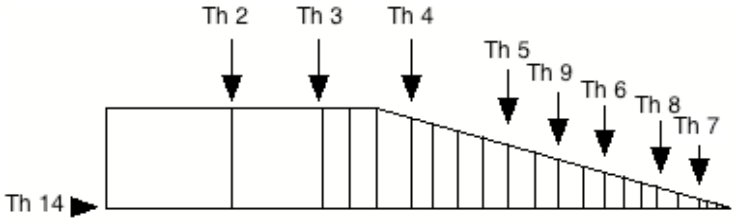


Figure III-29 : Maillage des éprouvettes de fatigue thermique : éprouvette FT-S.

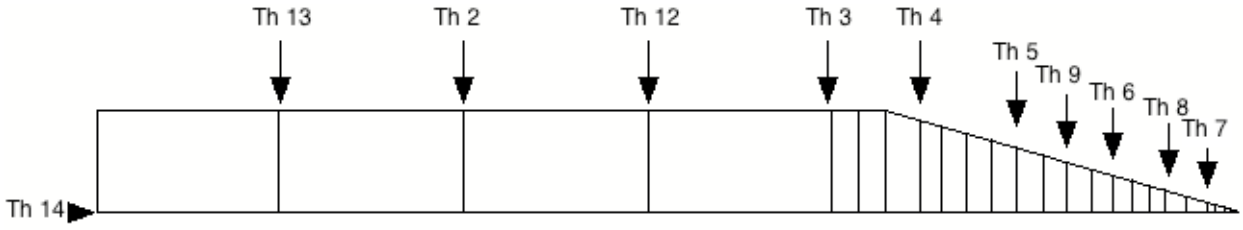


Figure III-30 : Maillage des éprouvettes de fatigue thermique : éprouvette FT-L.

b.1.2. Conditions aux limites

Le four à radiation utilisé expérimentalement est conçu de manière à focaliser la puissance de chauffage sur un volume très restreint (Koster et al., 1992). Cependant, avec ce type de four, le chauffage ne s'effectue pas seulement dans la zone de focalisation, puisque les lampes émettent leur rayonnement dans l'ensemble du four. Les pièces sont exposées à un chauffage dont la puissance décroît lorsque l'on s'éloigne du foyer.

Le refroidissement forcé est concentré sur la pointe de l'éprouvette, mais l'efficacité du refroidissement décroît lorsque l'on s'éloigne de cette zone.

Nous avons donc modélisé le chargement thermique réel des éprouvettes par plusieurs chargements thermiques combinés s'appliquant chacun à une zone particulière de la périphérie du maillage, comme cela est illustré sur la figure III-31.

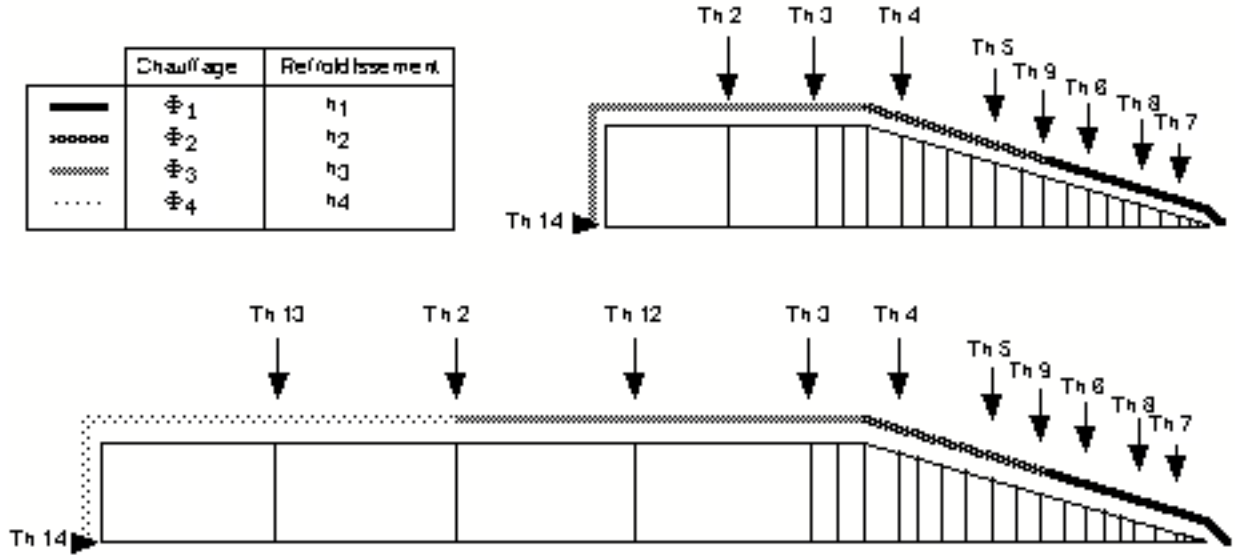


Figure III-31 : Description du chargement thermique des éprouvettes.

Durant la phase de chauffage, nous appliquons à la structure quatre flux thermiques surfaciques (Φ_1 à Φ_4) différents et variables dans le temps, la puissance initiale appliquée à l'éprouvette correspondant à la puissance maximale calculée pour le four dans la zone associée. Nous superposons au chauffage un refroidissement par convection naturelle dont les coefficients d'échange, h_1 à h_4, sont constants et identiques pour toutes les zones.

Au refroidissement, le chauffage est suspendu (Φ_1 à Φ_4 =0), et nous simulons le refroidissement de l'éprouvette par une convection forcée qui s'ajoute à la convection naturelle, et dont les coefficients d'échange, h_1 à h_4,, varient dans le temps.

b.1.3. Cycle thermique

Puisque nous nous intéressons essentiellement à un cycle thermique stabilisé, nous avons modélisé deux cycles thermiques, ce qui est suffisant pour obtenir la stabilisation numérique.

Compte tenu de l'évolution de la puissance électrique absorbée par les lampes au cours de l'essai de fatigue, le chauffage est décomposé en 4 séquences, et pour chacune d'elles la puissance de chauffage s'exprime suivant la relation :

$$\Phi_{\alpha\, i} = \eta_i \, P_{\alpha\, initial} \qquad \text{avec } \eta_i \leq 1 \text{ et } \eta_{i-1} > \eta_i \qquad \text{III.7}$$

où α représente la zone concernée de l'éprouvette et i la séquence dans le cycle.

Le refroidissement forcé est composé de 2 séquences dont la première est très brève de manière à générer une transition chauffage/refroidissement assez sévère. Pour chacune de ces séquences, les coefficients d'échange sont identiques dans la même zone de la structure.

Le cycle thermique stabilisé est donc décrit au moyen de 6 séquences et nous avons schématisé sur la figure suivante l'évolution des différents paramètres.

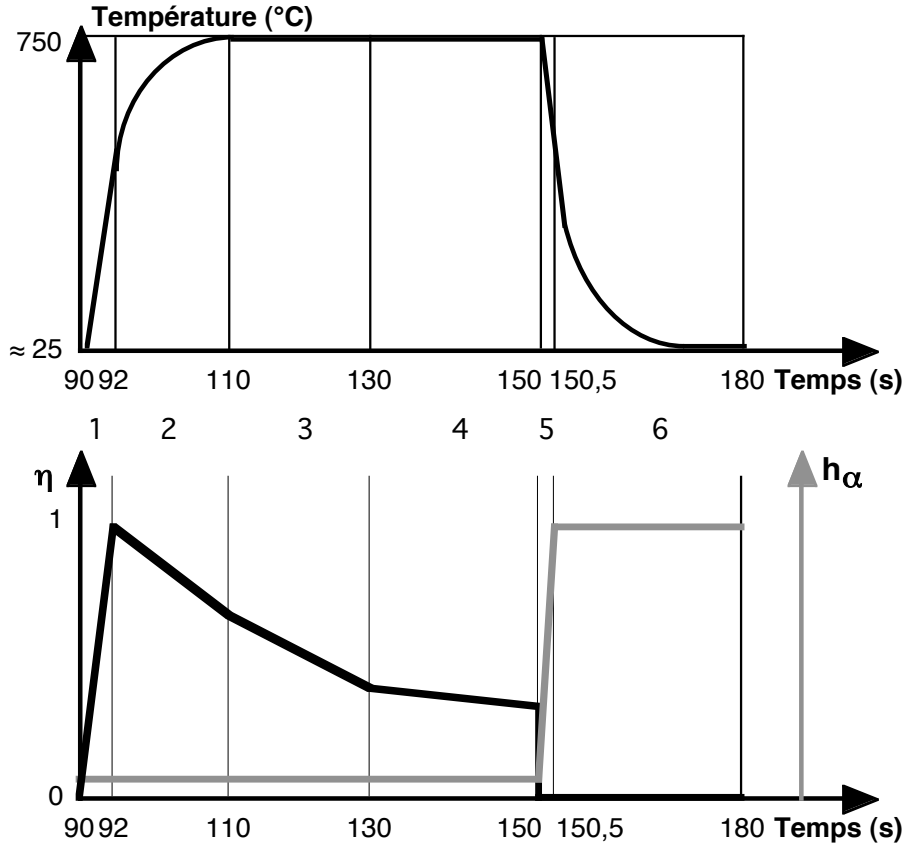


Figure III-32 : Évolution des paramètres du chargement thermique.

b.1.4. Identification

Pour résoudre ce problème, nous ne connaissons que les puissances délivrées par le four lors du chauffage. Il nous faut déterminer les valeurs des paramètres η_i et des coefficients d'échange $h_{\alpha i}$ qui satisfont aux mesures expérimentales des températures. Il est illusoire de vouloir trouver un jeu de paramètres adéquats de manière exploratoire ; la modélisation du problème et l'utilisation du logiciel d'optimisation SiDoLo (Pilvin, 1988) permet d'automatiser la recherche des coefficients.

Le logiciel SiDoLo minimise une fonctionnelle qui mesure, pour un jeu de paramètres donné, l'écart entre les prévisions du modèle et la réalité physique représentée par les observations expérimentales. L'évaluation des paramètres se ramène ainsi à la résolution d'un problème d'optimisation non linéaire, et SiDoLo fournit alors une estimation des paramètres du modèle sensibilisé par l'analyse expérimentale.

Dans le cadre de notre problème, nous avons créé une interface entre les logiciels SiDoLo et ZeBuLoN de manière à comparer les résultats de la simulation du cyclage thermique par ZeBuLoN aux températures expérimentales, et ainsi identifier les paramètres du chargement thermique.

Compte tenu de la modélisation que nous avons adoptée, nous allons identifier quatre coefficients η_i faisant varier la puissance du four lors du chauffage et quatre coefficients d'échange par convection utilisés pour le refroidissement de la structure.

6.b.2. Résultats pour l'éprouvette standard

A l'issue de l'identification des paramètres pour l'éprouvette FT-S, la comparaison des températures expérimentales et simulées (figure III-32) montre que nous obtenons des résultats satisfaisants. L'écart entre les valeurs expérimentales et simulées n'excède pas, en général, 20°C. Les régimes transitoires au chauffage et au refroidissement sont assez bien décrits à l'exception du refroidissement au point n°6. Cependant, nous pouvons supposer que les mesures en ce point sont perturbées par la présence des thermocouples, car les simulations relatives aux thermocouples voisins (8 et 9) sont correctes.

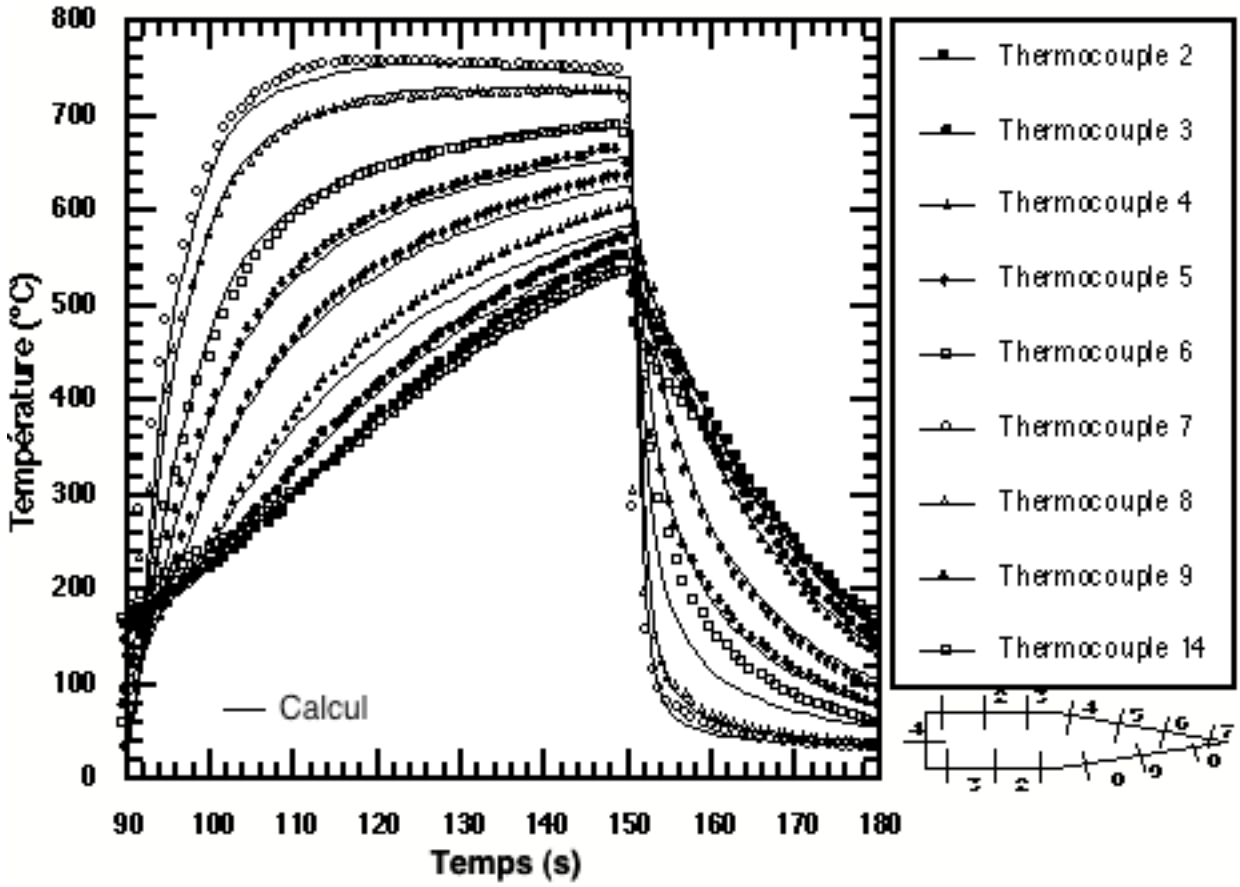


Figure III-32 : Comparaison entre les températures simulées et expérimentales pour l'éprouvette FT-S.

Les huit paramètres décrivant les sollicitations thermiques et que nous avons identifiés pour cette géométrie d'éprouvette sont regroupés dans le tableau III-2 en ce qui concerne le chauffage, et dans le tableau III-3 pour ce qui est des coefficients d'échange. Dans ces tableaux, les valeurs en italique résultent des calculs de l'installation de fatigue thermique et de mesures expérimentales.

Tableau III-2 : Résultats de l'identification des paramètres du chauffage pour chacune des

zones de l'éprouvette FT-S.

Zone concernée	Coefficients de variation de puissance						Puissance initiale (W/m^2)
	η_1	η_2	η_3	η_4	η_5	η_6	
Zone 1	0,8445	0,5052	0,3454	0,2523	0	0	*420000*
Zone 2	0,8445	0,5052	0,3454	0,2523	0	0	*135000*
Zone 3	0,8445	0,5052	0,3454	0,2523	0	0	*113320*

Tableau III-3 : Résultats de l'identification des coefficients d'échange pour chacune des zones de l'éprouvette FT-S.

Zone concernée	Coefficients d'échange ($W/m^2/°C$)						Température de l'air (°C)
	h_1	h_2	h_3	h_4	h_5	h_6	
Zone 1	44,20	44,20	44,20	44,20	2998	2998	*32,7*
Zone 2	44,20	44,20	44,20	44,20	529	529	*32,7*
Zone 3	44,20	44,20	44,20	44,20	468	468	*32,7*

6.b.3. Résultats pour l'éprouvette longue

Pour cette géométrie d'éprouvette, l'identification est effectuée en deux étapes :

- dans un premier temps, nous effectuons l'identification des 8 paramètres (4 pour le chauffage et 4 pour le refroidissement) comme dans le cas de l'éprouvette FT–S,
- dans un second temps, les résultats de la première identification n'étant pas probants au niveau du chauffage, nous figeons une partie des coefficients d'échange et nous rendons l'évolution de la puissance de chauffage indépendante pour chaque zone .

Compte tenu de la méthode employée, nous identifions en fait 14 paramètres. Le tableau III-4 donne les valeurs des coefficients de variation de la puissance de chauffage, et nous avons reporté dans le tableau III-5 les coefficients d'échange par convection. Nous avons volontairement fixé le coefficient relatif à la convection naturelle à la même valeur que pour l'éprouvette standard.

Tableau III-4 : Résultats de l'identification des paramètres du chauffage pour chacune des zones de l'éprouvette FT-L.

Zone concernée	Coefficients de variation de puissance						Puissance initiale (W/m^2)
	η_1	η_2	η_3	η_4	η_5	η_6	
Zone 1	0,7897	0,5123	0,2765	0,2186	0	0	*420000*
Zone 2	0,7897	0,5123	0,6284	0,3078	0	0	*135000*
Zone 3	0,7897	0,5123	0,6284	0,3078	0	0	*125000*
Zone 4	0,7897	0,5123	0,3655	0,2186	0	0	*84000*

Tableau III-5 : Résultats de l'identification des coefficients d'échange pour chacune des zones de l'éprouvette FT-L.

Zone concernée	Coefficients d'échange (W/ m^2 /°C)						Température de l'air (°C)
	h_1	h_2	h_3	h_4	h_5	h_6	
Zone 1	44,2	44,2	44,2	44,2	2090	2090	*37,6*
Zone 2	44,2	44,2	44,2	44,2	565	565	*37,6*
Zone 3	44,2	44,2	44,2	44,2	364	364	*37,6*
Zone 4	44,2	44,2	44,2	44,2	363	363	*37,6*

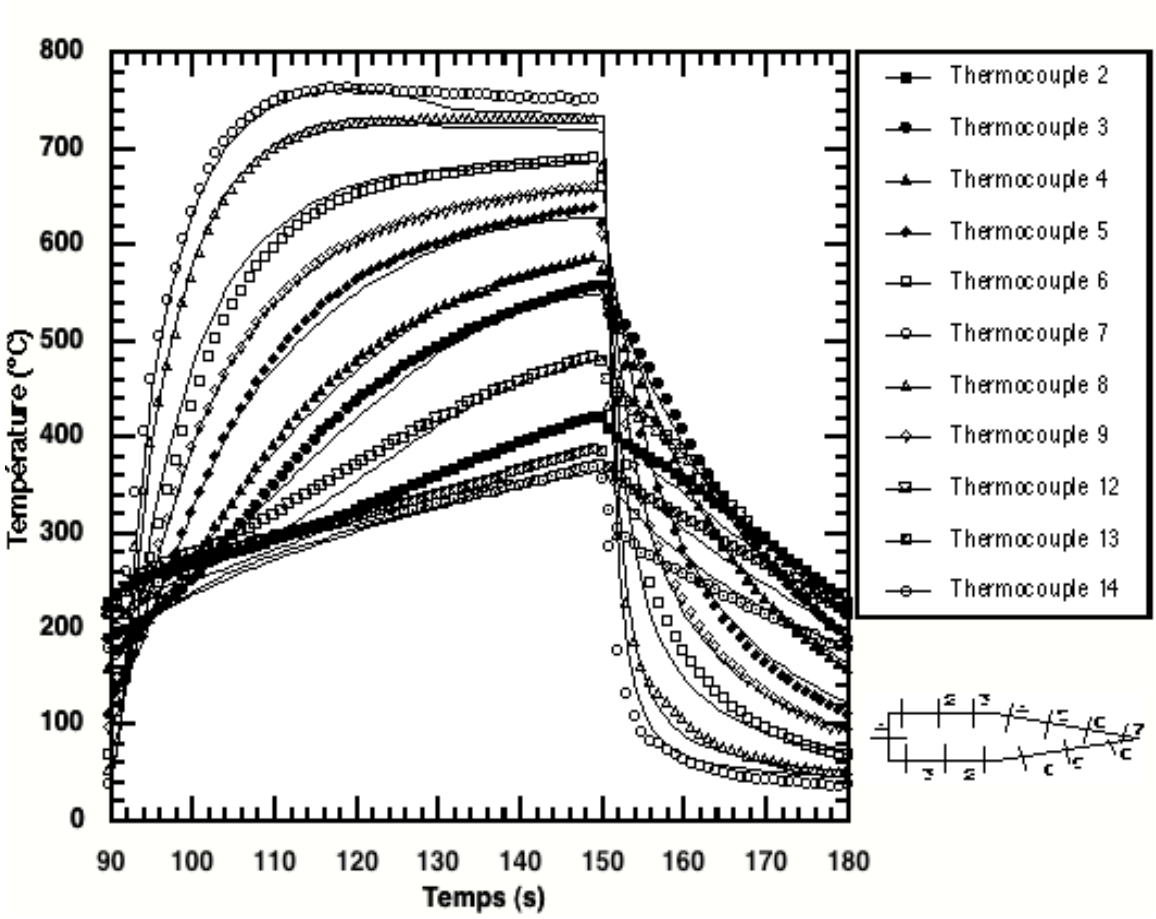


Figure III-33 : Comparaison entre les températures simulées et expérimentales pour l'éprouvette FT-L.

La comparaison des températures simulées et expérimentales est présentée sur la figure III-33. Pour ce calcul, nous ne notons aucune incohérence entre les températures calculées et les valeurs expérimentales. La modélisation adoptée pour cette géométrie d'éprouvette nous donne d'assez bons résultats lors des régimes transitoires, alors que l'allure isotherme pour les thermocouples n°7 et 8 est plus mal décrite. Durant cette séquence, les différences entre les températures expérimentales et calculées n'excèdent pas 18°C, et elles n'ont pas d'influence significative sur la dilatation totale de l'éprouvette. Pour les autres thermocouples, les résultats

sont satisfaisants malgré quelques imperfections pour le calcul des températures à l'extrémité de la partie massive de l'éprouvette. Dans cette zone, les écarts sont un peu plus importants (≈ 30°C) lors du chauffage, mais cela n'a que peu d'influence sur la dilatation de la partie coin en raison de l'éloignement de ces deux zones.

III.6.c. Calcul des déformations et des contraintes

Le but du calcul est d'évaluer les champs de contrainte et de déformation au cours du cyclage thermique, jusqu'à l'obtention de l'état stabilisé. La connaissance de ce dernier est nécessaire pour effectuer des calculs ultérieurs de durée de vie de l'éprouvette, voire de propagation de fissure.

Le calcul mécanique fait appel aux résultats du calcul thermique, puisque le chargement des éprouvettes est purement thermique, et à la loi de comportement du matériau pour le calcul des contraintes et des déformations viscoplastiques.

6.c.1. Méthodologie

c.1.1. Maillage des éprouvettes

Pour ce calcul, les maillages des éprouvettes diffèrent quelque peu de ceux que nous avions adoptés pour le calcul thermique. Les maillages sont toujours réalisés en 2 D, mais chaque éprouvette compte désormais deux hauteurs de mailles secondaires. Nous utilisons des macro-mailles quadrangulaires à 8 nœuds et triangulaires à 6 nœuds. Les deux maillages employés sont représentés sur les figures III-34 et III-35. Pour l'éprouvette FT-S, nous dénombrons 44 éléments pour 177 nœuds, l'éprouvette FT-L est modélisée en 54 éléments et 217 nœuds.

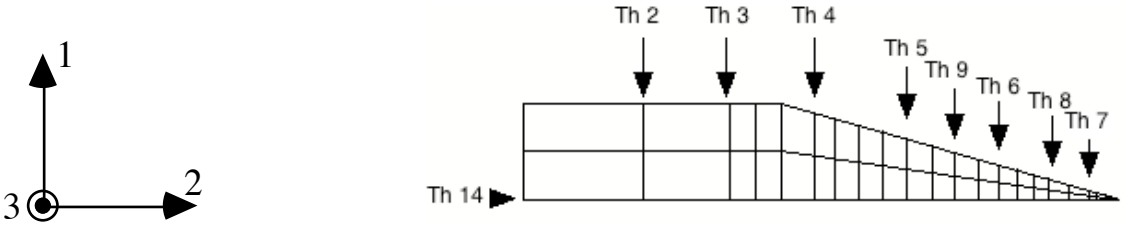


Figure III-34 : Maillage des éprouvettes de fatigue thermique pour le calcul mécanique : éprouvette FT-S

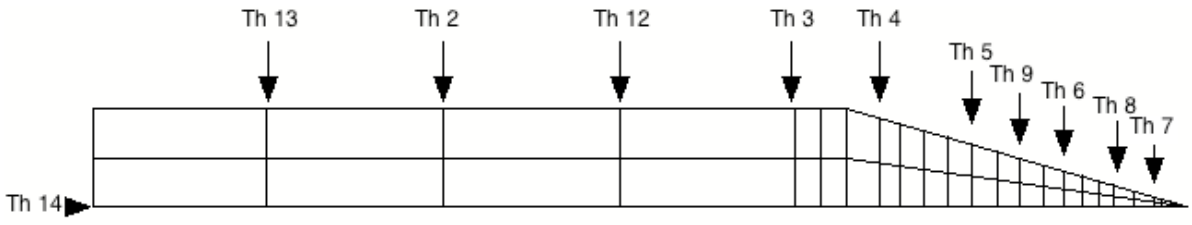


Figure III-35 : Maillage des éprouvettes de fatigue thermique pour le calcul mécanique : éprouvette FT-L.

c.1.2. Conditions aux limites

Le chargement des éprouvettes est uniquement d'origine thermique, il est appliqué aux deux structures par l'intermédiaire de cartes de température définies à chaque instant du cycle de

fatigue thermique. Chaque carte contient les températures calculées à chaque nœud du maillage à l'aide des paramètres identifiés dans le paragraphe III-6 b. Les courbes de température ne sont définies que pour les deux premiers cycles thermiques, et les cycles suivants sont obtenus en reproduisant n fois le second cycle qui est thermiquement stabilisé.

Le problème est traité en déformation plane généralisée, les nœuds sont libres de tout déplacement suivant les directions 1, 2 et 3, à l'exception de ceux qui se trouvent sur l'axe de symétrie de l'éprouvette. Sur cet axe, nous interdisons toute translation des points suivant la direction 1, et les rotations des nœuds autour de l'axe 2.

6.c.2. Résultats du calcul pour l'éprouvette standard

La stabilisation de la réponse mécanique pour les trois premiers éléments de la pointe est obtenue après 4 cycles thermiques. Pour l'ensemble de la structure, il est nécessaire de simuler 18 cycles pour obtenir des courbes stabilisées. Les résultats que nous exposons par la suite sont tous issus du dix-huitième cycle simulé pour cette structure.

L'évolution des contraintes σ_{11}, σ_{12}, σ_{22} et σ_{33} pour le premier élément de la pointe de l'éprouvette FT-S est présenté sur la figure III-36. L'amplitude de la contrainte suivant l'axe 1 est inférieure à 8 MPa, et les contraintes σ_{12}, σ_{22} ont une amplitude non significative. La contrainte normale à la section de l'éprouvette (σ_{33}) atteint un minimum de -500 MPa, et un maximum de 800 MPa. La sollicitation mécanique de l'éprouvette peut donc être considérée comme uniaxiale, et dans la suite de ce paragraphe, nous ne traiterons que des contraintes et des déformations subies par l'éprouvette suivant la direction 3. Les indices relatifs à cette direction ne seront plus rappelés.

La déformation mécanique (ε_m) est définie comme la différence entre la déformation totale et la déformation provoquée par la dilatation. L'évolution de la déformation mécanique au cours d'un cycle est présentée sur la figure III-37.a pour différentes positions dans la partie coin de l'éprouvette. L'évolution des déformations mécaniques minimales et maximales en fonction la position des mailles est reportée sur le graphique III-37.b. L'amplitude de déformation mécanique est de 0,7 x 10^{-2} pour le premier élément de la pointe, elle décroît rapidement pour s'annuler à une distance (x) de 8,6 mm de la pointe. Le cycle de déformation mécanique subi par l'éprouvette est légèrement dissymétrique, et le rapport de déformation (ε_{min} / ε_{max}) est de -1,12.

La déformation viscoplastique (ε_{vi}) est définie comme la différence entre la déformation mécanique (ε_m) et la déformation élastique à chaque instant du cycle de fatigue thermique. Nous présentons sur la figure III-38.a la variation de la déformation viscoplastique en fonction du temps pour quelques éléments de la pointe de l'éprouvette standard. Il apparaît que la déformation viscoplastique est plus importante au chauffage de l'éprouvette (ε_m<0) qu'au refroidissement. Sur la figure III-38.b, nous constatons que l'amplitude de la déformation viscoplastique décroît rapidement lorsque l'on se rapproche de la partie massive de l'éprouvette; elle devient négligeable voire nulle pour les mailles éloignées de plus de 5,6 mm de la pointe. L'amplitude maximale de déformation inélastique est observée pour l'élément extrême de la pointe, sa valeur étant de 0,081 x 10^{-2}. A 2,76 mm de la pointe, l'amplitude a diminué de moitié.

La variation de la contrainte au cours des cycles, présentée figure III-39.a, est semblable à celle de la déformation mécanique, à la différence près que les extrema ne sont pas atteints aux mêmes instants. Cela est dû au comportement viscoplastique du matériau à haute température. L'amplitude maximale de contrainte est d'environ 1280 MPa sur la pointe de l'éprouvette, et s'annule à une distance de 8,3 mm du bord mince (figure III-39.b). Nous remarquerons que de part et d'autre de cette limite, les valeurs extrêmes de contrainte sont de signe opposé.

Sur les figures III-40, III-41 et III-42, nous présentons respectivement l'évolution de la déformation mécanique, de la déformation viscoplastique et de la contrainte en fonction de la température. Les extrema de déformation mécanique sont atteints à 670°C et 120°C pour le premier élément du bord mince et cet intervalle de température se resserre pour les éléments suivants. La variation de la contrainte en fonction de la température est analogue à celle de la déformation en fonction de la température. L'évolution de la déformation inélastique en fonction de la température met en évidence le comportement élastique de la structure lorsque $x > 5,6$ mm, et montre l'existence d'une déformation inélastique moyenne en compression pour l'éprouvette FT-S.

Les boucles d'hystérésis contrainte - déformation sont reportées sur la figure III-43 pour divers éléments du maillage appartenant à la pointe de l'éprouvette. Nous observons que la contrainte moyenne est en traction à proximité de la pointe de l'éprouvette, et qu'elle diminue pour passer en compression près de la partie massive. Lorsque les boucles présentent de la viscoplasticité, les contraintes minimales ne correspondent pas aux déformations minimales, et nous n'observons jamais de déformation viscoplastique en tension.

Les boucles de contrainte - déformation calculées pour l'éprouvette standard de fatigue thermique sont semblables à celles que nous avons obtenues expérimentalement lors d'essais de fatigue mécano-thermique sur des éléments de volume pour des amplitudes de déformation équivalentes.

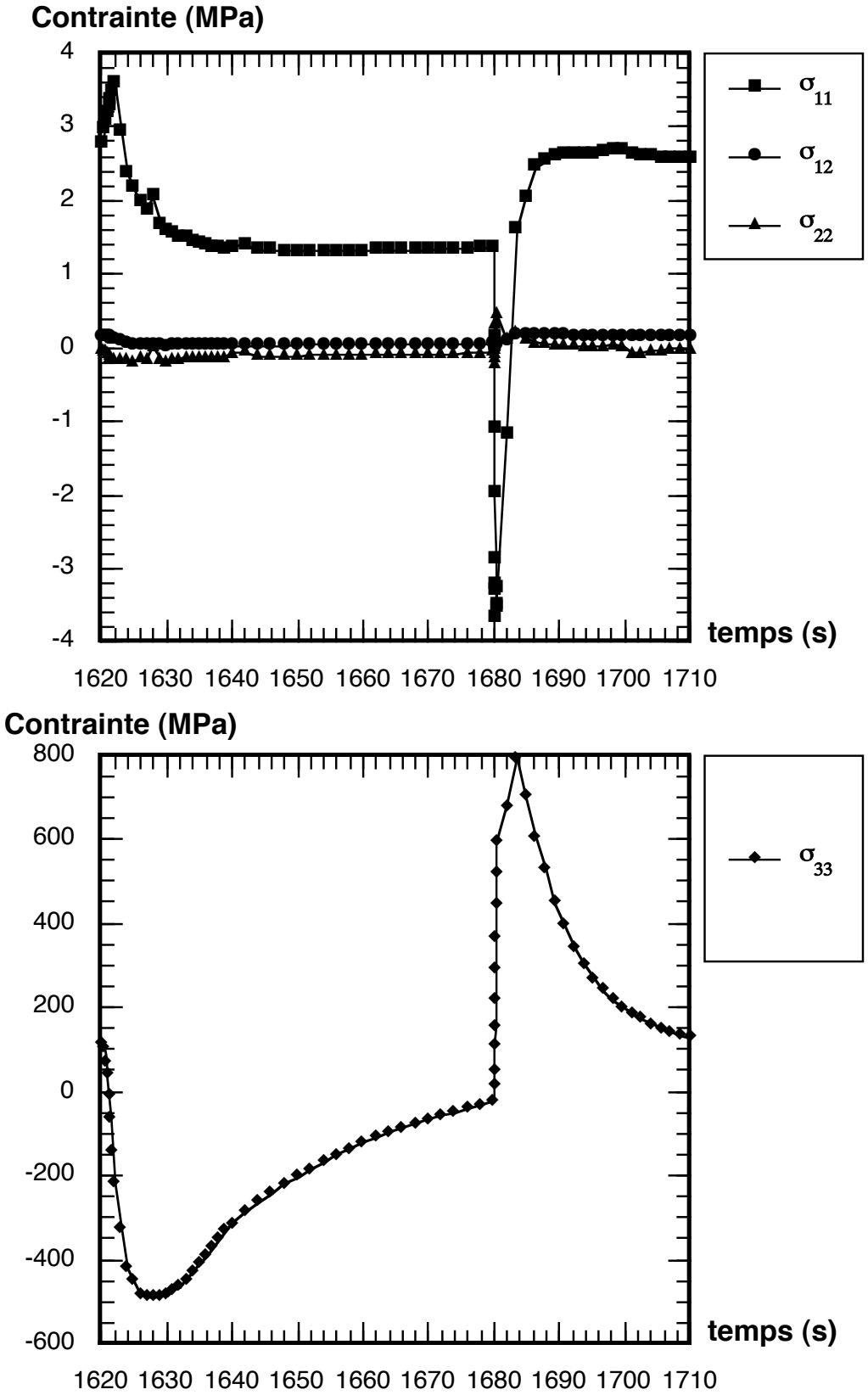


Figure III-36 : Variation des contraintes σ_{11}, σ_{12}, σ_{22} et σ_{33} au cours du 18ème cycle de fatigue thermique pour le premier élément de la pointe de l'éprouvette FT-S.

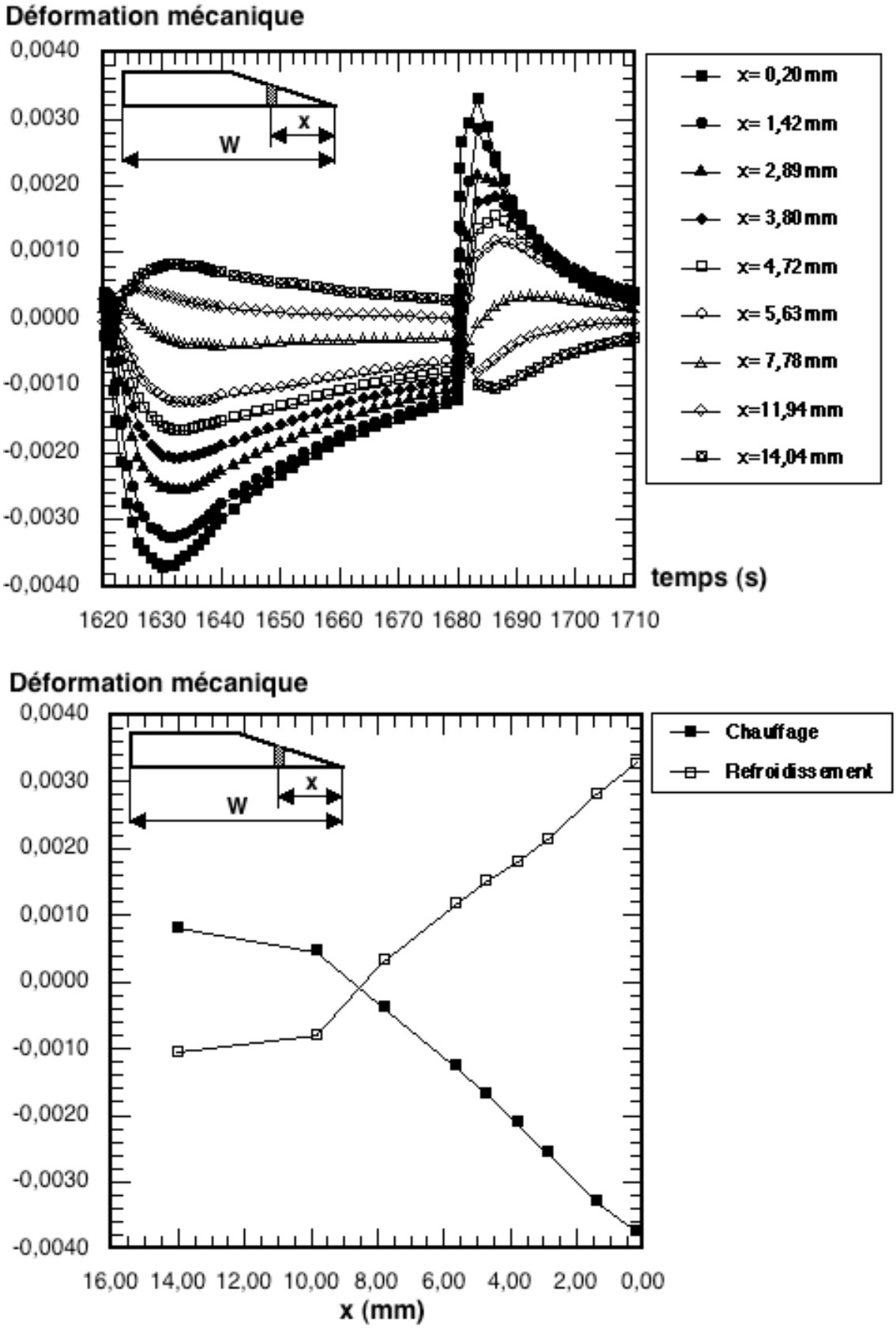


Figure III-37 : -a : Variation de la déformation mécanique au cours du temps (épr. FT-S).
-b : Évolution des déformations maximales et minimales le long de l'axe 2.

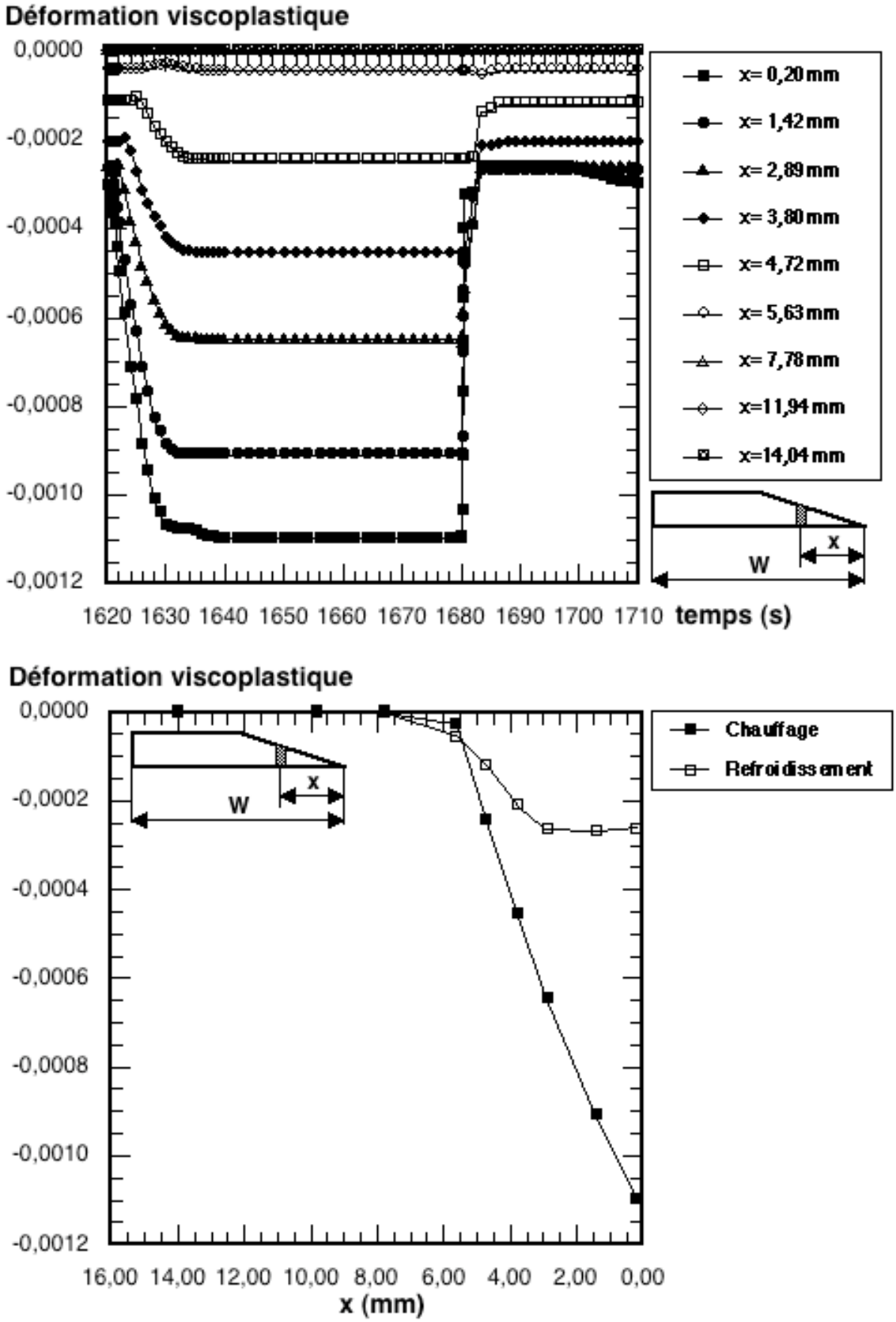


Figure III-38 : -a : Variation de la déformation viscoplastique au cours du temps (épr. FT-S).
-b : Évolution des déformations viscoplastiques maximales et minimales.

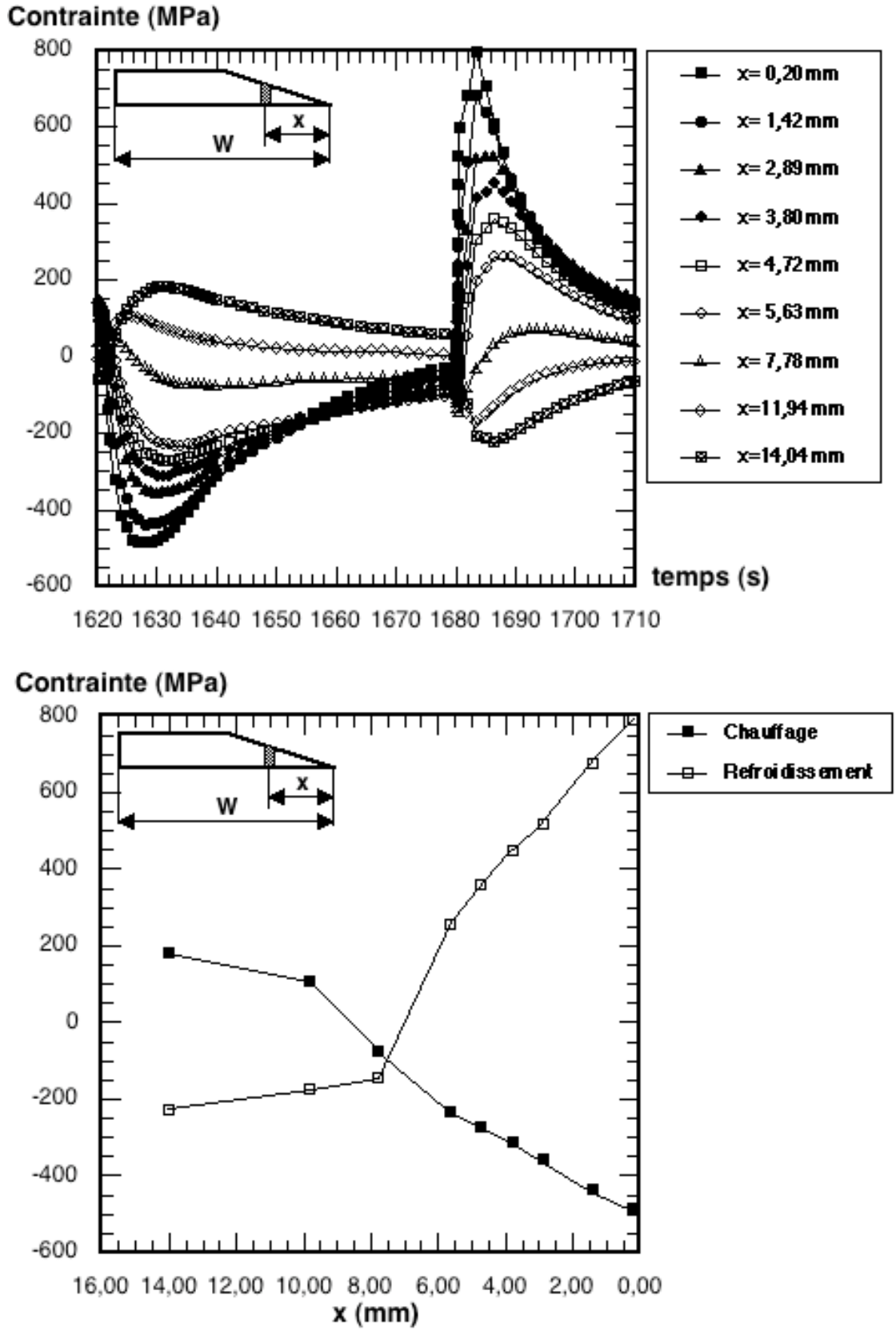


Figure III-39 : -a : Variation de la contrainte au cours du temps pour l'éprouvette FT-S.
-b : Évolution des contraintes maximales et minimales le long de l'axe 2.

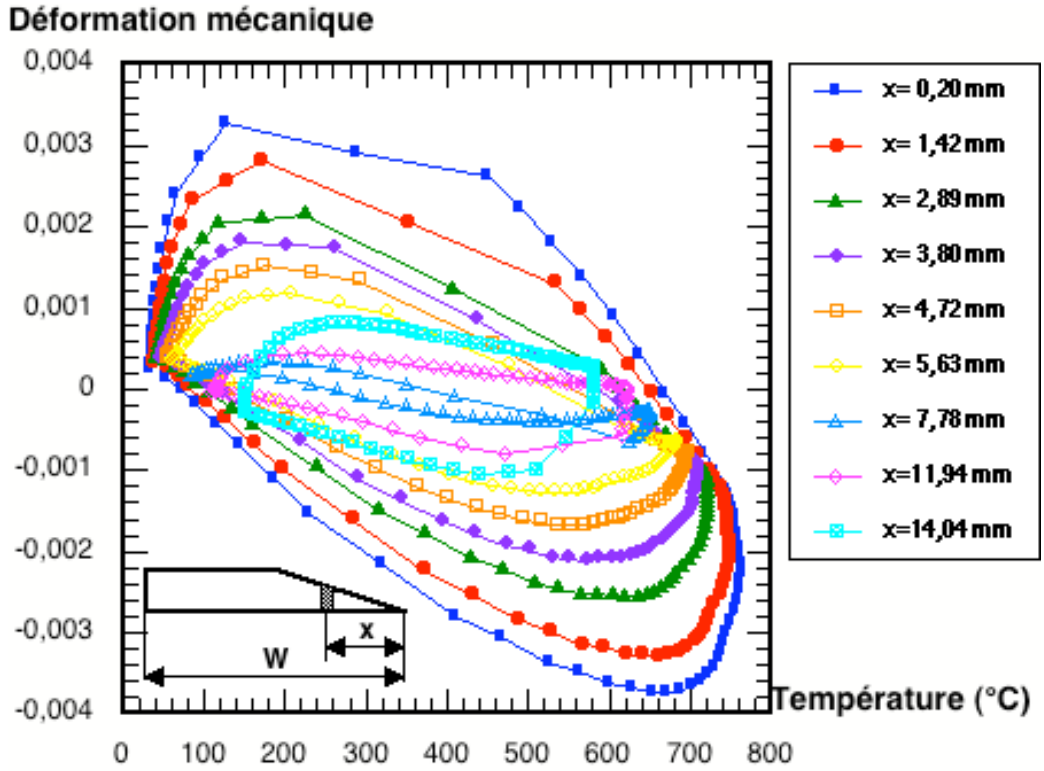


Figure III-40 : Évolution de la déformation mécanique en fonction de la température pour différents éléments du bord mince de l'éprouvette FT-S.

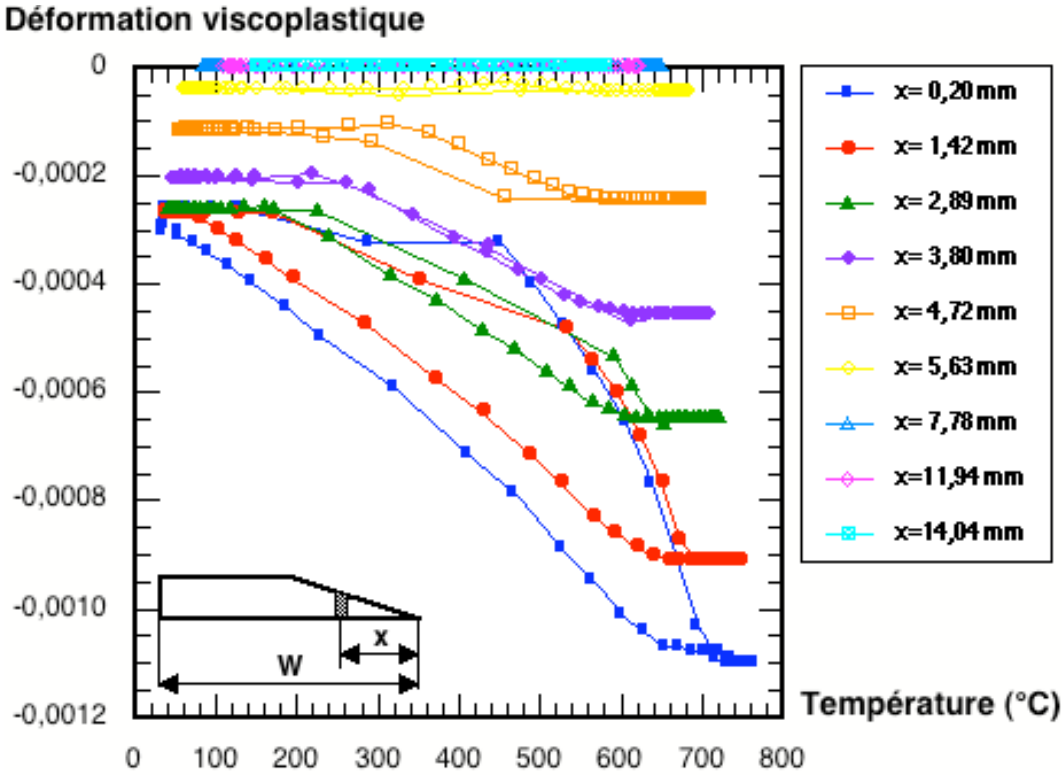


Figure III-41 : Évolution de la déformation viscoplastique en fonction de la température pour différents éléments du bord mince de l'éprouvette FT-S.

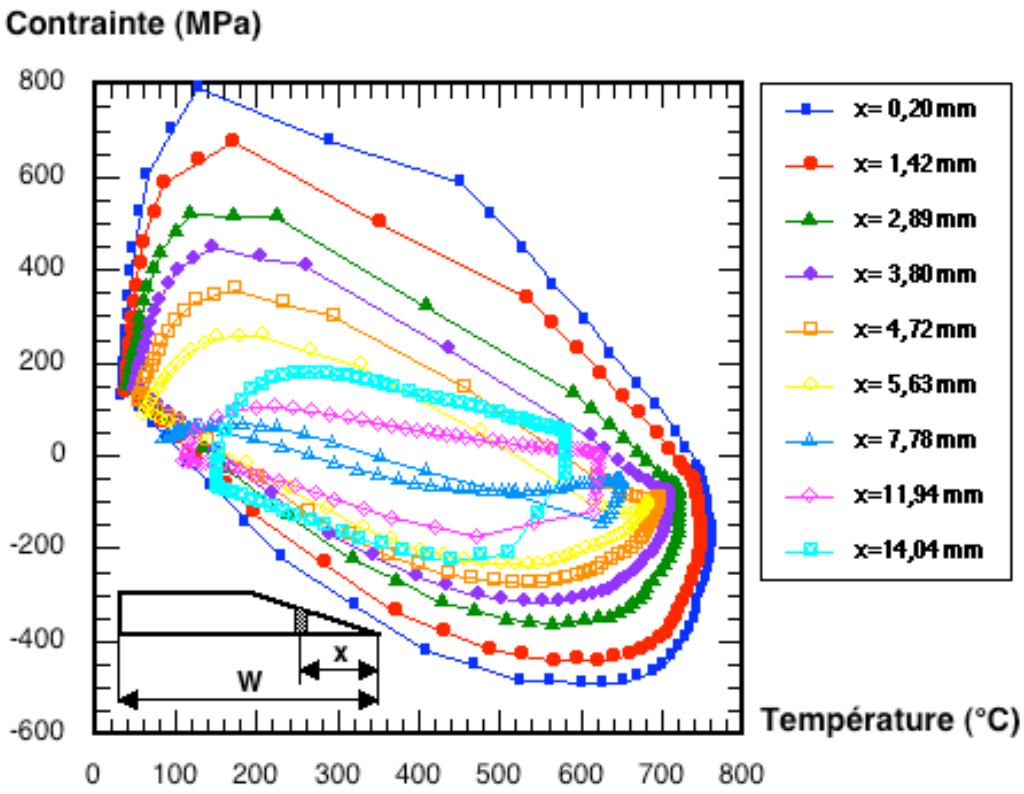


Figure III-42 : Évolution de la contrainte en fonction de la température pour différents éléments du bord mince de l'éprouvette FT-S.

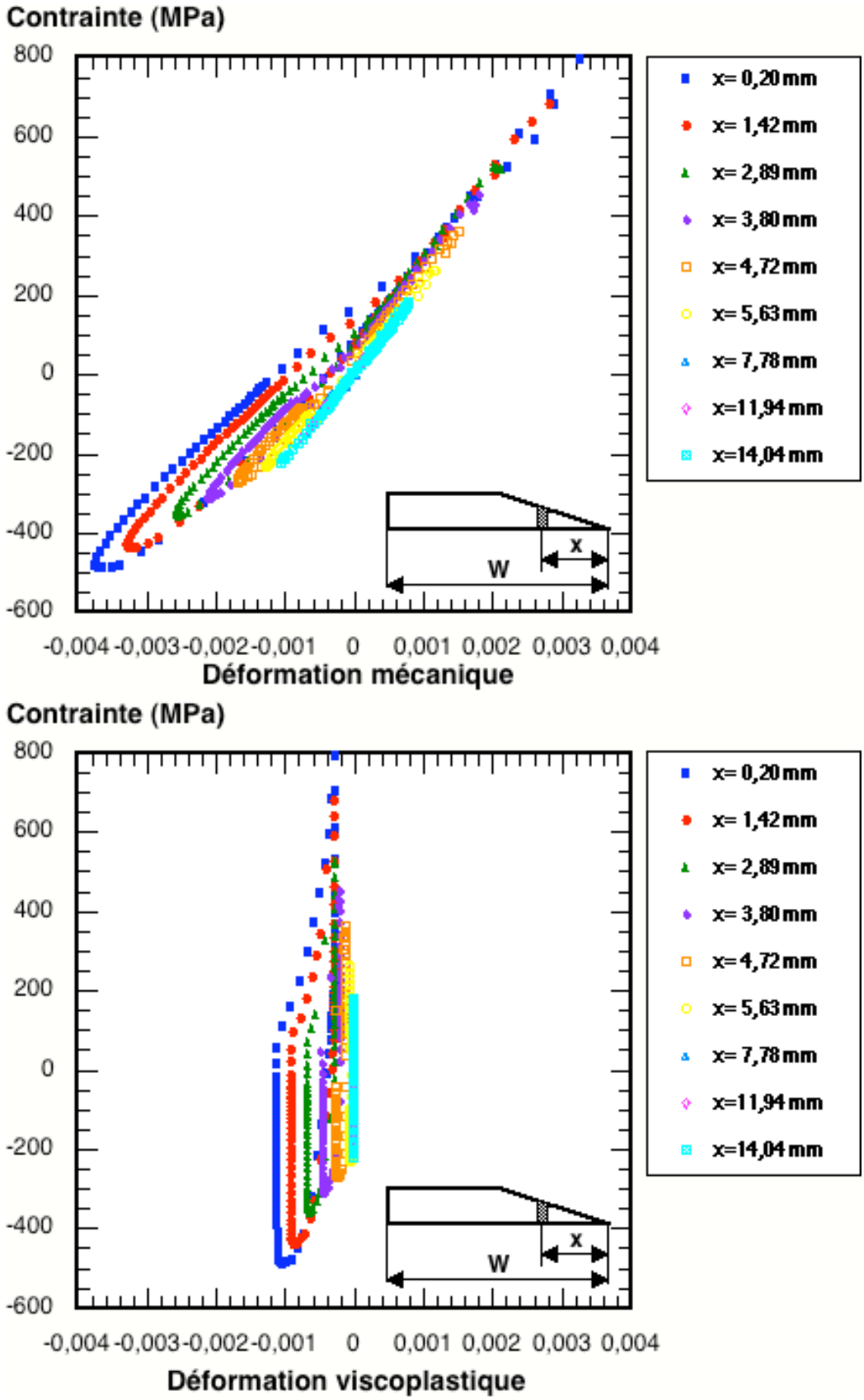


Figure III-43 : Boucles d'hystérésis contrainte - déformation calculées pour quelques éléments de la pointe de l'éprouvette FT-S.

6.c.3. Résultats du calcul pour l'éprouvette longue

Pour l'ensemble de la structure, la stabilisation de la réponse mécanique est aussi obtenue après 18 cycles thermiques, et les résultats que nous présentons par la suite sont obtenus au cours de la simulation du dix-huitième cycle pour cette structure.

L'évolution des contraintes σ_{11}, σ_{12}, σ_{22} et σ_{33} pour le premier élément de la pointe de l'éprouvette FT-L est présenté sur la figure III-44. Comme dans le cas de l'éprouvette standard, l'amplitude de la contrainte suivant l'axe 1 est très faible (< 8 MPa), et les contraintes σ_{12}, σ_{22} ont une amplitude non significative. La contrainte normale à la section de l'éprouvette (σ_{33}) atteint un minimum de -600 MPa et un maximum de 1100 MPa. La sollicitation mécanique de cette éprouvette peut donc être considérée comme uniaxiale, et dans la suite de ce paragraphe, les résultats ne concerneront que les contraintes et les déformations calculées suivant la direction 3. Les indices relatifs à cette direction ne seront plus mentionnés.

L'évolution de la déformation mécanique (ε_m) au cours d'un cycle est présentée sur la figure III-45.a en fonction de l'éloignement de la pointe de l'éprouvette. L'évolution des déformations mécaniques minimales et maximales en fonction la position des mailles est reportée sur le graphique III-45.b. L'amplitude de déformation mécanique est de l'ordre de 10^{-2} pour le premier élément de la pointe, elle décroît un peu moins rapidement que pour l'éprouvette de géométrie standard, pour s'annuler à une distance (x) de 11 mm de la pointe. Le cycle de déformation mécanique subi par l'éprouvette longue est, lui aussi, légèrement dissymétrique, et le rapport de déformation est identique à celui de l'éprouvette FT-S (-1,12).

Nous présentons sur la figure III-46.a la variation de la déformation viscoplastique en fonction du temps pour quelques éléments de la pointe de l'éprouvette standard. La déformation viscoplastique est importante au cours du chauffage de l'éprouvette (ε_m<0), et nous observons du fluage pour quelques éléments de la pointe (x< 2,9 mm). Sur la figure III-46.b, nous constatons que l'amplitude de la déformation viscoplastique décroît moins rapidement que pour la géométrie précédente lorsque l'on se rapproche de la partie massive de l'éprouvette; elle s'annule cette fois à plus de 10 mm du bord mince. L'amplitude maximale de déformation inélastique observée pour l'élément extrême de la pointe est de 0,19 x 10^{-2} pour l'éprouvette longue alors qu'elle n'est que de 0,081 x 10^{-2} pour l'éprouvette standard. L'augmentation de facteur 2,8 de la taille de la partie massive de l'éprouvette de fatigue thermique conduit donc à doubler la déformation viscoplastique de l'extrémité de la pointe.

La variation de la contrainte au cours des cycles, présentée figure III-47.a, est semblable à celle de la déformation mécanique, à la différence près que les extrema ne sont pas atteints aux mêmes instants. Le comportement viscoplastique du matériau à haute température est à l'origine de ce phénomène. L'amplitude maximale de contrainte est de l'ordre de 1700 MPa sur la pointe de l'éprouvette, et s'annule à une distance de 11 mm du bord mince (figure III-47.b). Entre l'extrémité de l'éprouvette et cette limite, nous observons des contraintes moyennes de traction assez importantes, alors que plus loin, elles sont quasiment inexistantes.

Sur les figures III-48, III-49 et III-50, nous présentons respectivement l'évolution de la déformation mécanique, de la déformation viscoplastique et de la contrainte en fonction de la

température. Les extrema de déformation mécanique sont atteints à 720°C et 190°C pour le premier élément du bord mince, et en contrainte les valeurs extrêmes sont atteintes à 700°C et 100°C. Les intervalles de température se resserrent pour les éléments suivants. L'évolution de la déformation inélastique en fonction de la température montre le fluage à haute température pour les éléments suffisamment près de la pointe ($x < 2$ mm), et le comportement élastique de la structure lorsque $x > 7{,}78$ mm.

Les boucles d'hystérésis contrainte - déformation relatives à la partie coin de l'éprouvette, sont reportées sur la figure III-51. Nous observons que la contrainte moyenne est en traction près de la pointe de l'éprouvette, et qu'elle diminue pour s'annuler à proximité de la partie massive. Lorsque les boucles présentent de la viscoplasticité, les contraintes minimales ne correspondent pas aux déformations minimales, et nous observons une faible déformation viscoplastique en tension uniquement pour la première maille de la pointe.

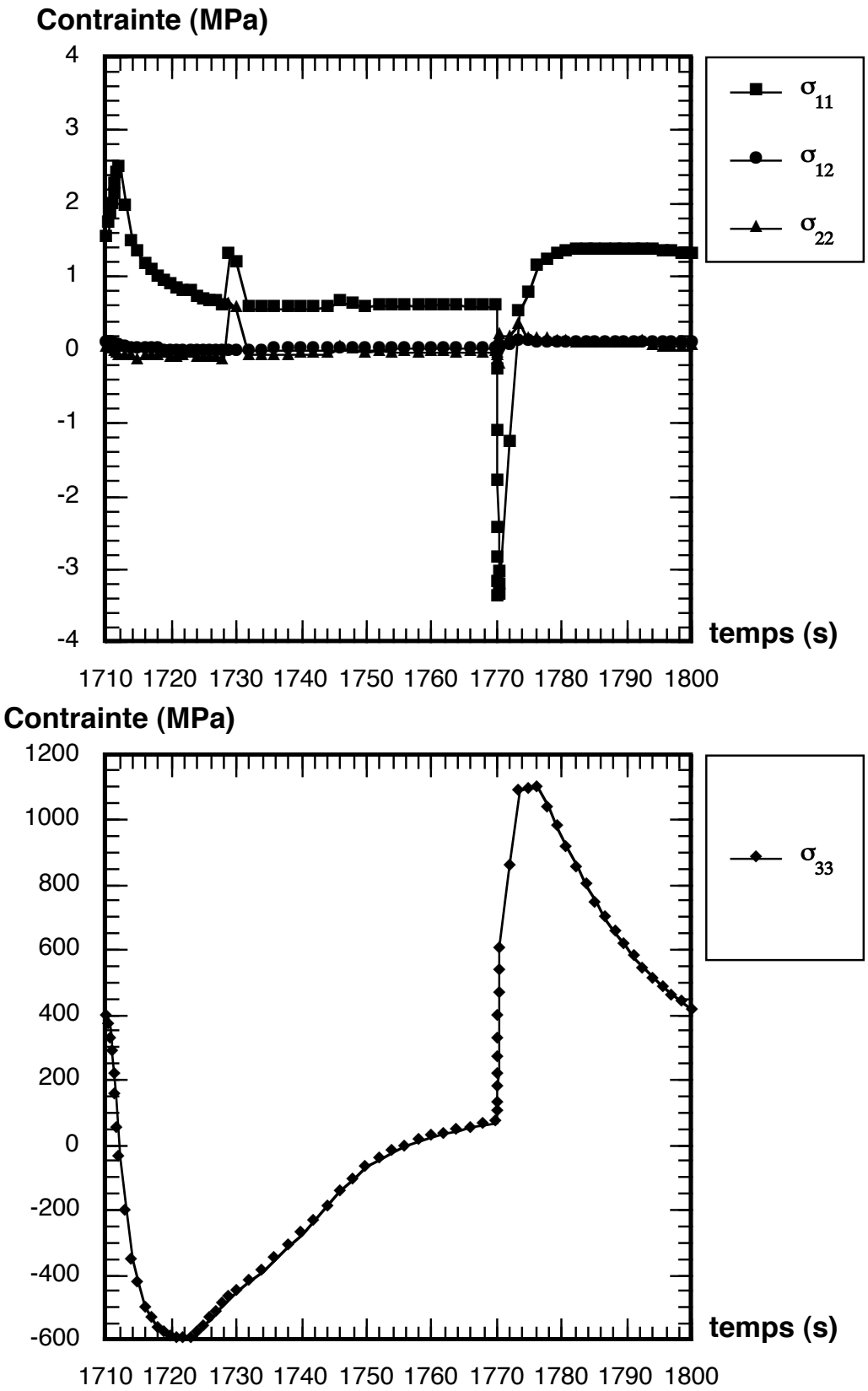


Figure III-44 : Variation des contraintes σ_{11}, σ_{12}, σ_{22} et σ_{33} au cours du 18^{éme} cycle de fatigue thermique pour le premier élément de la pointe de l'éprouvette FT-L.

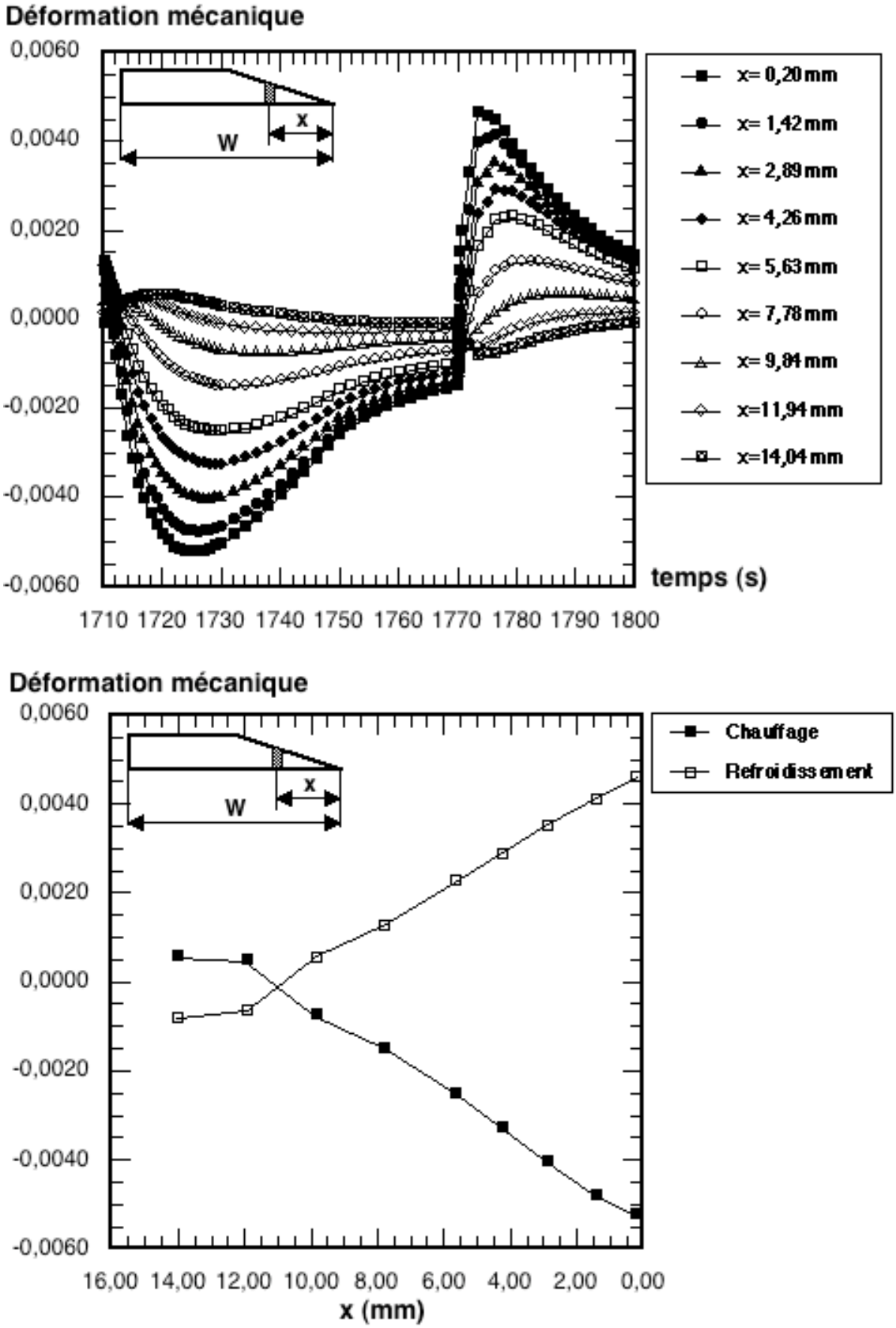


Figure III-45 : -a : Variation de la déformation mécanique au cours du temps (épr. FT-L).
-b : Évolution des déformations maximales et minimales le long de l'axe 2.

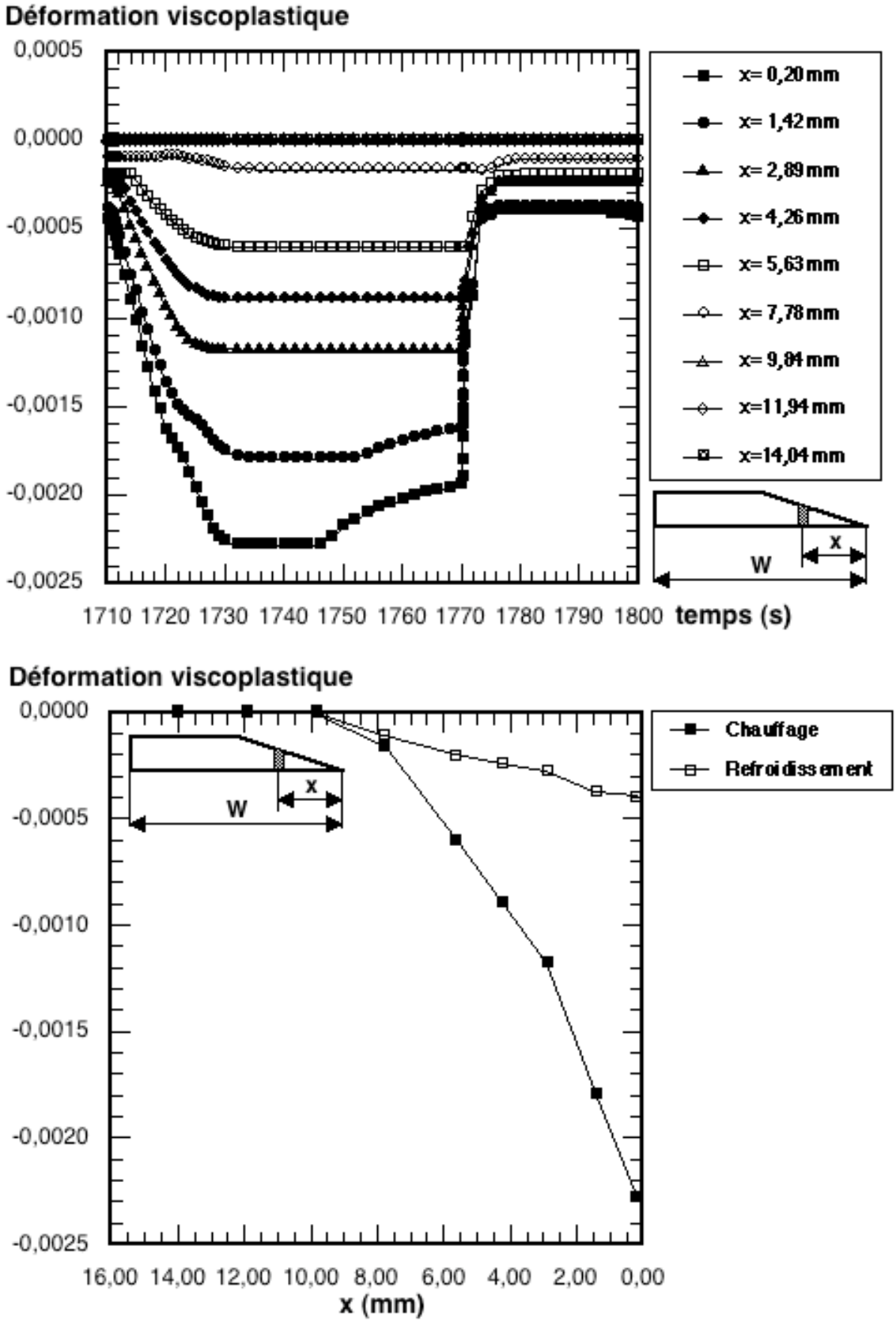


Figure III-46 : -a : Variation de la déformation viscoplastique au cours du temps (épr. FT-L).
-b : Évolution des déformations viscoplastiques maximales et minimales.

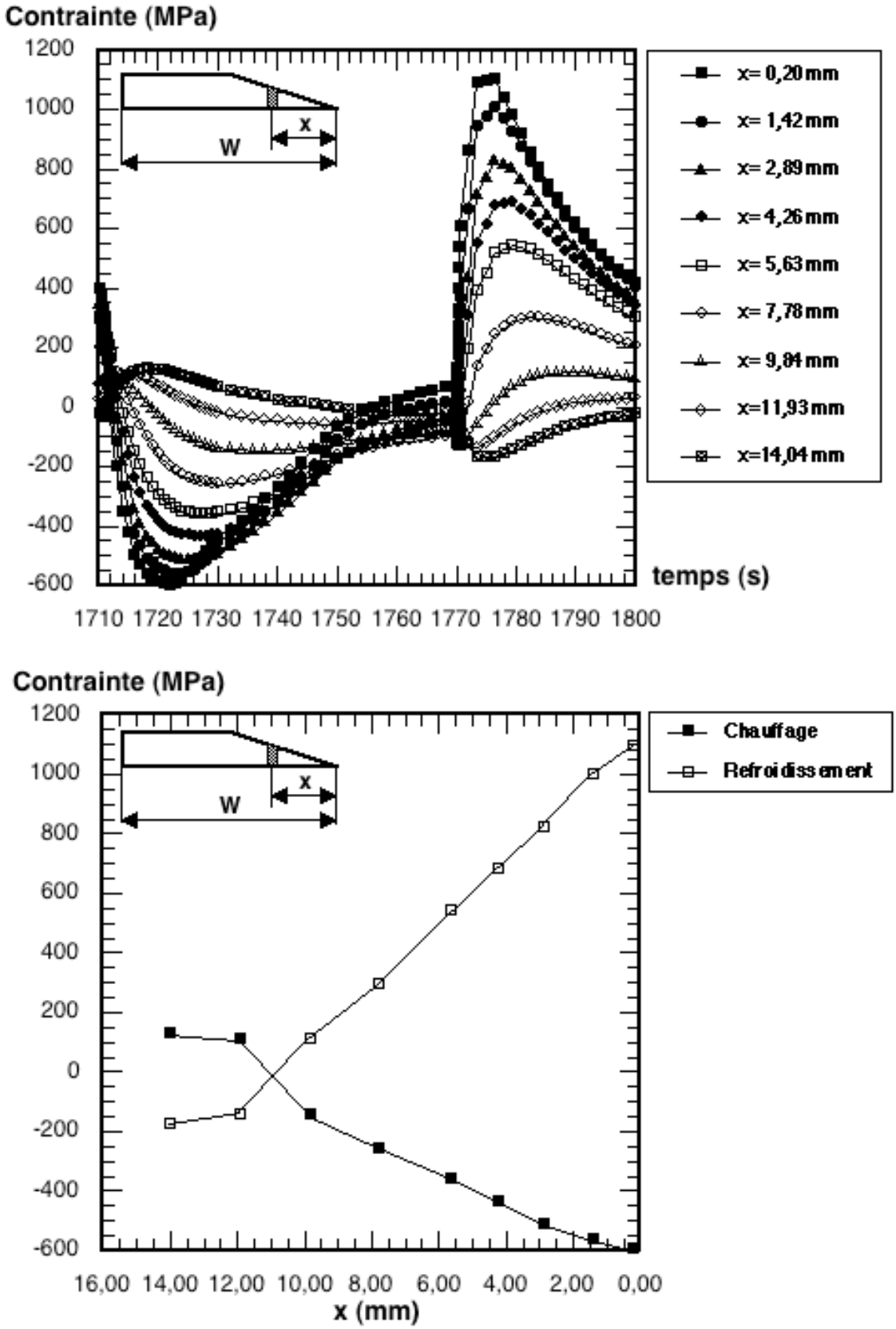


Figure III-47 : -a : Variation de la contrainte au cours du temps pour l'éprouvette FT-L.
-b : Évolution des contraintes maximales et minimales le long de l'axe 2.

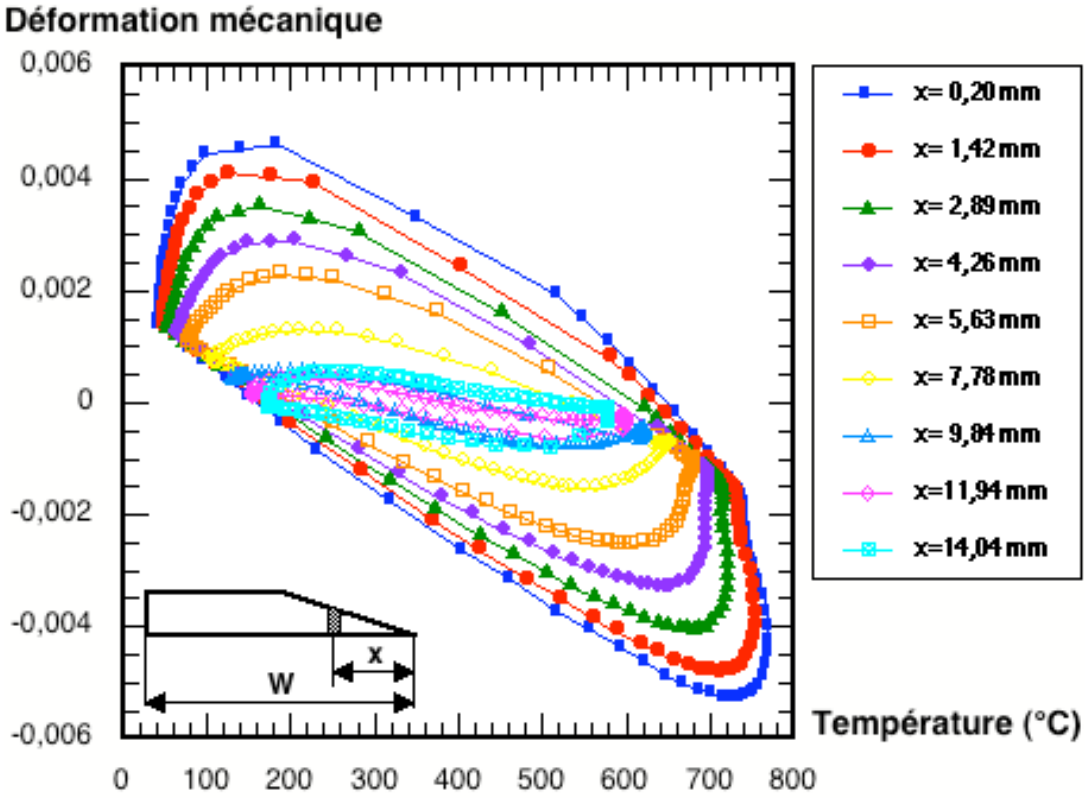


Figure III-48 : Évolution de la déformation mécanique en fonction de la température pour différents éléments du bord mince de l'éprouvette FT-L.

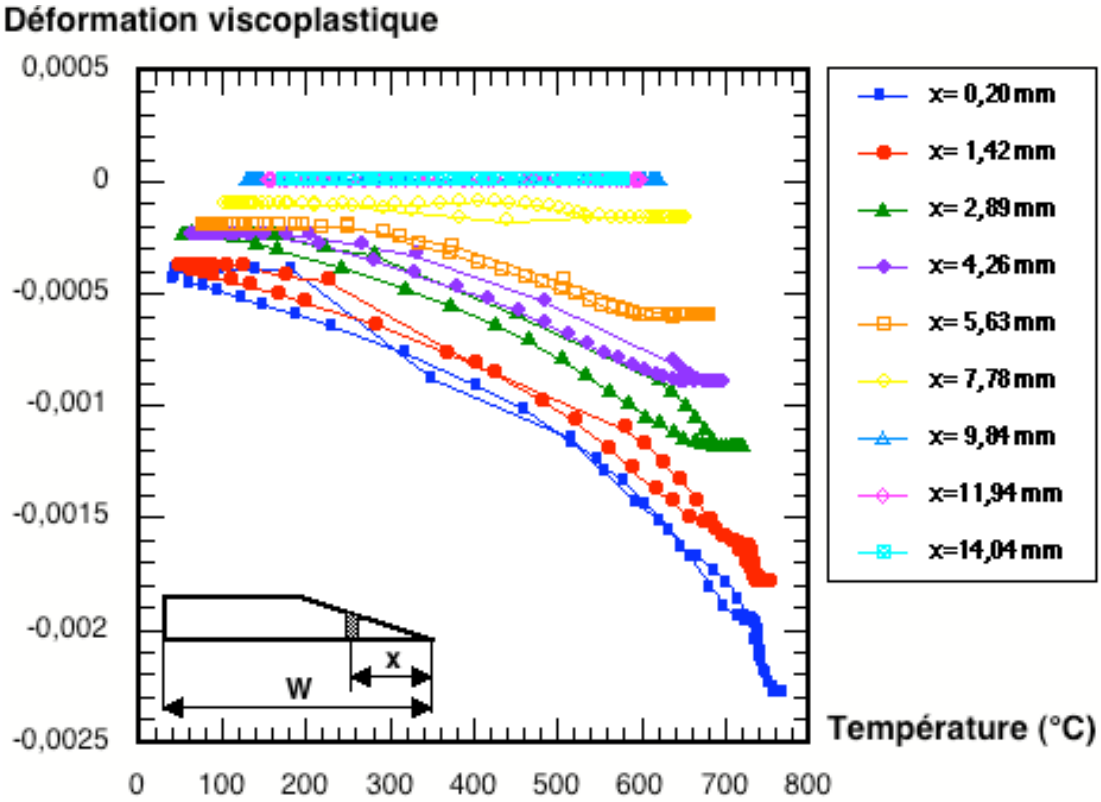


Figure III-49 : Évolution de la déformation viscoplastique en fonction de la température pour différents éléments du bord mince de l'éprouvette FT-L.

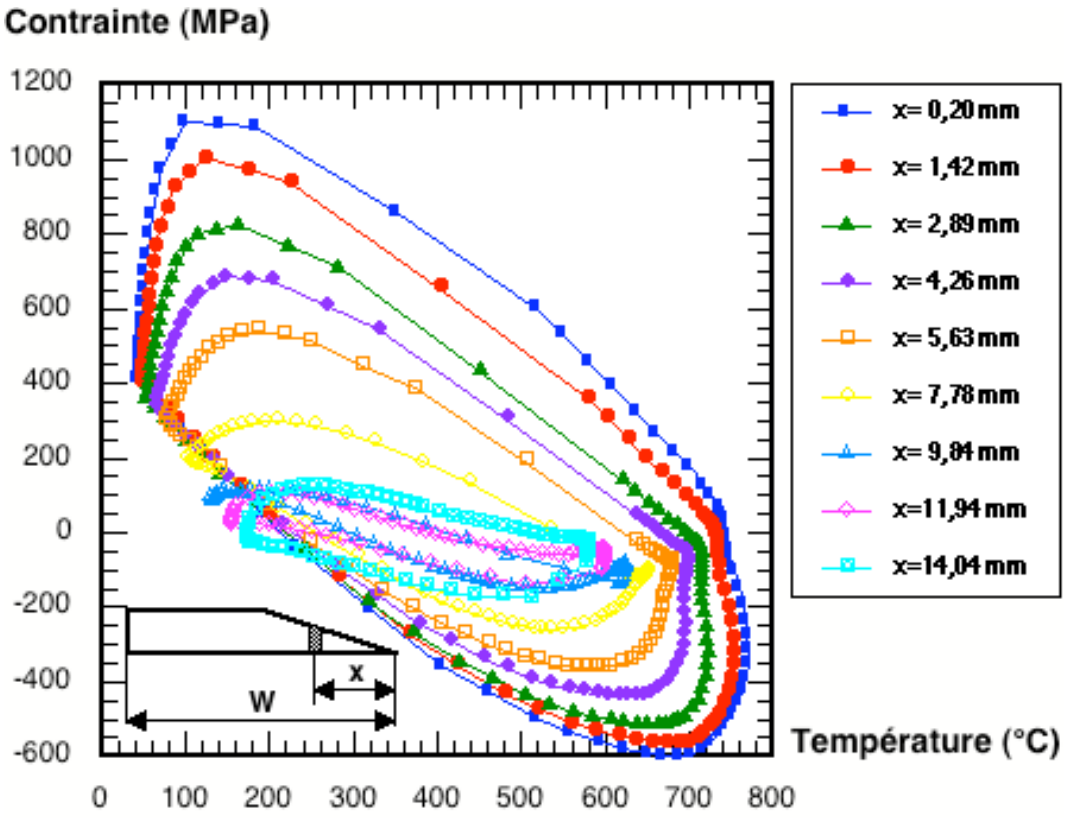


Figure III-50 : Évolution de la contrainte en fonction de la température pour différents éléments du bord mince de l'éprouvette FT-L.

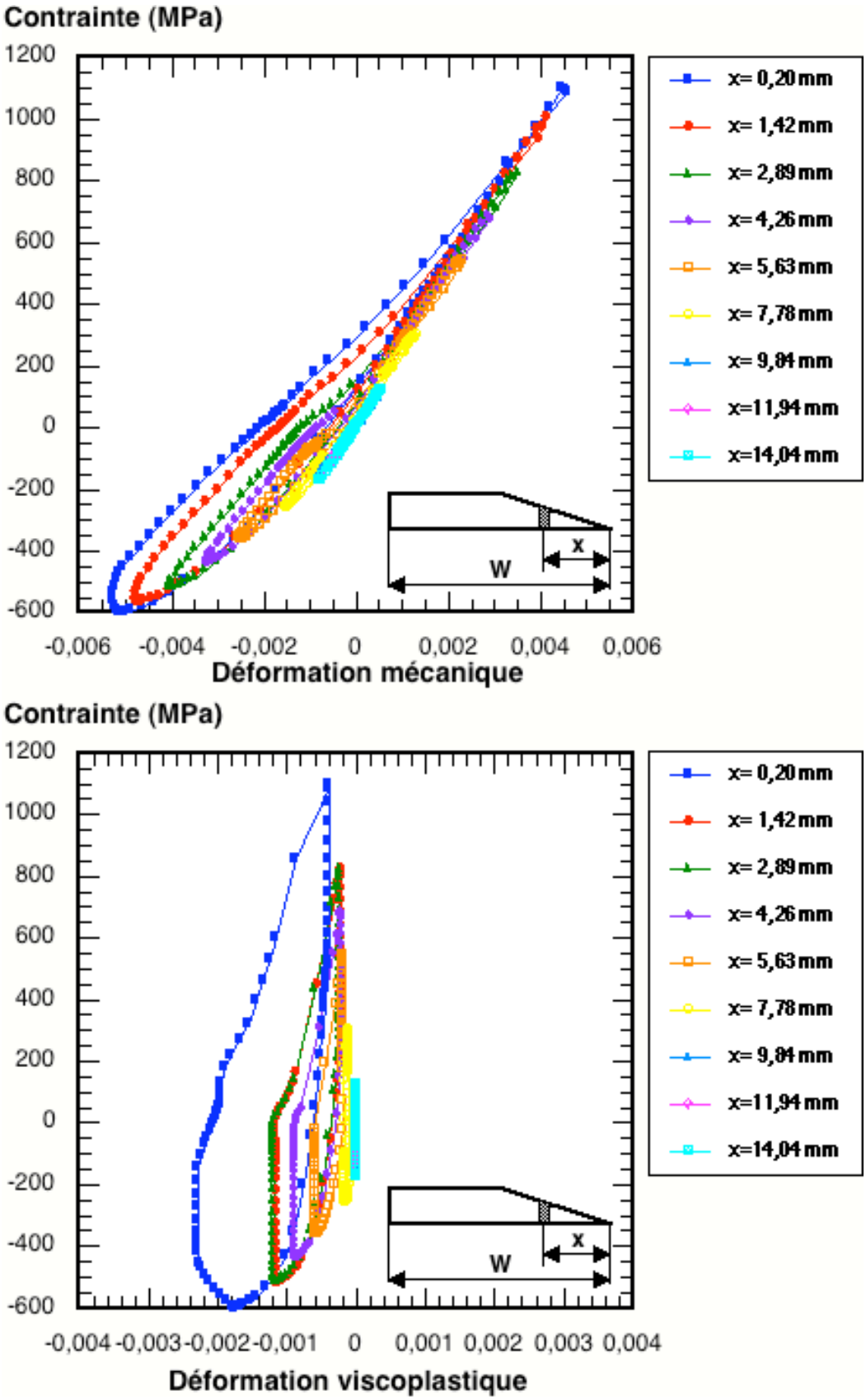


Figure III-51 : Boucles d'hystérésis contrainte - déformation calculées pour quelques éléments de la pointe de l'éprouvette FT-L.

CHAPITRE IV : MODELISATION DE LA DUREE DE VIE

Il importe aux industriels de pouvoir évaluer correctement la tenue en service des composants de leurs ensembles. Le cas des pièces fonctionnant à haute température est particulièrement délicat notamment lorsqu'elles sont soumises à des chargements cycliques anisothermes. De nombreux auteurs ont proposé des méthodes ou des modèles permettant d'estimer la durée de vie d'un élément de volume, et par extension d'une structure, sollicité en fatigue à haute température voire en fatigue mécano-thermique. Parmi les modèles proposés, on peut distinguer deux types d'approches :

- La première consiste à utiliser les lois classiques de la fatigue telle que l'équation de Coffin modifiée par la fréquence (1973), la méthode d'Ostergren (1977) ou la méthode de partition des déformations de Manson (1973).
- La seconde approche repose sur le concept de cumul de dommage. On peut citer notamment les modèles de fluage cumulé de Spera (1969), de fluage cyclique de Franklin (1978), l'approche de Taira (1973) qui tente de définir une température équivalente à un essai anisotherme ainsi que les lois plus sophistiquées de la mécanique du dommage continu développées par Chaboche et al.(1982).

C'est ce concept de cumul de dommage que nous allons utiliser pour modéliser la durée de vie de nos éprouvettes de fatigue oligocyclique et prédire la tenue en fatigue thermique des structures que nous avons étudiées.

Dans un premier modèle, nous utilisons la mécanique de l'endommagement telle qu'elle a été formulée par Chaboche, en tenant compte de plusieurs types d'interaction entre les dommages de fatigue et de fluage. Un second modèle sera proposé pour estimer l'amorçage et la propagation d'une fissure en fatigue à haute température. On tient compte, dans ce modèle d'endommagement par fatigue, des interactions avec l'oxydation et le fluage, et on décrit la fissuration comme la ruine d'un élément microstructural en considérant un critère local de rupture.

Après avoir détaillé chacun des modèles, nous identifierons leurs différents paramètres puis nous les appliquerons aux éprouvettes de fatigue thermique pour vérifier la justesse de leurs prédictions.

IV.1. MODELE DU DOMMAGE CONTINU DE CHABOCHE

On modélise la détérioration progressive de la matière qui précède la rupture macroscopique à l'aide d'une variable interne (D) représentative de l'état de détérioration. La variable endommagement est, d'un point de vue physique, l'aire relative des fissures et cavités coupées par le plan normal à la direction de sollicitation; d'un point de vue mathématique elle représente la densité surfacique des discontinuités.

Pour un matériau non endommagé ou vierge, la variable D est nulle alors qu'une valeur égale à 1 correspond à un élément de volume rompu en deux parties selon le plan normal à la sollicitation mécanique.

Kachanov fut le premier à introduire la variable continue d'endommagement, en 1958, dans le cadre restreint de la rupture par fluage des métaux sous sollicitation unidimensionnelle. Cette notion a depuis été reprise (Lemaitre et Chaboche, 1985) pour être étendue au cas de la rupture ductile et de la rupture fragile par fatigue et généralisée au cas tridimensionnel isotrope dans le cadre de la thermodynamique des processus irréversibles.

IV.1.a. Modèle utilisé, formulation anisotherme

On considère qu'à haute température l'endommagement fait intervenir deux processus :

- l'un est dû au fluage et correspond à la création de microfissures et de cavités de nature plutôt intercristalline,
- l'autre est dû au cyclage mécanique et conduit à une rupture généralement transcristalline.

La formulation, introduite par J.L. Chaboche (1974), définit l'endommagement comme le cumul des dommages de fatigue D_F et de fluage D_C, avec ou sans interaction entre les deux processus. Dans le cas unidimensionnel, l'évolution du dommage D peut être décrite par :

$$dD = dD_C + dD_F = f_C(\sigma, D, T, \ldots)\ dt + g_F(\sigma_M, \overline{\sigma}, T, D, \ldots)\ dN$$

ou σ désigne la contrainte, T la température, t le temps et N le nombre de cycles de fatigue.

C'est cette forme d'équation que nous allons utiliser dans les lignes qui suivent. Après avoir défini précisément les lois d'endommagement de fatigue et de fluage, nous présenterons les différents cumuls de dommages que nous avons retenu pour traduire l'interaction entre ces mécanismes de nature différentes.

1.a.1. Loi de fluage

L'endommagement de fluage correspond, dans les métaux, au processus de germination et de croissance de cavités sur les joints de grains, le plus souvent, et parfois de microfissures principalement intercristallines s'amorçant à partir des points triples. Cet endommagement se développe en fonction du temps, sous sollicitations constantes ou lentement évolutives et il est d'autant plus prononcé que la température est élevée. Pour introduire l'endommagement de fluage dans notre modèle, nous allons utiliser la formulation proposée par Kachanov en 1958 qui décrit l'évolution du dommage de fluage (D) en traction par :

$$dD = \left(\frac{\sigma}{A}\right)^{r} .(1 - D)^{-r} .dt \qquad \text{IV.1}$$

Le temps à rupture t_c dans un essai de fluage sous une contrainte de traction constante s'exprime par la solution de l'équation différentielle IV.1 pour la valeur critique de l'endommagement D=1, avec la condition initiale D=0 lorsque t=0. Le temps à rupture t_c s'exprime alors :

$$t_c = \frac{1}{r + 1} .\left(\frac{\sigma}{A}\right)^{-r} \qquad \text{IV.2}$$

Les paramètres A, r dépendent fortement de la température et feront l'objet d'une identification plus loin dans ce chapitre. Cette identification sera effectuée, pour nos résultats expérimentaux, à partir d'une étude réalisée sur le Waspaloy par Savalle et Chaboche en 1986. Ces derniers ont déterminé les valeurs de A et r aux températures de 550°C,650°C et 750°C par lissage des courbes expérimentales de fluage et ont proposé une loi parabolique pour estimer la variation des paramètres A et r dans une plage s'étendant de 0°C à 750°C :

$$r = 2{,}7\ 10^{-4}\ T^2 - 0{,}438\ T + 181{,}825$$

$$A = 1410\ (MPa\ .\ h^{1/r})$$

Notre identification consistera en l'ajustement de ces grandeurs au cas du Superwaspaloy soumis à des sollicitations mécaniques en conditions isothermes ou anisothermes entre 100°C et 750°C.

1.a.2. Loi de fatigue

L'endommagement de fatigue correspond à la naissance et à la croissance de microfissures sous l'effet de sollicitations cycliques, jusqu'à l'amorçage d'une fissure macroscopique. Ce phénomène qui est observé même pour des niveaux de contrainte inférieurs à la limite d'élasticité, peut être décrit au moyen d'une loi dite "loi de fatigue". Les lois classiques s'expriment en fonction de grandeurs définies sur un cycle telles que l'amplitude de contrainte ou de déformation, la contrainte moyenne, le rapport de charge ou la déformation plastique dans le cas de la fatigue oligocyclique.

Notre étude portant essentiellement sur le comportement en fatigue oligocyclique du Superwaspaloy, nous allons considérer, par la suite, deux lois de fatigue : l'une s'exprimera au moyen de la déformation plastique et l'autre fera intervenir la contrainte. Ces deux approches se justifient par la différence de nature des variables que sont la déformation plastique (ou viscoplastique) et la contrainte. En effet, si l'on reprend le formalisme thermodynamique décrit par Lemaître et al (1988), la déformation est une variable d'état tandis que la contrainte n'est que la variable qui lui est associée.

- En déformation plastique

Dans le domaine de la fatigue oligocyclique, les déformations plastiques deviennent prépondérantes et l'on peut englober certains effets du temps ou de la fréquence en supposant que l'endommagement par cycle est fonction de l'amplitude de déformation plastique $\Delta\varepsilon_P$, sous forme d'une fonction puissance :

$$\frac{dD}{dN} = \left(\frac{\Delta\varepsilon_p}{C_1}\right)^{\gamma_1} \qquad \text{IV.3}$$

L'intégration de cette relation dans le cas d'un chargement périodique où le cycle est stabilisé donne la loi de Manson-Coffin :

$$N_F = \left(\frac{\Delta\varepsilon_p}{C_1}\right)^{-\gamma_1} \qquad \text{IV.4}$$

qui correspond aux conditions particulières : D = 0 lorsque N = 0 et D = 1 lorsque $N = N_F$.

Les coefficients C_1 et γ_1 dépendent du matériau et de la température, et ils seront identifiés pour notre matériau à 200°C, à 750°C puis à des températures intermédiaires afin de permettre une estimation de la durée de vie en conditions anisothermes.

- En contrainte

Les résultats d'essais de fatigue uniaxial sont souvent présentés au moyen des courbes de Woehler. Elles représentent la relation existant entre le nombre de cycles à rupture, la valeur maximale de la contrainte σ_M et la valeur moyenne $\overline{\sigma}$. Un moyen d'écrire une loi d'endommagement qui traduise correctement l'alignement des résultats expérimentaux dans le diagramme de Woehler, est de supposer que l'endommagement par cycle est une fonction des valeurs maximale et moyenne de la contrainte :

$$\frac{\delta D}{\delta N} = f\left(\sigma_M, \overline{\sigma}\right) \qquad \text{IV.5}$$

Pour retrouver, après intégration, l'une des nombreuses formes proposées pour traduire les courbes de Woehler, Chaboche pose:

$$\delta D = \left[1 - (1 - D)^{\beta+1}\right]^{\alpha(\sigma_M, \overline{\sigma})} \cdot \left(\frac{\sigma_M - \overline{\sigma}}{M(\overline{\sigma}).(1 - D)}\right)^{\beta} \delta N \qquad \text{IV.6}$$

avec $$\alpha(\sigma_M, \overline{\sigma}) = 1 - a.\left\langle \frac{\sigma_M - \sigma_l(\overline{\sigma})}{\sigma_u - \sigma_M} \right\rangle$$

$$\sigma_l\left(\overline{\sigma}\right) = \overline{\sigma} + \sigma_{l0}.\left(1 - b\overline{\sigma}\right)$$

$$M\left(\overline{\sigma}\right) = M_0.\left(1 - b'\overline{\sigma}\right)$$

où σ_u est la contrainte de rupture statique, σ_M la contrainte maximale et σ_{lo} la contrainte maximale limite de fatigue à contrainte moyenne nulle.

En intégrant l'équation IV.6 pour une dommage (D) variant de 0 à 1 alors que N croit de 0 à N_F, nous obtenons le nombre de cycles à rupture :

$$N_F = \frac{1}{(\beta + 1)\left[1 - \alpha(\sigma_M, \overline{\sigma})\right]} \cdot \left(\frac{\sigma_M - \overline{\sigma}}{M(\overline{\sigma})}\right)^{-\beta} \qquad \text{IV.7}$$

Dans le cas des essais anisothermes, la température varie fortement au cours de chaque cycle. Il convient d'en tenir compte et pour cela, nous introduisons une contrainte réduite γ :

$$\gamma = \frac{\sigma}{\sigma_u(T)} \qquad \text{IV.8}$$

où $\sigma_u(T)$ est la contrainte à la rupture en traction, dépendant de la température. Une grande partie de l'influence de la température est alors prise en compte par ce paramètre.

L'équation IV.7 devient donc:

$$\frac{1}{N_F} = a.(\beta+1).\left\langle \frac{\gamma_M - \gamma_1}{1-\gamma_M} \right\rangle \left(\frac{\gamma_M - \bar{\gamma}}{M} \right)^{\beta} \qquad \text{IV.9}$$

Cette formulation pose le problème du choix de la température à laquelle nous calculons la durée de vie N_F puisque dans l'expression IV.9, l'ensemble des coefficients introduits dépendent de la température. Pour nous affranchir de cette difficulté, nous repérons pour chaque élément les contraintes réduites maximum (γ_{max}) et minimum (γ_{min}) du cycle lors de l'évaluation de l'endommagement en fatigue. Les températures T_1 et T_2 associées respectivement à γ_{max} et à γ_{min} nous permettent alors de calculer les deux durées de vie à l'amorçage N_{F1} et N_{F2}. Finalement, la durée de vie est obtenue en prenant le minimum de N_{F1} et N_{F2} :

$$\boxed{N_F = \text{Min}(N_{F1}, N_{F2})} \qquad \text{IV.10}$$

1.a.3. Cumul des endommagements de fatigue et de fluage

Notre objectif est définir un modèle permettant de calculer la durée de vie d'éprouvettes ou de structures soumises à un chargement mécanique dans une plage de température allant de 20°C à 750°C. Dans le cas d'un chargement quelconque, les endommagements de fatigue (D_F) et de fluage (D_C), définis dans le paragraphe précédent, peuvent se combiner ou interagir notamment à haute température. Il convient donc de décrire macroscopiquement les phénomènes physiques qui interviennent au niveau de la microstructure. Pour cela, nous allons définir une variable dommage D qui correspondra au cumul des dommages de fatigue et de fluage selon deux règles distinctes :

- **une règle de cumul et d'interaction linéaires.** Développée par Robinson (1952) puis Taira (1962), elle consiste à additionner les dommages de fluage et de fatigue pure, définis par des relations linéaires. De cette manière on considère qu'il n'y a pas d'interaction entre les processus d'endommagement :

$$dD = dD_C + dD_F \qquad \text{IV.11}$$

avec $dD_C = f(D_C)\cdot dt$ et $dD_F = g(D_F)\cdot dN$

La relation IV.11 s'intègre sur un cycle pour donner le nombre de cycle N_R correspondant à la rupture. En considérant la loi de fatigue en déformation plastique on trouve :

$$\frac{1}{N_R} = \frac{P}{tc\left(\sigma(t), T(t)\right)} + \frac{1}{N_F\left(\Delta\varepsilon, T_1, T_2\right)} \qquad \text{IV.12}$$

où : $t_c(\sigma,T)$ est le temps à rupture en fluage pour l'histoire de contrainte $\sigma(t)$ et la température $T(t)$,

N_F est le nombre de cycles à rupture en fatigue pure pour un chargement de période P, sous l'amplitude de déformation $\Delta\varepsilon$ et pour des températures T_1 et T_2.

En utilisant la loi de fatigue définie par la contrainte, la relation IV.11 devient :

$$\frac{1}{N_R} = \frac{P}{tc(\sigma(t),T(t))} + \frac{1}{N_F(\gamma_M,\overline{\gamma},T_1,T_2)} \qquad \text{IV.13}$$

- **une règle de cumul et d'interaction non-linéaires.** Dans cette règle, les deux dommages D_C et D_F sont couplés par l'hypothèse d'additivité des dommages de fatigue et de fluage. Cela permet de tenir compte de la présence d'un dommage de fluage qui accélère la progression des microfissures de fatigue, et de la présence des fissures de fatigue qui augmente le taux de croissance des cavités de fluage par effet de concentration de contrainte. La loi générale d'interaction fatigue - fluage s'écrit :

$$dD = dD_C + dD_F \qquad \text{IV.14}$$

avec $dD_C = f(D_C + D_F)\cdot dt$ et $dD_F = g(D_C + D_F)\cdot dN$

La variable D représentant le dommage global est donc définie par :

$$dD = \left(\frac{\sigma}{A}\right)^r .(1-D)^{-k} .dt + \left[1-(1-D)^{\beta+1}\right].\left[\frac{\gamma_M - \overline{\gamma}}{M(\overline{\gamma}).(1-D)}\right]^{\beta} .dN \qquad \text{IV.15}$$

En négligeant la variation de l'endommagement au cours de chaque cycle pris indépendamment, on peut intégrer simplement les effets de fluage au cours d'un cycle et les reporter à la fin de ce cycle :

$$\delta D = \left\{(1-D)^{-k} .\int_0^P \left(\frac{\sigma}{A}\right)^r dt + \left[1-(1-D)^{\beta+1}\right].\left[\frac{\gamma_M - \overline{\gamma}}{M(\overline{\gamma}).(1-D)}\right]^{\beta}\right\} .\delta N \qquad \text{IV.16}$$

Si, comme Cailletaud et Chaboche (1982), on pose l'hypothèse que le fluage fait passer le dommage de la valeur D_0 à la valeur D_1 et que la fatigue accroît le dommage de D_1 à D_2 à la fin d'un cycle, à partir de l'équation IV.1 nous obtenons avec k constant :

$$\frac{1}{N_C} = (1-D_0)^{k+1} - (1-D_1)^{k+1} = \int_{cycle} \left(\frac{\sigma}{A}\right)^r dt \qquad \text{IV.17}$$

et l'équation IV.6 nous donne :

$$\frac{1}{N_F} = \left[1-(1-D_2)^{\beta+1}\right]^{1-\alpha} - \left[1-(1-D_1)^{\beta+1}\right]^{1-\alpha} \qquad \text{IV.18}$$

où $\alpha(\sigma_M,\overline{\sigma}) = 1 - a.\left\langle\frac{\sigma_M - \sigma_1(\overline{\sigma})}{\sigma_u - \sigma_M}\right\rangle$

On note par ailleurs que si $\sigma_M < \sigma_1$, on obtient $\alpha = 1$. Dans cette configuration, l'expression IV.18 devient :

$$\frac{1}{N_{F'}} = Log\left[\frac{1-(1-D_2)^{\beta+1}}{1-(1-D_1)^{\beta+1}}\right] = (\beta+1).\left(\frac{\gamma_M - \overline{\gamma}}{M}\right)^{\beta} \qquad \text{IV.19}$$

IV.1.b. Ajustement de la loi sur des éléments de volume

Nous venons de décrire les lois d'endommagement que nous souhaitons utiliser pour évaluer la durée de vie de nos différentes éprouvettes. Il nous faut, à présent, déterminer les paramètres de ces lois d'endommagement pour notre matériau. Pour cela, nous allons tester le critère sur des éprouvettes de type "éléments de volume" définies au chapitre II. Le comportement mécanique du Superwaspaloy est décrit par les lois de comportement identifiées au chapitre III (paragraphe III.6.a) et les calculs de durée de vie sont effectués en ne considérant que la réponse stabilisée du matériau.

D'un point de vue pratique, nous comparons les résultats des simulations aux résultats expérimentaux pour les différents types d'essais afin de trouver un jeu de coefficients adapté à notre matériau. Cette identification est réalisée à l'aide du code d'identification *SiDoLo* interfacé au code de calcul par la méthode des éléments finis *ZeBuLoN*. Notre démarche a été tout d'abord d'affiner les coefficients de la loi d'endommagement pour des essais isothermes à 200°C et à 750°C, puis nous avons identifié un jeu de coefficients dépendant de la température à l'aide des essais anisothermes.

1.b.1. Modélisation de l'élément de volume

La partie utile de l'éprouvette tubulaire de fatigue oligocyclique (figure II-1) est modélisée par un tube axisymétrique (figure IV-1) dimensionnellement conforme à l'éprouvette. Le chargement mécano-thermique est imposé par l'intermédiaire de conditions aux limites qui diffèrent selon qu'il s'agisse d'un essai isotherme ou anisotherme. Ces conditions aux limites sont résumées dans le tableau IV.1.

Tableau IV.1 : Conditions aux limites pour les essais de fatigue oligocyclique.

Fatigue oligocyclique isotherme	**Fatigue oligocyclique anisotherme**
• un déplacement nul en Y sur la partie inférieure de l'élément; • un déplacement nul suivant la direction X pour l'arête de gauche (problème axisymétrique);	
• Sur la partie supérieure, le cycle de déformation mécanique utilisé lors des expériences.	• Le cycle thermique à l'ensemble du volume; • Sur la partie supérieure, le cycle de déformation totale $\Delta\varepsilon_t$ appliqué lors des expériences : $\Delta\varepsilon_t = \Delta\varepsilon_{méca} + \alpha_T \Delta T$ avec α_T le coefficient de dilatation à la température T.

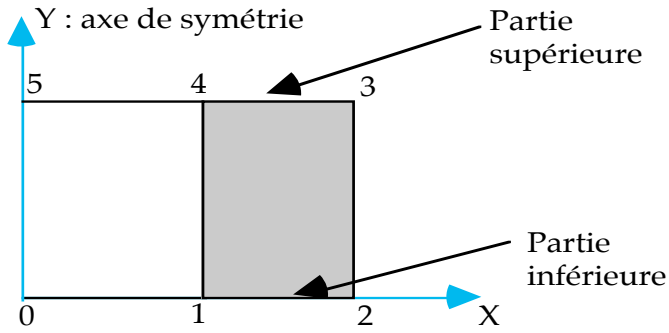


Figure IV-1 : Modélisation de la section utile de l'éprouvette de type "élément de volume".

1.b.2. Essais isothermes

Nous disposons de résultats expérimentaux sur des éprouvettes tubulaires de fatigue oligocyclique à deux températures (200 et 750 °C), qui nous permettent de déterminer précisément les paramètres de la loi d'endommagement à ces deux températures.

L'évaluation de la durée de vie en fluage pur (N_C) est réalisée à l'aide de l'équation IV.1, celle de fatigue pure en déformation plastique (N_{F1}) avec l'équation IV.4 et celle de fatigue pure en contrainte (N_{F2} ou N_{F3}) en utilisant l'équation IV.9.

Le calcul du nombre de cycle à rupture (N_R) est effectué en appliquant les deux types de cumul que nous avons présenté précédemment, et dont l'un est effectué à la fois avec la loi de fatigue en déformation et celle de fatigue en contrainte. Nous obtenons donc trois durées de vie N_R qui correspondent à :

- un Cumul Linéaire (C.L.) des dommages de fluage et de fatigue en déformation plastique. La durée de vie associé à ce cumul, appelée N_{R1}, est alors définie par l'équation IV.12.

  N_{R1} = Cumul Linéaire : fluage (N_C) + fatigue en $\Delta\varepsilon_p$ (N_{F1})

- un Cumul Linéaire (C.L.) des dommages de fluage et de fatigue en contrainte selon l'équation IV.13. La durée de vie ainsi calculée est désignée par N_{R2}.

  N_{R2} = Cumul Linéaire : fluage (N_C) + fatigue en $\Delta\sigma$ (N_{F2})

- un Cumul Non Linéaire (C.N.L.) du dommage de fluage et du dommage de fatigue en contrainte effectué par le biais des équations IV.17 et IV.18 conduisant à la durée de vie N_{R3}.

  N_{R3} = Cumul Non Linéaire : fluage (N_C) + fatigue en $\Delta\sigma$ (N_{F3})

Les résultats obtenus par la simulation numérique sont reportés dans le tableau IV.2 pour les essais à 200°C et dans le tableau IV.3 pour ceux réalisés à 750°C. Les paramètres des lois d'endommagement optimisés pour ces deux températures figurent dans le tableau IV.4.

Tableau IV.2 : Comparaison expérience/simulation pour les essais à 200°C et f = 0,01 Hz

Essai	**Résultats Expérimentaux**		**Résultats Simulation**							
				Fluage	C.L. : flu + fat en $\Delta\varepsilon_p$		C.L. : flu + fat en $\Delta\sigma$		C.N.L. : flu + fat en $\Delta\sigma$	
$\Delta\varepsilon$ (%)	$\Delta\sigma$ (MPa)	N_f exp.	$\Delta\sigma$ (MPa)	N_C	N_{F1}	N_{R1}	N_{F2}	N_{R2}	N_{F3}	N_{R3}
1,06	1788	8441	1780	7954417	8750	**8749**	8306	**8306**	8306	**8306**
1,55	2138	2240	2046	4685694	2164	**2163**	2494	**2493**	2494	**2493**
2,39	2452	673	2312	301360	679	**678**	868	**866**	868	**866**

A 200°C, nous observons que les nombre de cycles conduisant à la rupture par fluage pur sont très longs, ce type de dommage est en effet insignifiant à cette température. C'est donc exclusivement le dommage de fatigue qui conditionne l'amorçage de fissure et la ruine des éprouvettes à cette température.

Par contre à 750 °C, il n'est plus possible de négliger le fluage. Les temps de rupture par fluage, représentés par $N_C = t_c / P$, sont très inférieurs à ceux calculés à 200°C, mais toujours supérieurs au nombre de cycles conduisant à la rupture en fatigue pure (N_{F1}, N_{F2} et N_{F3}). Selon le mode de cumul et le niveau de sollicitation mécanique, l'endommagement de fluage peut réduire la durée de vie en fatigue pure d'un facteur allant jusqu'à 3.

Les valeurs prédites sont comparées aux valeurs expérimentales sur les figures IV.2 à IV.4 pour les trois types d'interaction fatigue/fluage retenus. On constate que la durée de vie des éprouvettes est prédite de façon satisfaisante à 200°C et à 750°C, avec en général un facteur d'erreur inférieur à 2. Cependant à 750°C, le cumul linéaire des dommages de fluage et de fatigue en déformation plastique semble mal adapté à l'estimation des durées de vie pour les grandes déformations mécaniques (faibles durées de vie). Les prévisions du modèle sont, dans ce cas particulier, assez largement optimistes. Ce sont donc les deux cumuls faisant intervenir le critère de fatigue en contrainte qui conduisent aux meilleures prévisions mais en faisant intervenir un bien plus grand nombre de paramètres d'ajustement.

Tableau IV.3 : Comparaison expérience/simulation pour les essais à 750°C et f=6,25 10^{-3} Hz

Essai	**Résultats Expérimentaux**		**Résultats Simulation**							
				Fluage	C.L. : flu + fat en $\Delta\varepsilon_p$		C.L. : flu + fat en $\Delta\sigma$		C.N.L. : flu + fat en $\Delta\sigma$	
$\Delta\varepsilon$ (%)	$\Delta\sigma$ (MPa)	N_f exp.	$\Delta\sigma$ (MPa)	N_C	N_{F1}	N_{R1}	N_{F2}	N_{R2}	N_{F3}	N_{R3}
1,38	1652	**32**	1616	240	165	**98**	38	**33**	54	**43**
1,05	1434	**151**	1373	681	376	**243**	139	**117**	201	**147**
0,75	1112	**468**	1037	1388	837	**522**	840	**523**	944	**438**
0,7	1065	**424**	952	1355	861	**526**	1637	**741**	931	**415**
0,534	860	**>2000**	718	17275	1566	**1404**	4169	**3358**	6564	**2016**

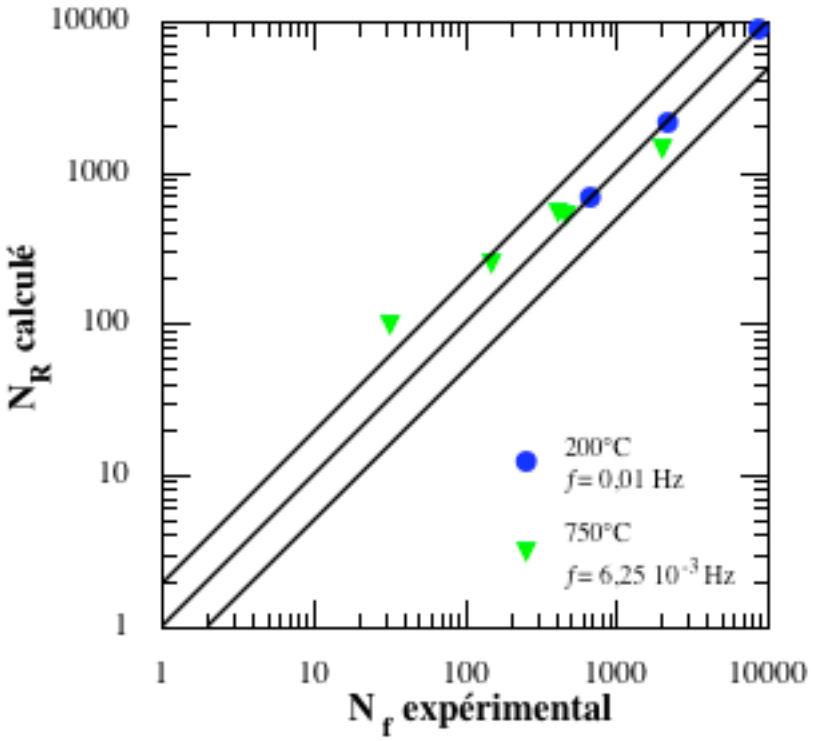


Figure IV-2 : Comparaison de la durée de vie expérimentale et de la durée de vie calculée par le modèle en utilisant le cumul linéaire des dommages de fluage et de fatigue en déformation plastique.

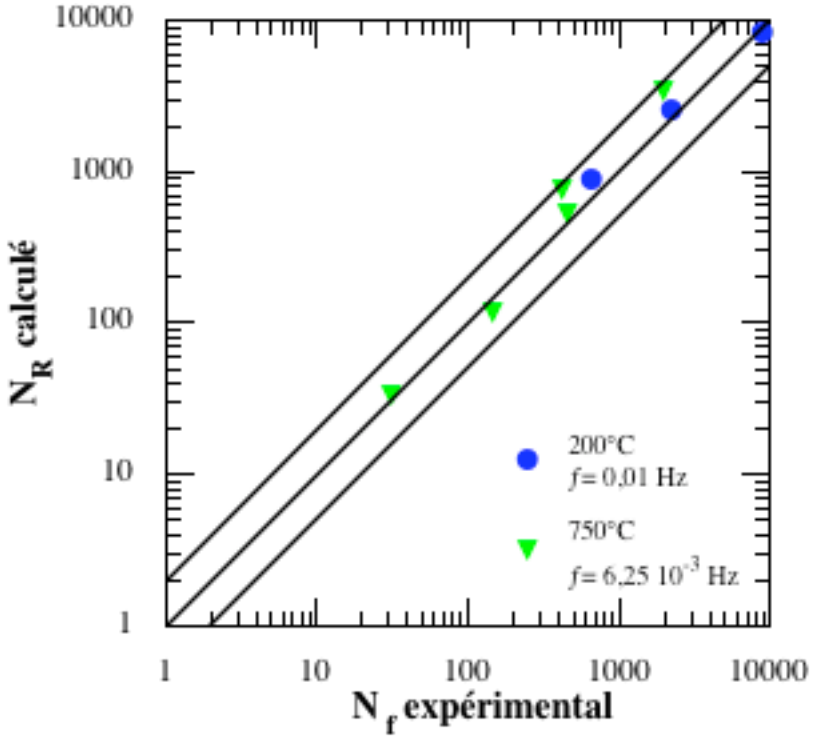


Figure IV-3 : Comparaison de la durée de vie expérimentale et de la durée de vie calculée par le modèle en utilisant le cumul linéaire des dommages de fluage et de fatigue en contrainte.

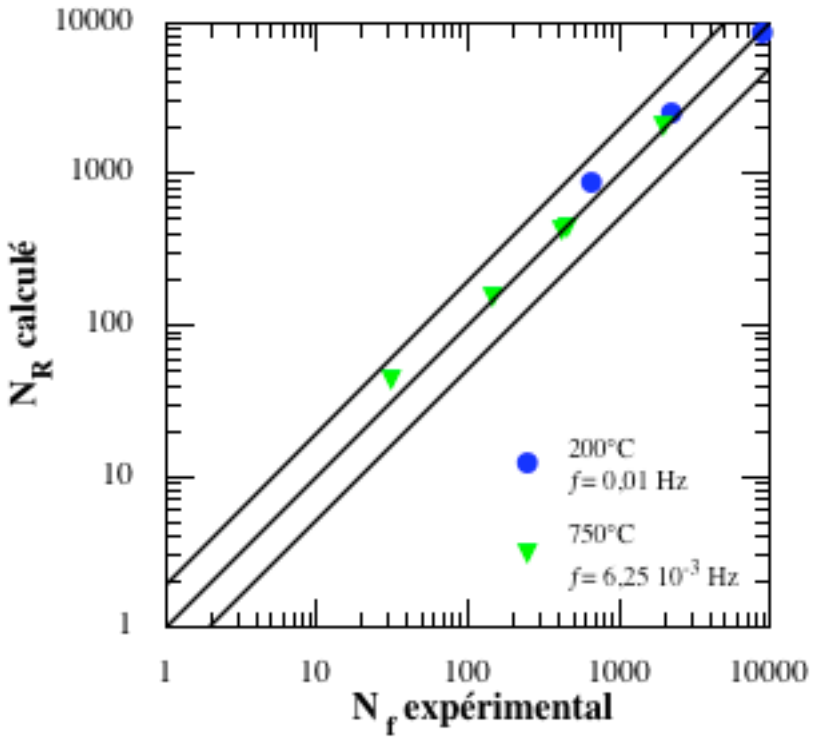


Figure IV-4 : Comparaison de la durée de vie expérimentale et de la durée de vie calculée par le modèle en utilisant le cumul non linéaire des dommages de fluage et de fatigue en contrainte.

1.b.3. Essais anisothermes

L'application des lois d'endommagement à des essais anisothermes nécessite de définir l'évolution des paramètres de ces lois dans toute la gamme de température que l'on souhaite explorer. Dans le cadre de notre étude, nous devons identifier l'ensemble de ces paramètres entre 25°C et 800°C. Pour cela, nous utilisons les résultats expérimentaux des essais anisothermes présentés dans le cadre du chapitre II.

Le cycle de fatigue mécano-thermique utilisé pour la simulation numérique est celui présenté sur la figure II-5 et la réponse mécanique du matériau est évaluée à partir de la loi de comportement définie au paragraphe III.6.a.

De la même manière que pour les essais isothermes, l'évaluation de la durée de vie en fluage pur (N_C) est réalisée à l'aide de l'équation IV.1 et celle de fatigue pure en déformation plastique (N_{F1}) avec l'équation IV.4. Le calcul des durées de vie correspondant au dommage de fatigue pure en contrainte (N_{F2} ou N_{F3}) diffère de celui adopté pour les essai isothermes :

- dans un premier temps, on repère pour chaque cycle stabilisé les contraintes réduites maximales et minimales définies par l'expression IV.8 ainsi que les températures T_1 et T_2 qui leur sont respectivement associées (tableau IV.3),
- ensuite, on calcule les durées de vie $N_{Fi}(T_1)$ et $N_{Fi}(T_2)$ en utilisant l'équation IV.9 pour obtenir N_{Fi} qui correspond à la valeur minimale de ces deux durées de vie.

Finalement, le nombre de cycle à rupture (N_R) est calculé suivant les trois cumuls d'endommagements que nous avons décrit précédemment.

Tableau IV.3 : Températures T_1 et T_2 associées à γ_{min} et γ_{max}

Essai	**Contraintes (MPa)**		**Températures (°C)**	
$\Delta\varepsilon$ (%)	σ_{min}	σ_{max}	T_1	T_2
2,22	-1017	1233	404	191
1,38	-792	1190	614	202
1,05	-625	1043	703	252
0,801	-516	789	705	212

Les températures auxquelles sont identifiés les coefficients des lois d'endommagement, sont choisies en fonction de l'évolution supposée ou constatée (Savalle, 1986) des paramètres. Pour les températures intermédiaires, il est supposé que ces paramètres varient linéairement avec la température et leur valeur résulte alors d'une interpolation linéaire des résultats. Les coefficients des différentes lois d'endommagement sont regroupés dans le tableau IV.4.

Tableau IV.4 : Coefficients des lois d'endommagement du Superwaspaloy ajustés à l'aide des essais de fatigue oligocyclique anisotherme.

Température	**Loi de fluage**		**Loi de fatigue en $\Delta\varepsilon_p$**		**Loi de fatigue en $\Delta\sigma$ (1)**							
(°C)	r	A	C_1	$\gamma 1$	σ_u	σ_l	M_1	a_1	β_1	M_2	a_2	β_2
0	49,8	1761,7	1,95		1675,0	335,0	18000		3,0	17281		3,0
50					1675,0	335,0						
100					1662,5	332,5						
150					1650,0	330,0						
200	*49,8*	*1761,7*	*1,95*		*1637,5*	*327,5*	*18000*		*3,0*	*17281*		*3,0*
250					1625,0	325,0						
300					1612,5	322,5	14000			14000		
350					1600,0	320,0						
400	49,8	1761,7	1,00	1,31	1587,5	317,5	9000	0,4		9000	0,1	
450					1575,0	315,0						
500					1562,5	312,5	7200			7000		
550	22,6	2025,7			1534,4	306,9						
600	16,2	2335,6	0,40		1475,0	295,0	5600		3,2	5500		
650	11,2	2929,2			1384,4	276,9						
700	7,52	4186,2			1262,5	252,5						
750	*5,20*	*6809,6*	*0,20*		*1109,4*	*221,9*	*4900*		*3,2*	*4000*		*3,2*
800	4,23	9793,7	0,20		925,0	185,0	4900		3,2	4000		3,2

(1) les indices 1 correspondent à la loi d'endommagement avec le cumul linéaire, les indices 2 avec le cumul non linéaire.

(2) les paramètres à 200°C et à 750°C sont identifiés à partir des essais isothermes.

Le tableau IV.5 regroupe les résultats de la simulation numérique pour les essais de fatigue oligocyclique anisotherme obtenus avec les paramètres optimisés. Comme pour les essais isothermes à 200°C, l'endommagement relatif au fluage pur intervient peu dans le calcul des durées de vie N_R. Ceci s'explique par le fait que l'on ne considère le fluage que sous l'effet de contraintes positives alors que celles-ci, en conditions anisothermes, sont observées pour des températures relativement basses et décroissantes. De plus, la vitesse de déformation est, dans cette partie du cycle, assez élevée ce qui réduit d'autant plus fortement le dommage de fluage.

La figure IV-5 illustre les résultats obtenus pour la fatigue oligocyclique anisotherme dans un diagramme bi-logarithmique $N_{f\,calc}$ - $N_{f\,exp}$. On constate que les valeurs prédites par les trois modèles sont en bon accord avec les résultats expérimentaux, à moins d'un facteur deux. Les deux cumuls linéaires des dommages de fatigue et de fluage conduisent à des résultats plutôt

conservateurs alors que le cumul non linéaire surestime faiblement la durée de vie des éprouvettes. On ne peut, cependant, préférer l'un ou l'autre des modèles en raison de leurs excellentes prévisions.

Tableau IV.5 : Comparaison des résultats pour les essais anisothermes.

Essai	**Résultats Expérimentaux**		**Résultats Simulation**							
				Fluage	C.L. : flu + fat en $\Delta\varepsilon_p$		C.L. : flu + fat en $\Delta\sigma$		C.N.L. : flu + fat en $\Delta\sigma$	
$\Delta\varepsilon$ (%)	$\Delta\sigma$ (MPa)	N_f exp	$\Delta\sigma$ (MPa)	N_C	N_{F1}	N_{R1}	N_{F2}	N_{R2}	N_{F3}	N_{R3}
2,22	2330	**37**	2250	4233	41	**41**	42	**41**	88	**65**
1,38	1914	**159**	1982	5088	150	**150**	101	**101**	147	**127**
1,05	1642	**401**	1668	$6\ 10^7$	403	**403**	332	**331**	426	**426**
0,801	1420	**1595**	1305	$9\ 10^{15}$	1439	**1439**	1221	**1221**	1807	**1804**

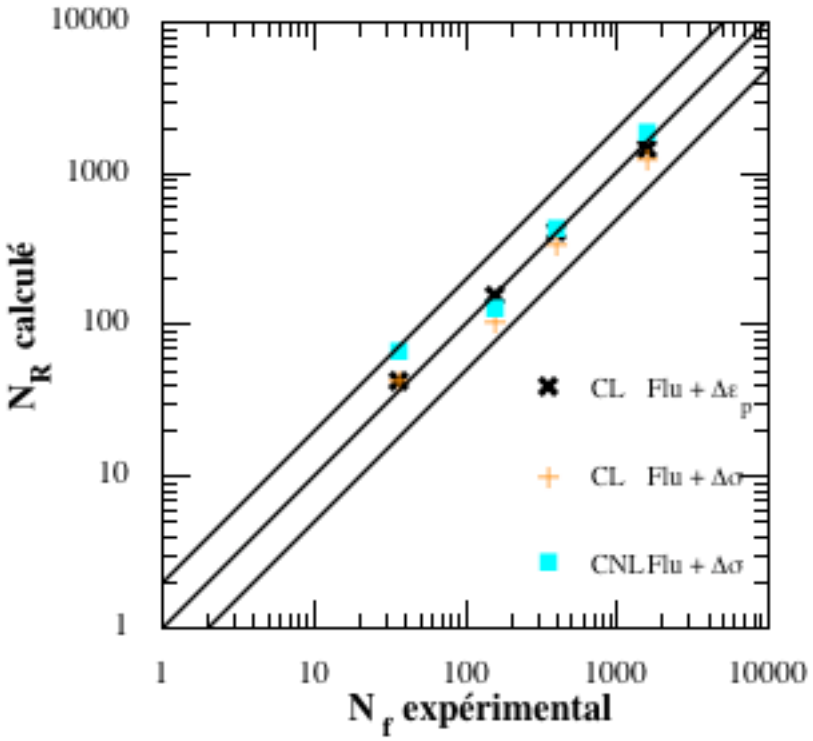


Figure IV-5 : Comparaison entre la durée de vie expérimentale et celle calculée par le modèle suivant les 3 cumuls des dommages de fatigue et de fluage pour la fatigue oligocyclique anisotherme.

IV.1.c. Application à la fatigue thermique

Maintenant que les lois d'endommagement sont entièrement définies dans l'intervalle de température 20 - 800°C, il nous est possible de les appliquer aux essais de fatigue thermique. Pour cela, nous utilisons les résultats du calcul des contraintes et des déformations au sein des éprouvettes réalisé à partir du chargement thermique (chapitre III). Le comportement du Superwaspaloy est toujours décrit par les lois que nous avons citées précédemment.

• Prévision de l'amorçage

Avant d'appliquer les modèles d'endommagement aux éprouvettes, il convient de revenir sur la définition de l'amorçage de fissure en fatigue thermique :

- Sur le plan numérique, les modèles que nous utilisons permettent de calculer le nombre de cycles à rupture en chaque point de Gauss des éléments constituant l'éprouvette. Le point critique d'amorçage est évidemment celui qui correspond au nombre de cycles le plus faible. Dans le cas du maillage des éprouvettes de fatigue thermique, nous obtenons un nombre de cycles à rupture N_R correspondant à l'amorçage d'une fissure d'environ 0,05 mm;
- En pratique, les essais de fatigue thermique sont réalisés par séquences à l'issue desquelles on mesure la longueur des fissures. Il n'est donc pas possible d'obtenir expérimentalement le nombre de cycles correspondant à une taille donnée, mais plutôt la taille d'une fissure pour un nombre de cycles fixé. Dans notre cas, nous avons détecté la présence de fissures alors que leur taille atteignait environ 0,2 mm.

Pour permettre la comparaison entre la simulation et l'expérience, nous allons poser l'hypothèse que la croissance d'une fissure s'effectue à vitesse constante dans la séquence à l'issue de laquelle nous la détectons. La valeur expérimentale du nombre de cycles correspondant à une fissure de 0,05 mm ($N_{f\ 0,05}$) s'obtient alors par une interpolation linéaire des résultats expérimentaux. Ces valeurs sont reportées dans le tableau IV.7.

Comme dans le cas de la fatigue oligocyclique anisotherme, les nombres de cycles correspondant aux critères de fatigue pure (N_{Fi}) sont déterminés après avoir repéré les contraintes réduites γ_{min} et γ_{max} du cycle ainsi que les températures T_1 et T_2 qui leur sont associées respectivement (Tableau IV.6). La durée de vie à l'amorçage d'une fissure de 0,05 mm (N_{Ri}) est ensuite calculée à partir des trois règles de cumul des dommages :

- un Cumul Linéaire (C.L.) des dommages de fluage et de fatigue en déformation,
- un Cumul Linéaire (C.L.) des dommages de fluage et de fatigue en contrainte,
- un Cumul Non Linéaire (C.N.L.) des dommages de fluage et de fatigue en contrainte.

Tableau IV.6 : Températures T_1 et T_2 associées aux contraintes γ_{min} et γ_{max} des éléments de pointe.

Éprouvette	**Température T_1 (°C)**	**Températures T_2 (°C)**
Standard (FT-S)	218	491
Longue (FT-L)	253	423

Les résultats obtenus sont regroupés dans le tableau IV.7 pour les deux géométries d'éprouvette de fatigue thermique (FT-S et FT-L). On constate que le dommage résultant de la fatigue pure est prédominant par rapport à celui du fluage. Ce dernier influe peu sur la durée de vie simulée sauf dans le cas du cumul non linéaire des dommages où il réduit la durée de vie des éprouvettes d'un facteur supérieur à 2.

Tableau IV.7 : Comparaison des résultats pour les essais de fatigue thermique.

Conditions expérimentales		**Résultats Simulation**						
		Fluage	C.L. : flu + fat en $\Delta\varepsilon_p$		C.L. : flu + fat en $\Delta\sigma$		C.N.L. : flu + fat en $\Delta\sigma$	
Géométrie	$N_{f\,0,05}$	N_C	N_{F1}	N_{R1}	N_{F2}	N_{R2}	N_{F3}	N_{R3}
Standard (FT-S)	**1878**	139990	1370	**1356**	1378	**1378**	3271	**1360**
Longue (FT-L)	**656**	17885	480	**469**	340	**339**	756	**395**

Sur la figure IV-6, nous pouvons constater que les simulations numériques conduisent à une bonne estimation du nombre de cycles à l'amorçage d'une fissure. Cependant, les résultats que nous obtenons sont un peu pessimistes puisque les durées de vie sont sous-estimées pour les deux géométries d'éprouvette. Pour l'éprouvette standard (FT-S), les prévisions effectuées suivant les différents cumuls des dommages de fatigue et de fluage sont sensiblement équivalentes alors que pour la géométrie longue (FT-L) les durées de vies obtenues sont un peu plus dispercées. D'un point de vue qualitatif, c'est le modèle utilisant la déformation plastique pour déterminer la durée de vie en fatigue pure qui permet d'obtenir les meilleurs résultats.

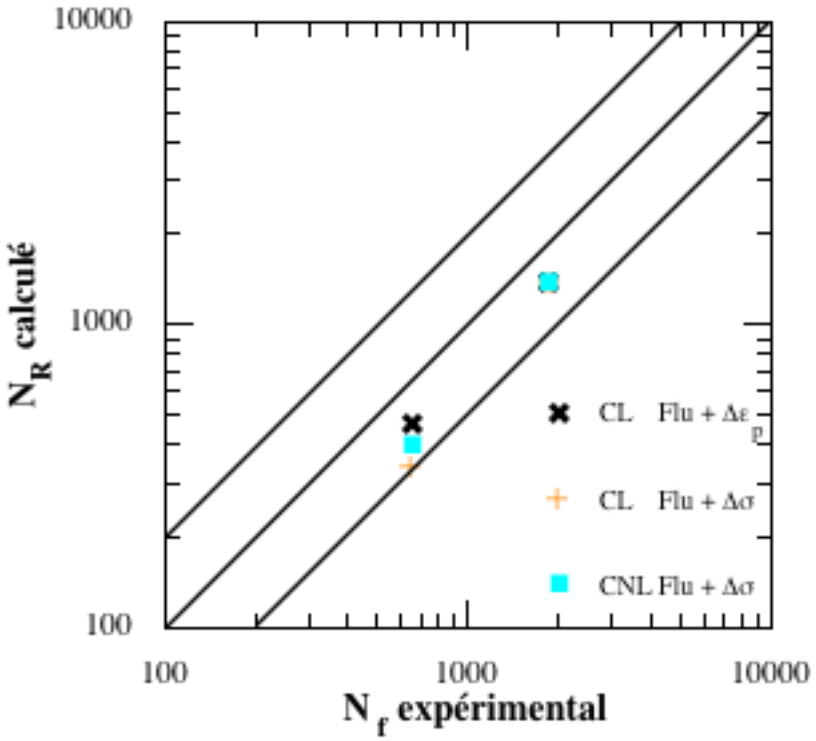


Figure IV-6 : Comparaison entre la durée de vie expérimentale et celle calculée par le modèle suivant les 3 cumuls des dommages de fatigue et de fluage pour la fatigue thermique.

• ***Description de la propagation***

Nous allons utiliser la mécanique de l'endommagement pour évaluer la propagation des fissures dans les éprouvettes de fatigue thermique. Pour cela, nous considérons que la fissure est schématisée par une zone complètement endommagée qui reste continue au sens de la mécanique des milieux continus. La fissure est alors définie comme le lieu des points voisins pour lesquels le dommage a atteint sa valeur critique (D=1). On tient compte ainsi de la détérioration progressive du matériau par la chute de rigidité correspondante mais sans prendre en compte la redistribution des contraintes due à la progression de l'endommagement.

Les figures IV-7 et IV-8 comparent, pour les deux géométries d'éprouvette de fatigue thermique, l'évolution expérimentale des longueurs de fissure à la simulation pour les trois modèles d'endommagement. Nous constatons que les calculs surestiment la vitesse de propagation lorsque la taille des fissures est inférieure à 1 mm. Entre 1 et 2 mm, les modèles donnent une bonne estimation de la vitesse de fissuration, mais au delà les calculs prévoit une chute de la vitesse qui n'intervient expérimentalement que bien plus tard. Globalement, la description de l'évolution des fissures de fatigue thermique semble être correctement estimée sur une distance de 3 mm si l'on tolère une erreur d'un facteur 2 sur le nombre de cycles.

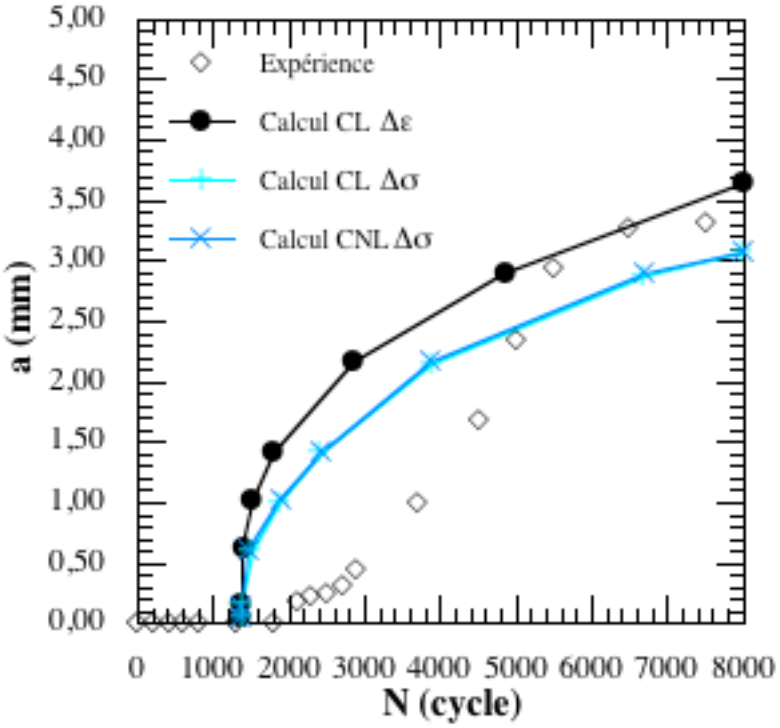


Figure IV-7 : Comparaison entre l'évolution de la longueur de fissure expérimentale et celle prédite par les modèles d'endommagement pour l'éprouvette FT-S.

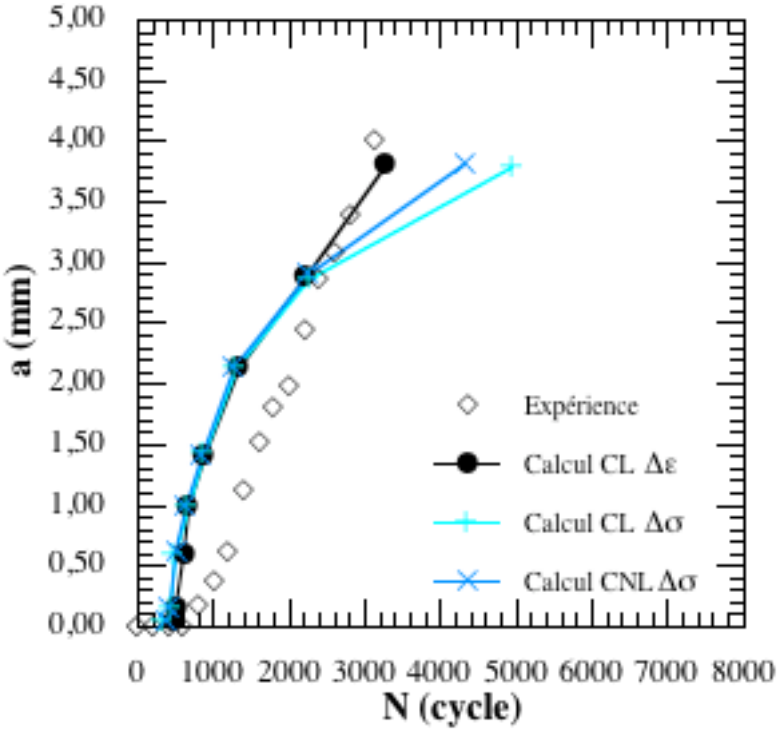


Figure IV-8 : Comparaison entre l'évolution de la longueur de fissure expérimentale et celle prédite par les modèles d'endommagement pour l'éprouvette FT-L.

IV.2. MODELE D'ENDOMMAGEMENT PAR FATIGUE AVEC INTERACTION FLUAGE - OXYDATION

On se propose ici d'écrire un modèle de croissance de microfissures pour décrire l'amorçage macroscopique au sens de l'ingénieur. Pour en simplifier l'écriture, on se place délibérément dans une configuration où une fissure principale s'amorce à partir de la surface et provoque la ruine d'une éprouvette de laboratoire ou d'un élément de structure. L'écriture est présentée dans une hypothèse de contrainte uniaxiale et s'appuie sur les résultats obtenus dans de nombreux travaux antérieurs, notamment sur les superalliages (Rezaï-Aria & Rémy, 1989; Rémy et al., 1993; Rémy, 1993).

IV.2.a Présentation du modèle

2.a.1 Équation de dommage en fatigue pure

On décrit la fissuration comme la ruine d'un élément microstructural de taille λ ("process zone" de Mc Clintock (1963)) selon une méthode utilisée dans des modèles précédents. La taille de l'élément peut être d'un ou quelques grains dans les alliages polycristallins à grains fins (ou une taille de dendrite dans les alliages de fonderie (Rezaï-Aria & Rémy, 1989; Rémy et al., 1993; Rémy, 1993).

Les résultats accumulés dans les superalliages (Fleury et Rémy, 1993) montrent qu'en général on peut décrire la croissance d'une fissure de fatigue dans une éprouvette par deux régimes, un régime "élément de volume" où la vitesse de propagation de la fissure est approximativement constante, et ensuite quand la microfissure est suffisamment longue (par un régime où la vitesse de propagation croit avec la longueur de fissure. A faible contrainte, ce deuxième stade peut être décrit par la mécanique de la rupture linéaire mais à forte contrainte on peut utiliser des concepts de mécanique de la rupture élastoplastique, ou en plasticité généralisée des modèles comme celui de Tomkins (1968) ou la mécanique de l'endommagement, avec les concepts de dommage de Rabotnov et Kachanov, étendus à la fatigue par J.L. Chaboche notamment (1982).

Comme dans des travaux antérieurs (Rezaï-Aria & Rémy, 1989; Rémy et al., 1993; Rémy, 1993), on suit Mc Clintock qui considère un processus d'amorçage répété où l'élément microstructural à la pointe de la fissure suit un critère de contrainte local. Comme Chalant et Rémy (1983) on suppose qu'à l'échelle locale, une loi de Basquin relie la contrainte équivalente de Von Mises $\Delta\sigma_{eq}$ et le nombre de cycles pour casser un élément microstructural $N(\lambda)$:

$$\Delta\sigma_{eq}.N(\lambda)^b = 2\,\sigma_c \qquad \text{IV.20}$$

où b et σ_c sont deux constantes

La vitesse de fissuration est donnée ainsi par la relation :

$$\frac{da}{dN} = \frac{\lambda}{N(\lambda)}$$

$$\frac{da}{dN} = \lambda.\left(\frac{\Delta\sigma_{eq}}{2\,\sigma_c}\right)^M \qquad \text{en posant } M = \frac{1}{b} \qquad \text{IV.21}$$

Quand la taille de fissure est suffisamment faible par rapport à la dimension de l'éprouvette, on peut négliger la redistribution de contrainte associée à la fissure et intégrer la relation IV.21.

$$a = \int_0^a da = \lambda \int_0^N \left(\frac{\Delta\sigma_{eq}}{2\,\sigma_c}\right)^M dN$$

$$a = \lambda \left(\frac{\Delta\sigma_{eq}}{2\,\sigma_c}\right)^M N \qquad \text{IV.22}$$

Quand la taille de fissure devient trop importante, la complaisance de l'éprouvette peut être modifiée et une redistribution de contrainte s'effectue.

En se plaçant dans le cadre simplifié de la mécanique de l'endommagement, l'influence de la fissure peut être décrite en substituant dans l'équation IV.20 une contrainte effective au sens de Rabotnov :

$$\Delta\tilde{\sigma}_{eq} = \frac{\Delta\sigma_{eq}}{1-D} \qquad \text{IV.23}$$

où D décrit la perte de section effective due à la fissure.

Dans le cas d'une fissure traversante de longueur a dans un panneau rectangulaire de largeur w, D s'écrit sous la forme :

$$D = 1 - \frac{a}{w} \qquad \text{IV.24}$$

On obtient alors en substituant dans l'équation IV.21 la contrainte effective définie par IV.23 :

$$\frac{da}{dN} = \lambda \left(\frac{\Delta\tilde{\sigma}_{eq}}{2\,\sigma_c}\right)^M \qquad \text{IV.25}$$

$$\frac{da}{dN} = \lambda \left(\frac{\Delta\sigma_{eq}}{2\,\sigma_c}\right)^M \left(1 - \frac{a}{w}\right)^{-M} \qquad \text{IV.25 bis}$$

Par intégration de cette équation entre une valeur initiale a_o et la valeur courante a ($>a_o$) on obtient la différence entre le nombre de cycles $N(a) - N(a_o)$:

$$\int_{ao}^{a} \left(1 - \frac{a}{w}\right)^{-M} da = \lambda \left(\frac{\Delta\sigma_{eq}}{2\,\sigma_c}\right)^M \int_{N(ao)}^{N(a)} dN$$

$$N(a) - N(a_o) = \frac{w}{\lambda(M+1)} \cdot \left(\frac{\Delta\sigma_{eq}}{2\,\sigma_c}\right)^M \left\{\left(1 - \frac{a}{w}\right)^{M+1} - \left(1 - \frac{a_o}{w}\right)^{M+1}\right\} \qquad \text{IV.26}$$

Dans le cas des éprouvettes utilisées pour simuler le comportement sur élément de volume en fatigue isotherme ou anisotherme, une fissure semi-circulaire s'amorce à partir de la surface et conduit à une réduction de section de l'ordre du pour-cent ce qui nous permet de négliger l'effet de la fissure sur la contrainte au début de la propagation. En revanche dès que cette fissure atteint l'autre surface du tube, elle devient traversante et conduit à une réduction significative de section (Toutefois les valeurs des coefficients identifiés conduisent à un écart de l'ordre de deux entre la

durée de vie à rupture d'une éprouvette et la durée de vie quand la fissure atteint l'épaisseur du tube en fatigue pure, en appliquant l'équation IV.26).

Quand la fissure est non traversante, on suppose qu'elle garde une forme semi-circulaire de rayon a (tant que a est inférieur à l'épaisseur de l'éprouvette tubulaire e). Le dommage dû à la perte de section effective, causée par la fissure est :

$$D = \frac{\pi}{2}\,\frac{a^2}{S_o} \qquad \text{IV.27}$$

où S_o est la section de l'éprouvette $S_o = [r^2 - (r-e)^2] = \pi\, e\, (2\, r - e)$, si r et e sont le rayon extérieur de l'éprouvette et e l'épaisseur de paroi.

En combinant les équations IV.21 et IV.23 on obtient :

$$da/dN = \lambda.\left(\frac{\Delta\sigma_{eq}}{2\,\sigma_c}\right)^{-M}.\int_o^a \left(1 - \frac{\pi}{2}\,\frac{a^2}{S}\right)^{M}.\frac{da}{\lambda} \qquad \text{IV.28}$$

Quand la fissure devient traversante, on suppose pour simplifier, qu'elle se transforme en une fissure à front rectiligne, parallèle à un rayon. On suppose aussi qu'il n'y a pas de discontinuité de longueur de fissure à la transition. Les équations IV.25 bis et IV.26 s'appliquent. Quand la fissure devient traversante, N(a) est donné par l'équation IV.26 dans laquelle $W = \pi\,(r - \frac{e}{2})$ et $N(a_o) \equiv N(e)$ où N(e) est donné par l'équation IV.28 lorsque $a_o = e$.

Il faut souligner, comme toutes les approches locales, que le choix de la taille de l'élément microstructural est en partie arbitraire. Il est tentant de choisir une taille de grain dans le cas d'un polycristal. Toutefois en toute rigueur, il faudrait tenir compte des contraintes mésoscopiques à l'échelle du grain dues aux différences d'orientations. L'utilisation des contraintes à l'échelle macroscopique conduit à prendre un volume élémentaire contenant un nombre suffisant de grains. Dans le cas de ce travail, nous avons pris comme taille minimum de l'élément microstructural, un cube avec une arête égale à 3 grains, soit au total 27 grains ce qui correspond approximativement à la limite entre multicristal et polycristal rapporté par Jaoul (1960).

La durée de vie est atteinte soit quand la contrainte effective maximum $\tilde{\sigma}_{max}$ atteint la résistance en traction σ_c ou quand le nombre de cycles pour casser un élément de taille λ devient inférieur à 1. N_f est donc défini par l'une des deux conditions :

$$\tilde{\sigma}_{max}\,(N_f) = \sigma_c \qquad \text{IV.29}$$

ou

$$\Delta\tilde{\sigma}\,(N_f) = 2\,\sigma_c \qquad \text{IV.30}$$

2.a.2 Équation de dommage en fatigue - fluage

Un endommagement de fluage se traduit par des formes diverses (cavitation aux joints de grains, fissuration aux joints triples ...). En considérant le fluage tertiaire comme caractéristique de l'endommagement et en assimilant la durée de vie en fluage à la durée du stade tertiaire (hypothèse assez bien vérifiée dans un certain nombre de superalliages quand les durées de vie ne

sont pas trop longues), Rabotnov et Kachanov ont proposé une description phénoménologique simple de cet endommagement au travers du concept de contrainte effective. En fluage uniaxial :

$$\Delta\tilde{\sigma} = \frac{\Delta\sigma}{1 - D_c} \qquad \text{IV.31}$$

et l'évolution de ce dommage est décrit par l'équation :

$$dD_c = (1 - Dc)^{-r} \left(\frac{\sigma}{A}\right)^{r} dt \qquad \text{IV.32}$$

où A et r sont deux constantes

Leckie et Hayhurst (1977) ont montré que ce formalisme était capable de décrire les mécanismes microscopiques d'endommagement comme la cavitation aux joints de grains (voir aussi Asbby and Dyson, 1984).

En fatigue - fluage, une fissure croît généralement à partir de la surface et se propage dans un matériau qui va se dégrader par fluage au cours du temps.

La vitesse de fissuration en fatigue - fluage est donc donnée par la relation IV.25 :

$$\frac{da}{dN} = \lambda \left(\frac{\Delta\tilde{\sigma}_{eq}}{2\,\sigma_c}\right)^{M}$$

où la contrainte effective est décrite par la relation IV.27. L'évolution du dommage de fluage au cours d'un cycle de fatigue est décrite par l'intégration de l'équation IV.32 sur le cycle. Si $\Delta D_c(N)$ et $D_c(N-1)$ désignent respectivement l'incrément de dommage par cycle au cycle N et le dommage à la fin du cycle N-1,

$$\Delta D_c(N) = [1 - D_c(N - 1)]^{-r} f_c(N) \qquad \text{IV.33 a}$$

où $$f_c(N) = \int_o^{\Delta t} \left[\frac{\sigma(t)}{A}\right]^{r} dt \qquad \text{pour } \sigma(t) > 0 \qquad \text{IV.33 b}$$

Quand le cycle est stabilisé et que la contrainte ne varie pas d'un cycle à l'autre, f_c est indépendant du numéro du cycle et on peut déduire le dommage de fluage au cycle N en intégrant l'équation IV.33a sur le nombre de cycles, ce qui donne

$$1 - D_c(N) = [1 - (r + 1)\, N\, f_c]^{\frac{1}{r+1}} \qquad \text{IV.34}$$

En substituant l'équation IV.34 dans la relation IV.25 on obtient alors (quand la fissure est suffisamment courte pour négliger la redistribution de contrainte due à la fissure) :

$$\frac{da}{dN} = \lambda \,.\, \left(\frac{\Delta\sigma_{eq}}{2\,\sigma_c}\right)^{M} .\; [1 - (r + 1)\, N\, f_c]^{-\frac{M}{r+1}} \qquad \text{IV.35}$$

L'intégration de cette équation indique que la germination des cavités en fluage par exemple est due aux contraintes positives mais que l'effet de ces cavités se fait sentir pendant tout le cycle de chargement.

Pour une longueur de fissure variant de 0 à a , et un nombre de cycles de 0 à N, on aboutit à la relation :

$$\frac{a}{\lambda} = \left(\frac{\Delta\sigma_{eq}}{2\,\sigma_c}\right)^{M} \frac{1}{(r+1-M)\,f_c} \left[1 - [1 - (r+1)\,f_c\,N]^{1-\frac{M}{r+1}}\right] \qquad \text{IV.36}$$

N.B. : Cette équation n'est valable que si (r + 1 - M) est non nul et quand la fissure est suffisamment courte.

Au delà d'une taille a_o, il faut prendre en compte l'effet de la longueur de fissure. En se mettant dans le cas d'une fissure traversante de longueur a (ou 2 a) dans un panneau de taille w (ou 2 w), la relation IV.25 conduit à :

$$\frac{da}{dN} = \lambda \cdot \left(\frac{\Delta\sigma_{eq}}{2\,\sigma_c}\right)^{M} [1 - D_c(N)]^{-M} \left[1 - \frac{a}{w}\right]^{-M} \qquad \text{IV.37}$$

Il faut bien noter cependant que l'effet de la redistribution de contrainte due à la fissure se fait sentir sur l'endommagement de fluage. Ainsi dans ces conditions l'équation IV.32 doit être remplacée par l'équation :

$$dD_c = (1 - D_c)^{-r} \int_0^{\Delta t} \left(\frac{\sigma_{eq}}{1 - \frac{a}{w}} \cdot \frac{1}{A}\right)^{r} dt \qquad \text{IV.32 bis}$$

et dans le cas d'un défaut traversant, par intégration on obtient le dommage par cycle

$$dD_c = (1 - D_c)^{-r} \left(1 - \frac{a}{w}\right)^{-r} \int_0^{\Delta t} \left(\frac{\sigma_{eq}}{A}\right)^{r} dt \qquad \text{IV.33 bis}$$

ou

$$\Delta D_c = (1 - D_c)^{-r} \left(1 - \frac{a}{w}\right)^{-r} f_c$$

La durée de vie entre a_o et a s'obtient donc par intégration de la relation

$$\left(\frac{\Delta\sigma_{eq}}{2\,\sigma_c}\right)^{-M} \int_{ao}^{a} \left(1 - \frac{a}{w}\right)^{-M} \frac{da}{\lambda} = \int_{N(ao)}^{N(a)} [1 - D_c(N)]^{-M}\, dN \qquad \text{IV.38}$$

Il faut donc faire une intégration simultanée des équations IV.33 bis et IV.38. La durée de vie Nf est atteinte quant l'une des deux conditions IV.29 ou IV.30 est vérifiée. Dans le cas d'une éprouvette tubulaire, le terme a/w doit être remplacée par les valeurs adéquates :

$\dfrac{a^2}{\pi\, e\, (2\,r - e)}$ quand $a < e$

et $\dfrac{a}{\pi.(r - e/2)}$ quand $a > e$.

2.a.3 Équation de dommage en fatigue - fluage - oxydation

Comme nous le verrons plus loin (§ IV.2.b.1), les mesures d'oxydation intergranulaire faites sur le Superwaspaloy révèlent que la cinétique d'oxydation, définie par la mesure de la profondeur d'oxyde intergranulaire l_{ox} à partir de la surface, suit la loi :

$$l_{ox} = \alpha_o(T).t^{1/4} \qquad \text{IV.39}$$

où $\alpha_o(T)$ est la constante d'oxydation à la température T et t le temps d'exposition en température. Ces mesures sont en accord avec des travaux antérieurs sur l'Astroloy élaboré par métallurgie des poudres (Bernède, 1994) et des résultats similaires pour le cas de l'oxydation des espaces interdendritiques dans les alliages de fonderie. Cette équation s'écrit mieux sous forme différentielle :

$$dl_{ox}^4 = \alpha_o^4(T) .dT \qquad \text{IV.40}$$

Les travaux antérieurs ont montré que la constante α_o suivait une loi d'Arrhénius en fonction de la température,

$$\alpha_o(T) = \alpha_{o,o} \exp (-Q/RT) \qquad \text{IV.41}$$

où T est la température en Kelvin, R = 8,315 J K^{-1} et Q une énergie d'activation.

La cinétique d'oxydation intergranulaire du Superwaspaloy est presque identique à celle de l'Astroloy à grains fins (figure IV.9). L'étude détaillée du couplage déformation - oxydation intergranulaire réalisée par P. Bernède sur cet alliage a montré que la cinétique d'oxydation suivait une loi en $t^{1/4}$ dont la constante d'oxydation était considérablement augmentée par une déformation plastique. Les mécanismes physiques responsables de cette accélération de l'oxydation sont encore mal connus. Une description phénoménologique de la constante d'oxydation à partir de nombreux essais interrompus, pour différentes formes de cycles et amplitudes de déformation, a été proposée sous la forme :

$$\alpha^4 = \alpha_o^4(T) \left[1 + \left(\frac{\Delta\varepsilon_p}{2\,\varepsilon^*} \right)^p \right] \qquad \text{IV.42}$$

où $\Delta\varepsilon_p$ est l'amplitude de déformation inélastique, ε^* et p sont deux constantes.

Cependant quand il y a fluage, il faut tenir compte de la déformation effective $\Delta\tilde{\varepsilon}_p$. Dans l'hypothèse d'une loi d'écrouissage cyclique, $\Delta\sigma = K (\Delta\varepsilon_p)^n$ cette déformation effective se déduit de la contrainte effective $\Delta\tilde{\sigma}$ par la loi de comportement et s'écrit :

$$\Delta\tilde{\varepsilon}_p = \Delta\varepsilon_p (1 - D_c)^{-1/n} \qquad \text{IV.43}$$

Les travaux réalisés sur les superalliages de fonderie Mar-M509 et IN100, AM1 (Rézai 1986, Rézai et Rémy 1989, Malpertu 1987, Fleury 1991) ont montré qu'on pouvait fragiliser un volume important de matière en pointe de fissure par oxydation.

L'expérience de base consiste à prendre une éprouvette CT préfissurée, à lui faire subir une exposition prolongée dans un four à haute température sans contrainte imposée et à faire ensuite un essai de fatigue à très faible valeur de ΔK. On obtient en général une avancée brutale de la fissure à une vitesse très élevée puis progressivement la vitesse décroît pour retrouver le

comportement de base du matériau vierge. Ces essais ont été interprétés à l'aide d'une variation de la ténacité locale. La taille de la zone fragilisée peut-être dix fois plus grande, voire plus dans l'alliage Mar-M509, que la profondeur d'oxyde interdendritique. Dans les alliages de fonderie riches en carbone et en carbures on a pu mettre en évidence un gradient de concentration en oxygène en avant de l'oxyde. Toutefois les raisons précises de cette fragilisation demeurent mal identifiées (précipitation d'oxydes très fine, présence d'oxygène en solution, gradient important de concentration de lacunes…). Plusieurs mécanismes sont peut-être simultanément responsables de cet effet.

Des expériences analogues ont été réalisées dans l'Astroloy polycristallin à grains fins (Bernède, 1994). L'existence d'une zone fragile a été ainsi mise en évidence soit après oxydation à haute température, soit après fluage ou fatigue - fluage. Dans cet alliage la zone fragile l_f est de 4 à 5 fois la zone oxydée soit :

$$l_f = P.l_{ox} \qquad \text{IV.44}$$

avec P de l'ordre de 4 ou 5.

Les équations de la diffusion intergranulaire, quand on prend le modèle simple de Fisher (1951) conduisent à une variation de concentration C de type exponentielle dans le joint de grain, qui a été trouvée en bon accord avec des mesures à la microsonde dans le cas des alliages Mar-M509 et IN100 (Rézai 1986, Malpertu 1987).

$$C = Co \exp[-x/(D^* t)^{1/4}] \qquad \text{IV.45}$$

où Co est la concentration à la surface externe ou à l'interface oxyde - alliage, C la concentration à la profondeur x le long du joint.

La constante D^* est définie par :

$$D^* = (\pi/4).(\delta D_{int})^2/D \qquad \text{IV.46}$$

δD_{int} est le coefficient de diffusion intergranulaire (d étant l'épaisseur du joint de l'ordre de 10 nm) et D le coefficient de diffusion en volume.

Cette relation prévoit que la distance où la concentration de l'espèce diffusante (anion, lacune...) varie comme le temps à la puissance 1/4. Elle permet de comprendre pourquoi la cinétique d'oxydation intergranulaire varie en $t^{1/4}$. Il est difficile cependant de distinguer entre le rôle de la diffusion intergranulaire dans l'alliage et celui des mécanismes de croissance et diffusionnels dans les oxydes formés.

Un gradient de résistance mécanique avait été mis en évidence que l'on pouvait décrire par une relation empirique :

$$\sigma_c \ (x < l_f) = \sigma_{co}[1 - u + u \exp(mx/l_{ox})] \qquad \text{IV.47}$$

où u et m étaient deux constantes.

Les essais sur éprouvettes CT ont montré que σ_{co} était une valeur très faible par rapport à la contrainte σ_c dans le matériau vierge et que la valeur de u était assez faible, ce qui correspond à l'existence d'une zone importante où la résistance mécanique est faible et presque constante.

Dans un souci de simplification, il nous a paru plus raisonnable de simplifier la résistance de l'alliage dans la zone fragile en supposant

$$\sigma_c\ (x < l_f) = \sigma_{cf} \qquad \text{IV.48a}$$

$$\sigma_c\ (x > l_f) = \sigma_{cv} \qquad \text{IV.48b}$$

où σ_{cf} désignent la résistance à la rupture de la zone fragile et σ_{cv} celle de l'alliage vierge.

Le nombre de cycles pour casser un élément de taille λ, $N(\lambda)$ s'obtient par intégration simultanée des équations :

$$\int_o^{N(\lambda)} \left(\frac{\Delta\tilde{\sigma}(N_i)}{2\,\sigma_c(Ni)}\right)^M . dN_i = 1 \qquad \text{IV.49}$$

où $$\Delta\tilde{\sigma}(Ni) = \Delta\sigma \cdot \frac{1}{1 - D_c(N)} \cdot \frac{1}{1 - \frac{a}{w}} \qquad \text{IV.50}$$

Ni est le nombre de cycles dans la séquence i quand la longueur de fissure est $a = (i - 1)\,\lambda$. N désigne le nombre de cycles compté à partir de début :

$$N = \sum_{j=1}^{i-1} N_j(\lambda) + Ni \qquad \text{IV.51}$$

Le dommage de fluage au cycle N est obtenu par intégration cycle par cycle, de la relation IV.33 bis, depuis le début de toutes les séquences.

$$\Delta D_c = (1 - D_c(N - 1))^{-r} \left(1 - \frac{a}{w}\right)^{-r} f_c \qquad \text{IV.52}$$

où $$f_c = \int_o^{\Delta t} \left(\frac{\sigma}{A}\right)^r dt$$

(pour $\sigma>0$ en traction uniaxiale, ou quand la trace du tenseur des contraintes est positive en conditions multiaxiales).

La résistance mécanique moyenne de l'élément λ au cycle N_i depuis le début de la séquence i est donnée par une loi de mélange :

$$\sigma_c\ (N_i) = \sigma_{cf}\left(\frac{l_f}{\lambda}\right) + \sigma_{cv}\left(1 - \frac{l_f}{\lambda}\right) \qquad \text{IV.53}$$

où l_f est donné par la relation IV.44 et l_{ox} est donné par intégration de la relation

$$dl_{ox}^4 = \alpha_o^4 . \Delta t.dN_i.\left[1 + \left(\frac{\Delta\tilde{\varepsilon}_p}{2\,\varepsilon^*}\right)^p\right]$$

$$dl_{ox}^4 = \alpha_o^4 . \Delta t.dN_i.\left[1 + \left(\frac{\Delta\varepsilon_p}{2\,\varepsilon^*}\right)^p . (1 - D_c)^{-p/n} . \left(1 - \frac{a}{w}\right)^{-p/n}\right] \qquad \text{IV.54}$$

Le nombre de cycles $N(\lambda)$ sera donc donné par l'une des deux conditions suivantes :

$$\Delta\tilde{\sigma}\,(N_i) = 2\,\sigma_c\,(N_i) \qquad \text{IV.55}$$

ou $$\tilde{\sigma}_{max}\,(N_i) = \sigma_c\,(N_i) \qquad \text{IV.56}$$

Dans le cas des courtes durées de vie, on peut avoir l'une des deux conditions IV.55 ou IV.56 vérifiées avant un cycle. Dans ce cas, on incrémente le nombre de maillons λ jusqu'à ce que l'une des conditions soit vérifiée en un cycle au moins.

Le nombre de cycles à rupture de l'éprouvette N_f est toujours donnée par les conditions IV.29 et IV.30 comme en fatigue - fluage ou en fatigue pure.

2.a.4 Cas particuliers du cycle anisotherme et du calcul de structure

La ruine d'une éprouvette par fatigue ou par fatigue - fluage en l'absence d'effet d'environnement est déterminée par l'existence ou non d'une composante de dommage de fluage, décrite par le terme :

$$f_c = \int_o^{\Delta t} \left(\frac{\sigma}{A}\right)^r dt.$$

On l'obtient à partir de la détermination d'essais de fluage rupture ou au travers d'essais cycliques avec une composante de fluage, sous vide.

Quand il y a oxydation, la ruine peut être régie par l'oxydation ou la fatigue - fluage. On suppose qu'il y a compétition entre les mécanismes et que celui qui est prépondérant correspond au nombre de cycles $N_i(\lambda)$ minimum.

L'application au cas d'un cycle de fatigue anisotherme pose un certain nombre de problèmes.

Dans le calcul du dommage de fluage il faut intégrer l'évolution des contraintes sur le cycle, soit :

$$f_c = \int_o^{\Delta t} \left\{\frac{\sigma(t)}{A[T(t)]}\right\}^r . dt \qquad \text{IV.57}$$

On suppose aussi pour simplifier que l'exposant r ne dépend pas de la température, ce qui semble approximativement vérifié pour un certain nombre d'alliages métalliques (Lemaitre, Chaboche 1985). On admet que la constante A peut être décrite par une loi d'Arrhénius.

La loi d'oxydation fait intervenir la déformation et l'endommagement de fluage. On néglige la variation de cet endommagement au cours d'un cycle. La cinétique d'oxydation peut alors être décrite par l'équation IV.54 en remplaçant la constante d'oxydation α_o par une valeur équivalente $\overline{\alpha}_0$ définie par :

$$\bar{\alpha}_o^4 .\Delta t = \int_o^{\Delta t} \alpha_{o,o}^4 .\exp\left[-\frac{4\,Q}{R\,T(t)}\right] .dt \qquad \text{IV.58}$$

Dans le cas d'un essai de fatigue anisotherme, la définition de la température équivalente est délicate. Depuis Taira (1973), les auteurs proposent de prendre la température moyenne, le plus souvent sans justification très convaincante. Degallaix (1983) suppose que la contrainte σ_c obéit à une loi d'Arrhénius et calcule ainsi une résistance équivalente.

Dans le cas où la constante M ne dépend pas de la température, on peut imaginer d'intégrer la résistance mécanique moyenne sur le cycle ou bien de prendre une moyenne (arithmétique ou harmonique) des résistances aux températures correspondant aux pics de contrainte maximum et minimum.

La notion d'élément de volume est au coeur du problème de transfert des résultats d'essais au cas d'un calcul de structure. Or comme c'est souvent le cas dans des structures de petites dimensions, le volume où la contrainte est homogène, ou la taille d'un élément dans le maillage est beaucoup plus faible que le volume moyen de l'éprouvette de fatigue servant à identifier les lois d'endommagement.

Comme la loi de fatigue est de type Basquin, on peut simplement essayer de décrire l'effet d'échelle sur la résistance σ_c. On peut supposer que cette résistance est distribuée suivant une loi de Weibull comme cela est souvent fait pour les matériaux fragiles, céramique massives ou fibres, ou pour les aciers (Mudry, 1982).

La loi de Weibull admet une fonction de répartition de la forme :

$$F(x) = 1 - \exp\left[-\frac{(x-x_u)^m}{x_o}\right] \qquad \text{IV.59}$$

m est le module de Weibull, x est par exemple la contrainte σ_c pour un volume V.

Dans l'article original de Weibull (Weibull, 1951), x_u est souvent une valeur non nulle . Dans l'application à la rupture x_u est en général prise égale à zéro et

$$F(x) = 1 - \exp\left[-\left(\frac{\sigma}{\sigma_o}\right)^m \frac{V}{V_o}\right] \qquad \text{IV.60}$$

La valeur moyenne de σ/σ_o est donnée par la relation (S. Aï vazian et al. 1983)

$$E<\frac{\sigma}{\sigma_o}> = \frac{\bar{\sigma}}{\sigma_o} = \left(\frac{V}{V_o}\right)^{-1/m} \Gamma\left(1+\frac{1}{m}\right) \qquad \text{IV.61}$$

où $$\Gamma(x) = \int_o^{\bullet} x^{z-1} \exp(-x)\, dx$$

Dans les aciers, m peut prendre la valeur 20, 22 à 24 et la valeur Γ est proche de 0,9735, 0,976 et 0,9776. (Hahn et al. 1971, Mudry 1982).

Ainsi la valeur moyenne de σ_c dans un élément de volume V, dans une structure se déduira donc de celle obtenue pour un essai sur éprouvette tubulaire par la relation

$$\sigma_c(V) \,.\, V^{1/m} = \text{constante} \qquad \text{IV.62}$$

IV.2.b Application à la fatigue oligocyclique

Nous nous proposons maintenant d'identifier ce modèle de prévision de durée de vie pour le Superwaspaloy à l'aide des résultats expérimentaux présentés dans le cadre du chapitre II. Pour cette identification, nous avons déterminé les paramètres de chaque type d'endommagement de façon individuelle lorsque cela était possible ou à partir des diverses expressions faisant intervenir leur éventuel couplage. En ce qui concerne l'oxydation du matériau, sa description a fait l'objet d'investigations complémentaires que nous présentons dans les lignes qui suivent.

2.b.1 Cinétiques d'oxydation

- Oxydation statique

Nous avons identifié les cinétiques d'oxydation statique à l'aide de coupes polies jusqu'au diamant 1 μm, oxydées à l'air dans un four à la température de 750°C durant 10, 100 et 300 heures. La pénétration d'oxydes l_{ox} a été mesurée par rapport à la surface initiale suivant le schéma de la figure IV-9, par microscopie électronique à balayage avec un étalonnage pour chaque prise de vue à l'aide d'une grille au pas de 0,46 μm. Pour chaque échantillon, nous avons effectué entre 110 et 140 mesures de profondeur d'oxyde. Les coupes oxydées ont été recouvertes d'un dépôt de nickel afin de préserver les zones à observer et elles n'ont subi aucune attaque chimique. La coupe polie est une surface transgranulaire qui n'est pas représentative d'une surface intergranulaire. Cependant, il semble que l'oxydation d'une coupe polie soit similaire à celle d'une surface intergranulaire puisque la nature des oxydes formés a été trouvée identique sur les surfaces de rupture et des coupes polies oxydées sans charge dans l'Inco718 (Andrieu et al., 1992) et le N18 (Hochstetter, 1994).

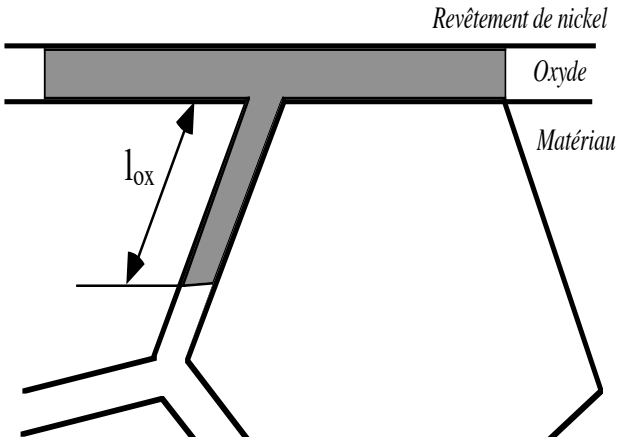


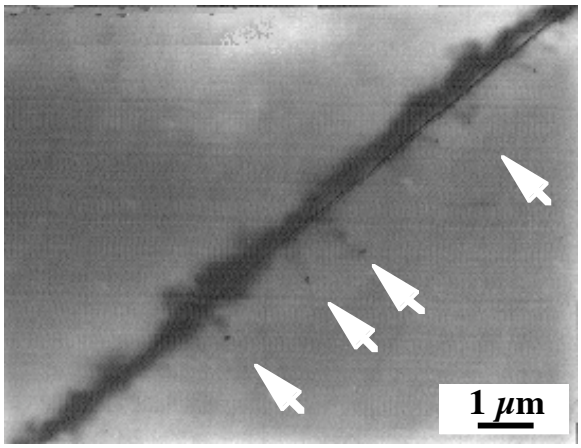
Figure IV-9 : Schéma de mesure de l'oxydation pénétrante l_{ox}.

L'aspect des échantillons oxydés est montré sur la figure IV-10. La netteté des micrographies n'est pas toujours bonne en raison des forts grossissements et de l'absence d'attaque chimique. On observe en-dessous de la couche d'oxydes formée sur la surface une pénétration d'oxydes vers l'intérieur du matériau. Au cours des observations, nous avons observé que l'oxydation pénétrante apparaissait préférentiellement aux interfaces γ/γ, γ/γ' ou γ'/γ' qui concentrent des éléments très oxydables comme les carbures ou la phase γ'. La figure IV-11 montre les histogrammes de répartition des profondeurs d'oxydes. Plus le traitement thermique

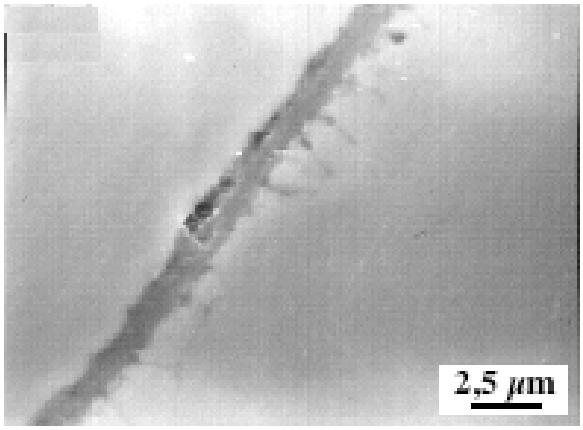
est long, plus la distribution est étalée. Les moyennes arithmétiques des pénétrations d'oxydes sont reportés dans le tableau IV.8 et sur la figure IV-12, on vérifie que l'oxydation pénétrante suit bien une loi en $t^{1/4}$ définie par l'équation

$$l_{ox} = \alpha_o \, t^{1/4} \qquad \text{IV.39}$$

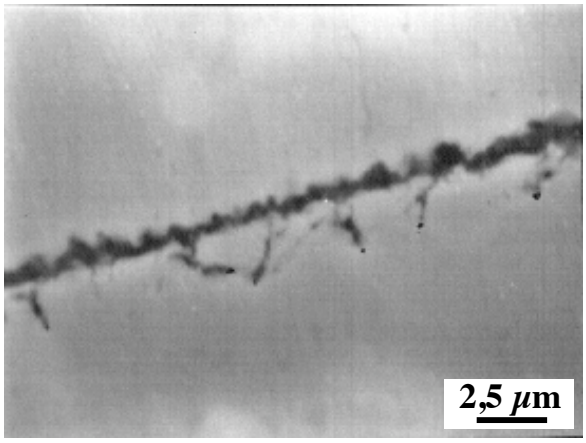
comme celle prédite par la théorie de Fisher de la diffusion aux joints de grains (Fisher, 1951), où α_o est une constante à une température donnée.



10 heures



100 heures



300 heures

Figure IV-10 : Aspect de l'oxydation statique du Superwaspaloy à 750°C pour différentes durées.

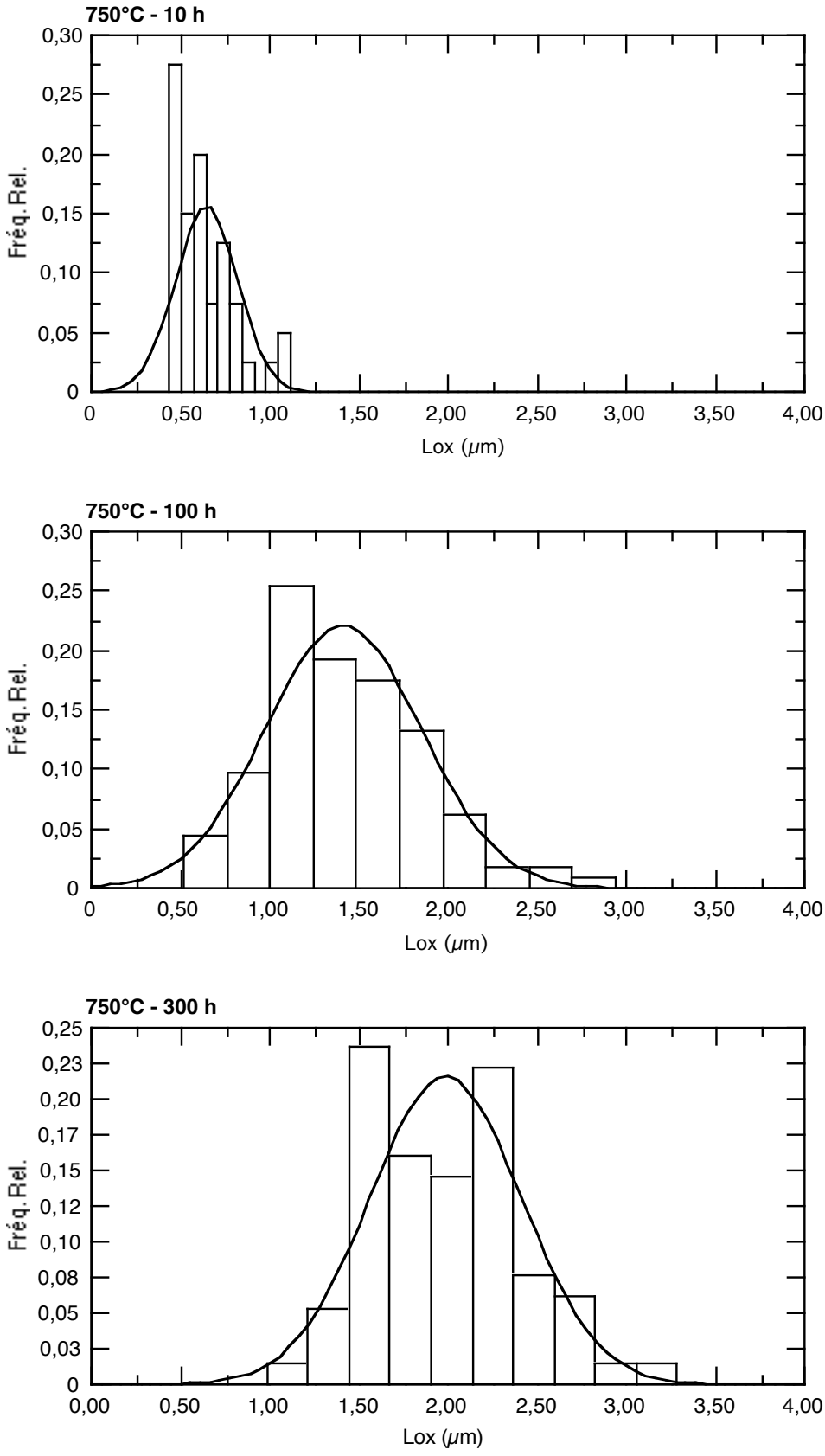


Figure IV-11 : Histogrammes de la répartition de la profondeur d'oxyde (l_{ox}) à 750°C sous charge nulle.

Tableau IV.8 : Résultats d'oxydation statique.

Durée d'oxydation	l_{ox} (μm)	α_o (m $s^{1/4}$)
10 heures	0,645 ±0,027	5,8738 10^{-8}
100 heures	1,413 ±0,041	
300 heures	1,986 ±0,037	

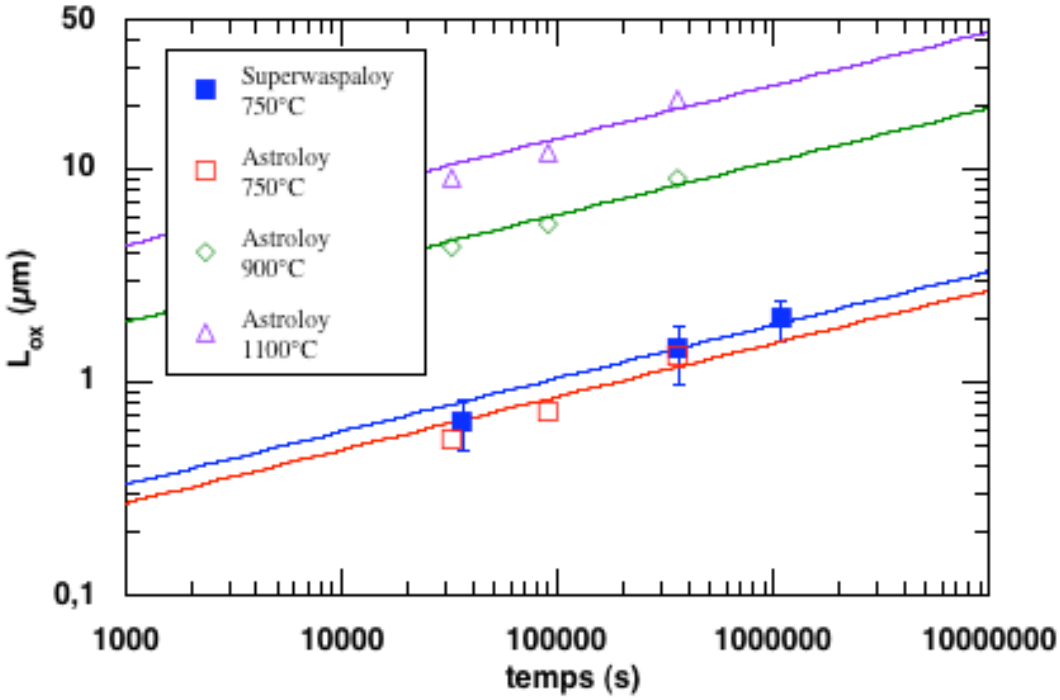


Figure IV-12 : Évolution de la profondeur d'oxyde (l_{ox}) en fonction du temps d'exposition sous charge nulle pour le Superwaspaloy et l'Astroloy.

Le calcul des pénétrations d'oxydes à d'autres températures que 750°C, voire en conditions anisothermes, passe par l'identification de la constante d'oxydation α_o aux températures considérées. Dans le cas de l'Astroloy, un superalliage dont la composition est proche de celle du Superwaspaloy, Bernède (1994) a montré que la constante d'oxydation obéit à une loi de type Arrhénius :

$$\alpha_0 = \alpha_{0,0} \exp\left(-\frac{Q}{R\,T}\right) \qquad \text{IV.41}$$

La comparaison des pénétrations d'oxydes à 750°C pour ces deux matériaux, présentée sur la figure IV-12, nous a conduit à adopter la même énergie d'activation, Q, que pour l'alliage Astroloy. Les paramètres optimisés de cette loi sont alors Q= 121,56 kJ/mol, $\alpha_{o,o}$= 0,0946 m $s^{-1/4}$ avec R= 8,315 J/mol °K. Nous sommes donc en mesure de déterminer la valeur de α_o à

chaque température via l'équation IV.41 et l'oxydation pénétrante sous charge nulle peut être quantifiée par l'équation IV.39.

- Oxydation sous charge

Nous regardons ici l'influence du chargement sur la cinétique d'oxydation sans nous attacher aux modifications possibles de la nature des oxydes formés. Pour cela, nous avons observé l'oxydation des éprouvettes tubulaires sollicitées à 750°C et à basse fréquence qui sont les seules à présenter des longueurs d'oxydes mesurables en microscopie électronique à balayage en raison des temps d'exposition à haute température. Cependant, l'endommagement mécanique de ces éprouvettes ne nous a pas permis d'effectuer un nombre suffisant de mesures pour aboutir à un traitement statistique de la pénétration d'oxydes. Nous avons donc comparé les quelques mesures dont nous disposions, aux estimations résultant de l'application des relations IV.42 et IV.43 avec les coefficients déterminés par Bernède (1994) dans le cas de l'Astroloy.

L'évolution de la constante d'oxydation α, donnée sous la forme du rapport α/α_o où α_o est la constante d'oxydation statique, en fonction de l'amplitude de déformation inélastique est représenté sur la figure IV-13 pour l'Astroloy et le Superwaspaloy. On constate que la formulation proposé par Bernède peut être appliquée au Superwaspaloy en ajustant le paramètre de seuil ε^* afin de tenir compte de l'amplification plus importante lorsque la déformation inélastique est grande.

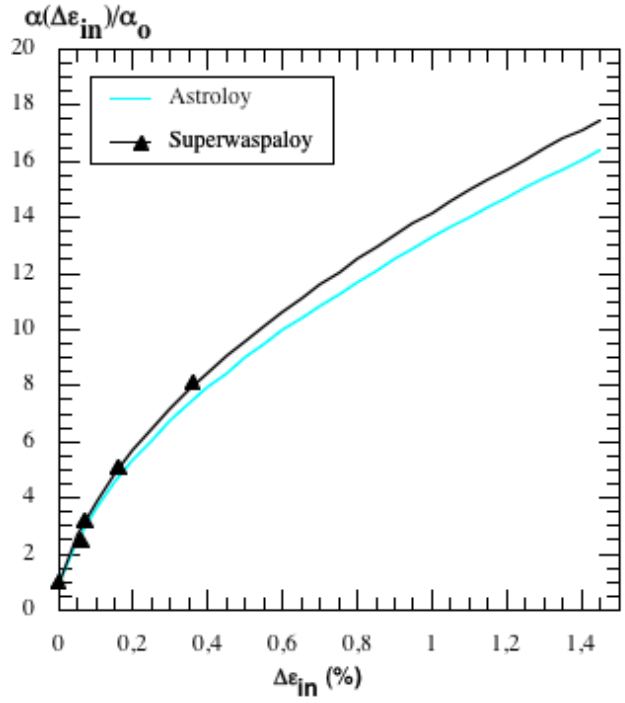


Figure IV-13 : Variation du rapport $\alpha(\Delta\varepsilon_{in})/\alpha_o$ en fonction des amplitudes de déformation inélastique.

Par la suite, le calcul de la pénétration d'oxyde sera fait en intégrant la relation suivante par rapport au chargement instantané :

$$dl_{ox}^4 = \alpha^4 \, dt$$

où α est fonction de la déformation inélastique $\Delta\varepsilon_{in}$ et est défini par :

$$\left(\frac{\alpha}{\alpha_o}\right)^4 = 1 + \left(\frac{\Delta\varepsilon_{in}}{2\ \varepsilon^*}\right)^p$$

avec ε^*=0,0045 10^{-2}, p=2,25211 et α_o=5,8738 10^{-8} m $s^{-1/4}$ constante de l'oxydation statique pénétrante à la température considérée.

Enfin, l'expression IV.43 exprimant le couplage entre les dommages d'oxydation et de fluage nécessite de connaître les lois d'écrouissage cyclique pour les différentes conditions de sollicitation. A partir des essais de fatigue oligocyclique présenté au chapitre II, nous avons identifié une loi d'écrouissage cyclique du type :

$$\Delta\sigma = K\ \Delta\varepsilon_{in}^n \qquad \text{IV.63}$$

Le tableau IV.2 regroupe les paramètres de cette loi pour les différentes conditions de sollicitation appliquée aux éprouvettes de type élément de volume.

Tableau IV.9 : Coefficient de la loi d'écrouissage cyclique

Type d'essai	Fréquence	K (MPa)	n	Coef. de corrélation R^2
LCF 200°C	0,01 Hz	4184	0,1320	0,993
LCF 750°C	6,25 10^{-3} Hz	5188	0,2061	0,967
LCF 750°C	0,1 Hz	4676	0,1786	0,991
LCF 750°C	1 Hz	4713	0,1795	0,995
FMT 100°C-750°C	3,85 10^{-3} Hz	5797	0,2052	0,995

2.b.2 Loi de fatigue - fluage

La base expérimentale (chapitre II) dont nous disposons ne nous permet pas d'identifier séparément les lois de fluage et de fatigue définies précédemment. En effet, nous ne disposons pas de résultats d'essai de fluage pur pour notre matériau et les résultats sous vide ont été obtenus à faible fréquence et haute température où la contribution du fluage est importante. De plus, il n'est pas possible de déterminer l'ensemble des coefficients des équations IV.36 et IV.38 à partir des seuls essais sous vide en raison du nombre important de paramètres.

Pour remédier à ce problème, nous allons supposer en première approximation qu'il y a peu d'effet de l'environnement à 750°C pour les éprouvettes testées à la fréquence de 1 Hz ([1]). On sait, par expérience, qu'il n'y a pas (ou très peu) de fluage à cette fréquence, ce qui nous permet d'utiliser ces résultats comme une approximation du comportement en fatigue pure du matériau à cette température. Les paramètres de la loi de fatigue pure peuvent alors être identifiés au moyen

1 Cette hypothèse sera reconsidérée lorsque nous intégrerons les effets de l'oxydation à la loi de fatigue-fluage.

de l'équation IV.28 lorsque la longueur de fissure varie de 0 à e (épaisseur du tube), puis à l'aide de l'équation IV.26 lorsqu'elle devient traversante. On estime donc à partir de ces essais les valeurs des coefficients M et σ_c, sachant que la taille de l'élément microstructural λ a été fixée à 3 grains.

Les résultats expérimentaux obtenus sous vide à 750°C et faible fréquence nous permettent d'identifier les paramètres A et r de la loi de fluage et d'ajuster ceux de la loi de fatigue. Dans un premier temps, on calcule le terme f_c (équation IV.33b) pour un cycle stabilisé, puis la durée de vie au moyen des équations IV.36 ($a \leq e$) et IV.38 ($a > e$). Les coefficients du modèle de fatigue - fluage sont alors optimisés après comparaison des prévisions aux résultats expérimentaux.

A 200°C, il n'y a pas d'effet de fluage. La loi de fatigue pure peut donc être directement identifiée à partir des expressions IV.28 et IV.26 en utilisant les résultats de fatigue oligocyclique à 200°C et 0,01 Hz.

Le tableau IV.10 regroupe les paramètres optimisés des lois de fluage et de fatigue pour les températures de 200°C et 750°C.

Tableau IV.10 : Paramètres optimisés de la loi de fatigue et de la loi de fluage à 200°C et 750°C

Température	**Loi de fatigue**			**Loi de fluage**	
	λ (μm)	σ_{cv} (MPa)	M = 1/b	A (heure, MPa)	r
200°C	0,042	1785	7,496	965	5
750°C	0,042	1169	7,496	-	5

On peut être surpris par les valeurs de σ_c si on les compare à celles de la résistance à la traction (R_m) de notre matériau : 1417 MPa à 200°C et 907 MPa à 750°C. Cependant, σ_c correspond à un critère local de rupture et cette rupture est, en plasticité généralisée, toujours précédée d'une striction qui peut être localement très importante. Il faut donc comparer les valeurs de σ_c aux valeurs vraies de la contrainte à la striction σ_m :

$$\sigma_m = R_m \left(1 + \frac{\Delta l}{l_o}\right)$$

En utilisant les caractéristiques mécaniques mesurées pour notre matériau (chapitre I), nous obtenons des valeurs vraies de contraintes à la striction de 1786 MPa et 1160 MPa pour les températures de 200°C et 750°C, respectivement. Les valeurs optimisées de σ_c sont donc en parfait accord avec la contrainte vraie σ_m.

Le paramètre M est l'inverse de l'exposant de la loi de Basquin et la valeur optimisée de M correspond à b= 0,1334. Cette valeur est très proche de celle prescrite par la règle des pentes universelles (b= 0,12) qui est, en général, assez bien vérifiée à basse et moyenne température.

Les paramètres de fluage sont inspirés des travaux de Savale (1986) et l'ajustement porte essentiellement sur la grandeur A, trop importante pour le Superwaspaloy semble-t-il.

Les durées de vie calculées à l'aide des coefficients optimisés sont reportées dans le tableau IV.11. Dans ce tableau, N_e correspond au nombre de cycles calculés au moment où la longueur de fissure a est égale à l'épaisseur e du tube, et N_f est la durée de vie totale. Cette durée de vie est atteinte soit lorsque la simulation numérique prévoit que la fissure couvre la moitié de la section annulaire de l'éprouvette (critère d'arrêt des essais) soit lorsqu'elle indique la rupture de l'éprouvette (conditions IV.29 ou IV.30).

On peut remarquer qu'en l'absence de fluage, la propagation de la fissure depuis la surface jusqu'à l'épaisseur du tube (a=e) représente environ un tiers de la durée de vie alors que lorsque le fluage devient non négligeable ($f_c > 10^{-5}$), c'est 90 % de la durée de vie qui est consommé sur la même distance. Ceci illustre le rôle fondamental de l'endommagement par fluage ainsi que son interaction avec le dommage de fatigue pour les essais à haute température et faible fréquence.

Tableau IV.11 : Durées de vie calculées avec la loi de fatigue - fluage.

Référence éprouvette	**Données expérimentales**					**Résultats en Fatigue-Fluage**		
	$\Delta\varepsilon_m$ (%)	$\Delta\varepsilon_{in}$ (%)	$\Delta\sigma$ (MPa)	σ_{max} (MPa)	N_f exp	f_c	N_e (cycle)	N_f (cycle)
200°C, Air, f= 0,01 Hz								
SW1/203	1,06	0,181	1788	894	**8441**	-	2972	**8501**
SW2/203	1,55	0,475	2138	1069	**2240**	-	778	**2226**
SW3/203	2,39	1,063	2452	1226	**673**	-	279	**797**
750°C, Air, f= 1 Hz								
SW4/095	1,06	0,205	1561	681	**990**	$8{,}69\ 10^{-06}$	343	**878**
SW5/095	1,72	0,641	1900	885	**159**	$3{,}22\ 10^{-05}$	79	**185**
SW6/095	2,14	0,947	2039	1001	**125**	$5{,}97\ 10^{-05}$	47	**92**
SW8/095	0,75	0,045	1240	279	**3777**	$1{,}01\ 10^{-07}$	1945	**5093**
SW9/095	0,80	0,060	1274	333	**3891**	$2{,}43\ 10^{-07}$	1587	**4149**
750°C, Vide, f= 6,25 10^{-3} Hz								
V 1 SW	1,38	0,493	1450	676	**312**	$5{,}11\ 10^{-04}$	255	**287**
V 2 SW	1,05	0,204	1275	585	**659**	$2{,}48\ 10^{-04}$	568	**623**
V 3 SW	2,09	0,873	1782	850	**179**	$1{,}61\ 10^{-03}$	69	**75**
V 4 SW	0,77	0,048	999	444	**2533**	$6{,}24\ 10^{-05}$	2475	**2596**

La figure IV-14 permet la comparaison des durées de vie calculées aux valeurs expérimentales. Nous constatons que l'équation de dommage en fatigue - fluage conduit à une bonne estimation de la durée de vie en l'absence d'effet d'environnement, même si les prévisions sont un peu conservatrices lorsque le niveau de sollicitation est important ($\Delta\varepsilon_m \approx 2$ %). Dans tous les cas, la différence en les valeurs expérimentales et calculées reste inférieure à un facteur 2.

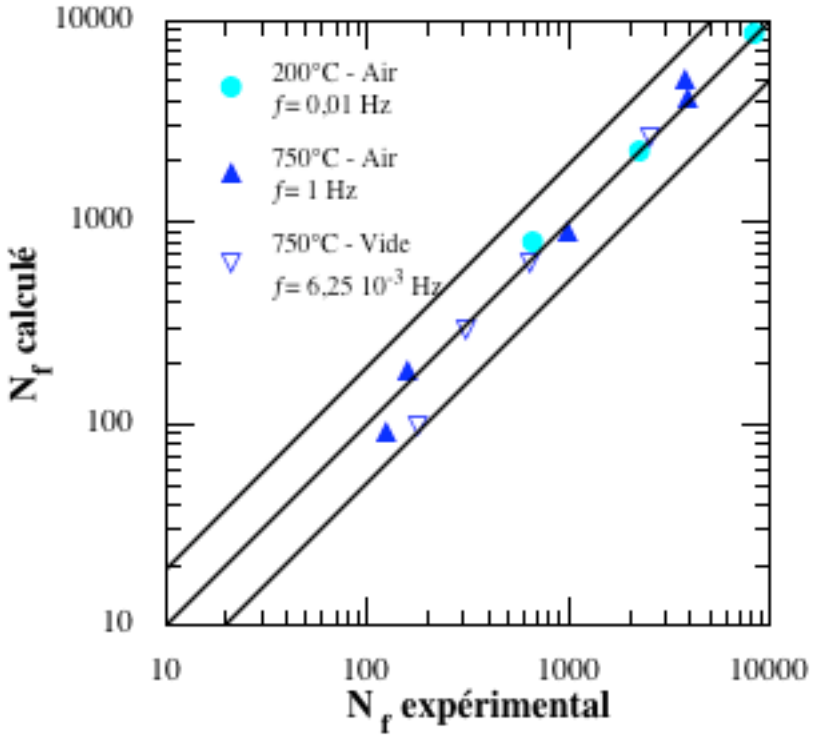


Figure IV-14 : Comparaison des durées de vie expérimentales à celles calculées par le modèle de fatigue - fluage pour les essais isothermes sans effet de l'environnement

2.b.3 Loi d'interaction fatigue - fluage - oxydation

L'oxydation doit être prise en compte pour calculer la durée de vie des éprouvettes sollicitées sous air à haute température. Dans notre modèle, nous l'introduisons en traduisant son effet par une baisse de la résistance mécanique σ_c de l'élément λ (équation IV.53) qui est proportionnelle à la distance fragilisée l_f (équation IV.44) définie à partir de la profondeur d'oxyde intergranulaire l_{ox} (relation IV.54). Cette formulation introduit 2 nouveaux paramètres : σ_{cf}, la résistance à la rupture de la zone fragile et P, un facteur multiplicatif reliant la taille de la zone fragile à la taille de la zone oxydée l_{ox}; qui sont estimés en considérant l'ensemble des essais réalisés sous air à 750°C.

Les calculs de durée de vie sont effectués pour les éprouvettes tubulaires selon l'organigramme présenté sur la figure IV.15 en tenant compte de la transformation géométrique de la fissure lorsqu'elle devient traversante. Le terme a / w est donc remplacé par :

$$\frac{a^2}{\pi\, e\, (2\, r - e)} \qquad \text{quand } a < e$$

et $$\frac{a}{\pi.(r - \frac{e}{2})} \qquad \text{quand } a > e.$$

Pour ces calculs, nous avons introduit une condition supplémentaire qui porte sur l'existence de l'oxyde intergranulaire. Au premier incrément d'une séquence visant à déterminer le nombre de cycles permettant de casser un élément de taille λ, on vérifie que la taille de la pénétration d'oxyde l_{ox} est supérieure à l'avancée de la fissure en fatigue - fluage. Dans le cas contraire, on achève le calcul de la durée de vie en utilisant l'équation de fatigue - fluage sans tenir compte de l'oxydation.

Il n'y a que pour les éprouvettes fortement sollicitées à 1 Hz où la distance de pénétration d'oxyde est inférieure à l'avancée de la fissure en fatigue - fluage et ce dès le premier cycle simulé. Le calcul de la durée de vie est alors logiquement impossible avec le modèle d'interaction fatigue - fluage - oxydation. On voit donc que l'hypothèse consistant à considérer que les essais réalisés à 1 Hz sont représentatifs du comportement en fatigue pure, est réaliste lorsque le niveau de sollicitation est suffisamment important.

Les calculs de durée de vie sont effectués en utilisant les paramètres de la loi de fatigue - fluage définis au paragraphe IV.2.b.2 et la cinétique d'oxydation identifiée au paragraphe IV.2.b.1. Les meilleurs résultats (tableau IV.12) sont obtenus en considérant que la zone fragilisée est 4 fois plus importante que la pénétration d'oxyde et que la résistance de la zone fragilisée est réduite de 92,5 % par rapport à celle du matériau vierge, ce qui correspond assez bien aux observations de Bernède (1994) et Rézai (1986). Les paramètres sont donc à 750°C :

- Loi de fatigue : λ= 0,042 μm; M= 7,496; σ_{cv}= 1169 MPa; σ_{cf}= 87,68 MPa
- Loi de fluage : A= 965 MPa . $h^{1/r}$; r= 5
- Oxydation : α_o= 5,8738 10^{-8} m $s^{-1/4}$; ε^*= 0,45 10^{-4}; p= 2,25211; P= 4

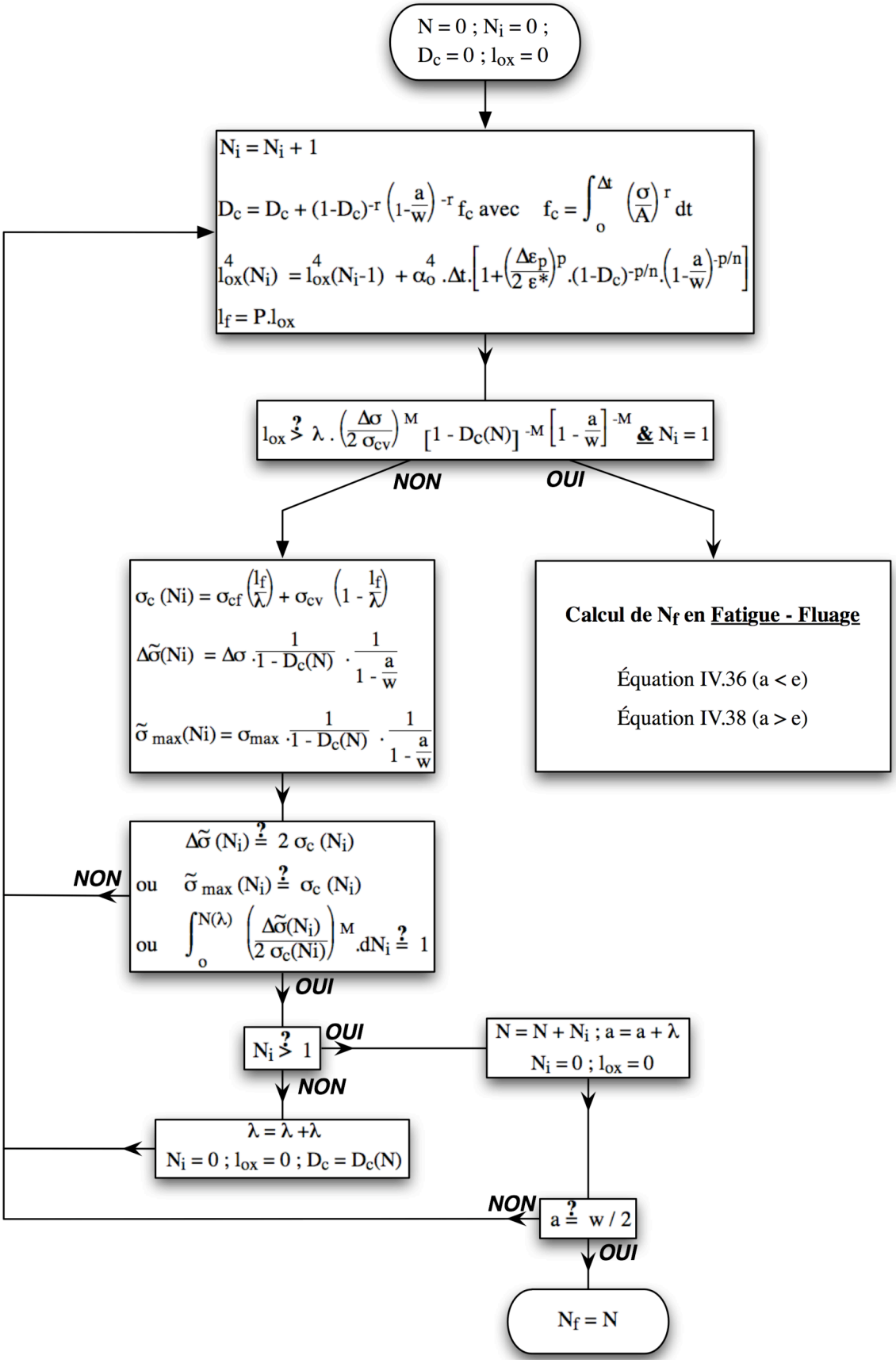


Figure IV-15 : Organigramme du modèle d'interaction fatigue - fluage - oxydation.

Tableau IV.12: Durées de vie en fatigue - fluage - oxydation pour les essais isothermes à 750°C

Référence	**Données expérimentales**					**Fluage**	**Fatigue-Fluage**		**Fatigue-Fluage-Oxydation**	
Eprouvette	$\Delta\varepsilon_m$ (%)	$\Delta\varepsilon_{in}$ (%)	$\Delta\sigma$ (MPa)	σ_{max} (MPa)	N_f exp	f_c	N_e (cycle)	N_f (cycle)	$N_{e\,ox}$ (cycle)	$N_{f\,ox}$ (cycle)
750°C, Air, f= 6,25 10^{-3} Hz										
SW6/245	1,38	0,360	1656	804	32	1,22 10^{-03}	101	**111**	34	**51**
SW7/245	1,05	0,160	1433	676	151	5,11 10^{-04}	263	**291**	135	**188**
SW8/245	0,70	0,060	1065	480	424	9,22 10^{-05}	1652	**1745**	999	**1339**
SW9/245	0,75	0,071	1112	497	468	1,10 10^{-05}	1348	**1449**	767	**1072**
750°C, Air, f= 0,1 Hz										
SW1/095	1,44	0,346	1683	814	108	1,20 10^{-04}	181	**392**	91	**182**
SW2/095	1,08	0,147	1505	695	696	5,13 10^{-05}	419	**949**	236	**547**
SW3/095	2,33	1,060	2066	983	19	3,40 10^{-04}	41	**66**	18	**19**
SW10/095	0,80	0,047	1183	477	7510	7,91 10^{-06}	2557	**6010**	1538	**3795**
750°C, Air, f= 1 Hz										
SW4/095	1,06	0,205	1561	681	990	8,69 10^{-06}	343	**878**	230	**608**
SW5/095	1,72	0,641	1900	885	159	3,22 10^{-05}	79	**185**	-	**-**
SW6/095	2,14	0,947	2039	1001	125	5,97 10^{-05}	47	**92**	-	**-**
SW8/095	0,75	0,045	1240	279	3777	1,01 10^{-07}	1945	**5093**	1429	**4133**
SW9/095	0,80	0,060	1274	333	3891	2,43 10^{-07}	1587	**4149**	1138	**3263**

Sur la figure IV.16, on peut constater que les prévisions du modèle sont correctes pour les essais réalisés aux fréquences de 0,1 Hz et 1 Hz avec une erreur sur les durées de vie calculées inférieure à un facteur 2. A basse fréquence, les estimations du modèle sont satisfaisantes pour les éprouvettes les plus sollicitées, mais lorsque la déformation viscoplastique est faible ($\Delta\varepsilon_{in}$ < 0,08%) les prévisions du modèle deviennent un peu optimistes. On peut cependant considérer que dans la majorité des cas, le modèle d'interaction fatigue - fluage - oxydation permet une bonne évaluation de la durée de vie.

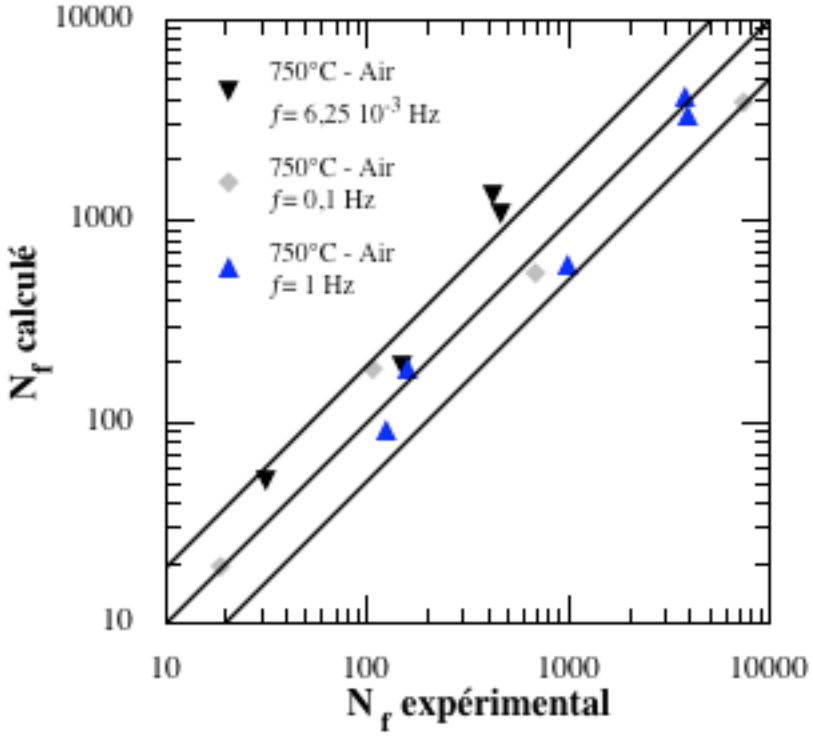


Figure IV-16 : Comparaison de la durée de vie calculée par le modèle d'interaction fatigue - fluage - oxydation et de la durée de vie expérimentale en fatigue oligocyclique à 750°C.

2.b.4 Cas de la fatigue oligocyclique anisotherme

L'application du modèle au cas de la fatigue mécano-thermique nous impose quelques étapes intermédiaires avant d'effectuer le calcul de la durée de vie.

Le dommage de fluage est calculé sur un cycle stabilisé en tenant compte des variations de la température et de la contrainte au cours du cycle. Le terme f_c est donc déterminé à partir de l'expression IV.57 dans laquelle on décrit l'évolution de la constante A[T] par une loi d'Arrhénius identifiée à partir de résultats bibliographiques sur le Waspaloy :

$$A[T] = A_o \exp\left[\frac{Q}{R\,T}\right]$$

avec A_o= 11,1 heure,MPa; Q= 37,935 kJ/mol; R= 8,315 J/mol.°K et T en Kelvin.

La constante d'oxydation équivalente $\overline{\alpha}_0$ est calculée sur un cycle anisotherme en intégrant l'équation IV.58 dont les termes ont été identifiés lors de l'identification de la cinétique d'oxydation statique (§ IV.2.b.1). La valeur de la constante d'oxydation équivalente est pour le cycle de fatigue mécano-thermique :

$$\overline{\alpha}_0 = 2{,}4640\ 10^{-8}\ \text{m s}^{-1/4}.$$

On calcule une résistance à la rupture équivalente pour l'alliage vierge (σ_{cv}) soumis à un cyclage anisotherme. Pour cela, on intègre sur un cycle la valeur vraie de la contrainte à la

striction du matériau vierge, en discrétisant ses variations par intervalle de température. La résistance à la rupture de la zone fragilisée est ensuite calculée à partir de la relation de proportionnalité existant entre σ_{cv} et σ_{cf} :

$$\sigma_{cv} = 1350 \text{ MPa et } \sigma_{cf} = 0{,}075\ \sigma_{cv}$$

Les autres coefficients du modèle sont indépendants de la température et n'ont pas a être identifiés ou recalculés : les valeurs identifiées à 200°C et 750°C sont conservées.

Les calculs sont effectués suivant un algorithme similaire à celui de la figure IV-15, mais dans lequel on substitue α_0 par $\overline{\alpha}_0$, A par A[T] et σ_{cv} par sa valeur équivalente. Les résultats sont reportés dans le tableau IV.13 et sur la figure IV-17. Ces résultats sont tout à fait satisfaisants puisque pour la gamme de durée de vie explorée, l'écart entre l'expérience et la prévision est inférieur ou égal à un facteur deux.

Nous observons dans le tableau IV.13 que nos éprouvettes de fatigue fluent assez peu durant le cyclage mécanique. En fait, nous ne considérons le fluage que sous l'effet des contraintes positives et le cycle mécano-thermique est tel qu'elles n'apparaissent que pour les températures relativement faibles et décroissantes. La vitesse de sollicitation étant assez rapide dans cette partie du cycle, ce n'est pas le dommage de fluage qui limite la durée de vie des éprouvettes, mais l'interaction fatigue - oxydation. Cela se répercute sur les valeurs de $N_{e\ ox}$ et $N_{f\ ox}$ dont l'écart est du même ordre de grandeur (facteur 2) que pour les essais réalisés à 1 Hz et 750°C où le fluage était tout aussi faible.

Tableau IV.13 : Durées de vie calculées en fatigue oligocyclique anisotherme.

Référence éprouvette	**Données expérimentales**					**Fatigue -Fluage - Oxydation**		
	$\Delta\varepsilon_m$ (%)	$\Delta\varepsilon_{in}$ (%)	$\Delta\sigma$ (MPa)	σ_{max} (MPa)	N_f exp	f_c	$N_{e\ ox}$ (cycle)	$N_{f\ ox}$ (cycle)
FMT 100/750°C, Air, f= 3,85 10^{-3} Hz								
SW2/245	1,38	0,410	1915	1162	**159**	1,85 10^{-5}	96	**148**
SW3/245	1,05	0,230	1643	1101	**401**	6,11 10^{-6}	312	**575**
SW4/245	2,22	1,216	2330	1223	**37**	2,96 10^{-5}	16	**24**
SW5/245	0,80	0,105	1420	970	**1595**	3,31 10^{-6}	1021	**2498**

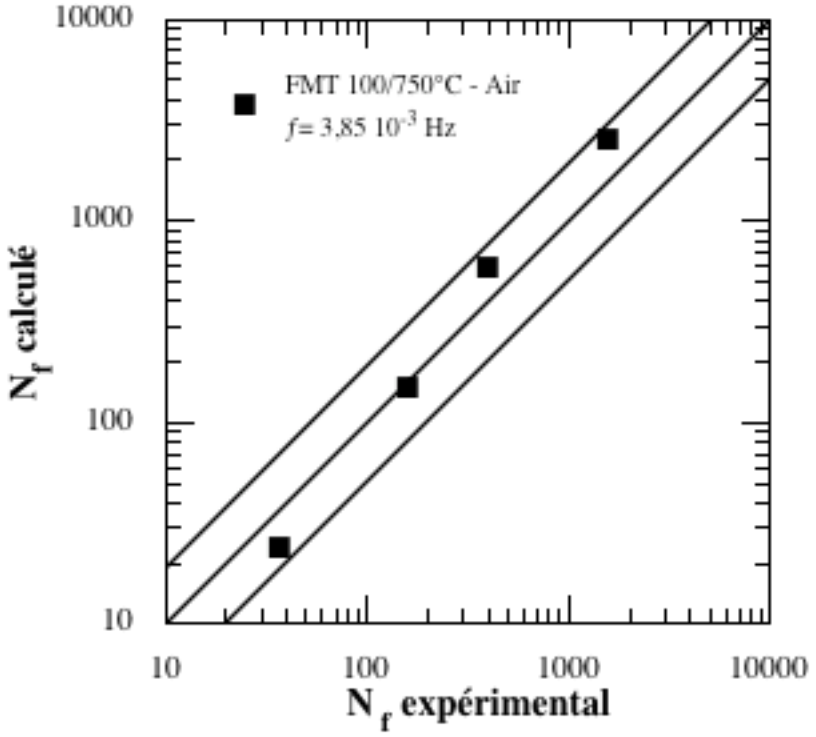


Figure IV-17 : Comparaison de la durée de vie calculée par le modèle d'interaction fatigue - fluage-oxydation et de la durée de vie expérimentale en fatigue oligocyclique anisotherme.

IV.3.c Application à la fatigue thermique

Nous venons de voir les conditions d'application du modèle d'interaction fatigue - fluage - oxydation dans le cas d'un chargement anisotherme pour des éprouvettes de type élément de volume. Il s'agit, à présent, d'appliquer ce modèle à des structures pour décrire l'amorçage et la propagation des fissures pour un chargement d'origine thermique.

Les déformations et les contraintes engendrées par le cyclage thermique des éprouvettes de fatigue thermique sont calculées par la méthode des éléments finis (chapitre III). Le maillage de ces éprouvettes est suffisamment fin pour que la différence des grandeurs mécaniques et thermiques instantanées soit inférieure à 5% au sein d'une même maille. On se rapproche ainsi de la définition d'un élément de volume et l'on peut envisager d'appliquer notre modèle à chaque maille de la structure en assimilant celles-ci à des éléments de volume.

Dans ces conditions, le modèle décrit la propagation d'une fissure pour chacun des éléments de la structure. Nous admettons comme Rézai (1986) et Bernard (1990) que la fissure principale se forme par la coalescence successive de ces fissures lorsque les mailles se rompent. De cette manière, il nous est possible de simuler la propagation de fissures en fatigue thermique jusqu'à une taille appréciable à l'aide du chargement de la structure non fissurée.

Les calculs de structure effectués au chapitre III montrent que le chargement mécanique des éprouvettes de fatigue thermique peut être considéré comme uniaxial. Les lois

d'endommagement utilisées dans le cas de la fatigue oligocyclique anisotherme sont donc applicables ainsi que les définitions des paramètres équivalents pour un cycle anisotherme. Les calculs des durée de vie de chaque élément composant le maillage sont donc effectués selon le même schéma qu'en fatigue mécano-thermique, mais en considérant le chargement thermo-mécanique propre à chaque maille et en tenant compte de l'effet d'échelle sur la résistance σ_{cv} corrigée pour chacun des éléments par la relation IV.62 avec m= 20.

L'évolution de la profondeur de fissure est représentée en fonction du nombre de cycles sur la figure IV.17 pour les deux géométries d'éprouvettes cyclées entre 25°C et 750°C.

Dans le cas de l'éprouvette standard (FT-S), l'amorçage de la fissure est parfaitement prédit par le modèle, de même que l'accroissement de la vitesse de fissuration observé dans les premiers instants. Les calculs prévoient cependant une baisse de la vitesse de propagation lorsque la fissure atteint une taille de 1 mm alors qu'expérimentalement cela n'est observé qu'au delà de 3 mm. Les prévisions du modèle deviennent donc pessimistes mais restent acceptables jusqu'à une longueur de fissure de 2 mm en tolérant une erreur d'un facteur 2 sur le nombre de cycles.

Le nombre de cycles conduisant à l'amorçage d'une fissure est sous-estimé pour l'éprouvette longue (FT-L). Le modèle prévoit un amorçage environ deux fois plus précoce que l'expérience. Comme pour l'éprouvette FT-S, l'augmentation de la vitesse de propagation est prévue par le calcul et l'erreur initiale reste relativement constante jusqu'à une longueur de fissure de 2 mm. Au delà, les calculs indiquent une baisse de la vitesse de fissuration qui n'est pas observée expérimentalement avant 4 mm. En admettant la même erreur que pour l'éprouvette standard (facteur 2 sur N), on peut considérer que les estimations du modèle décrivent correctement la progression d'une fissure dans l'éprouvette longue jusqu'à une taille, a, de près de 4 mm.

En considérant simultanément les résultats des calcul pour les deux structures, on peut considérer que le modèle d'interaction fatigue - fluage - oxydation permet une estimation réaliste de la fissuration en fatigue thermique jusqu'à environ 2 millimètres de profondeur.

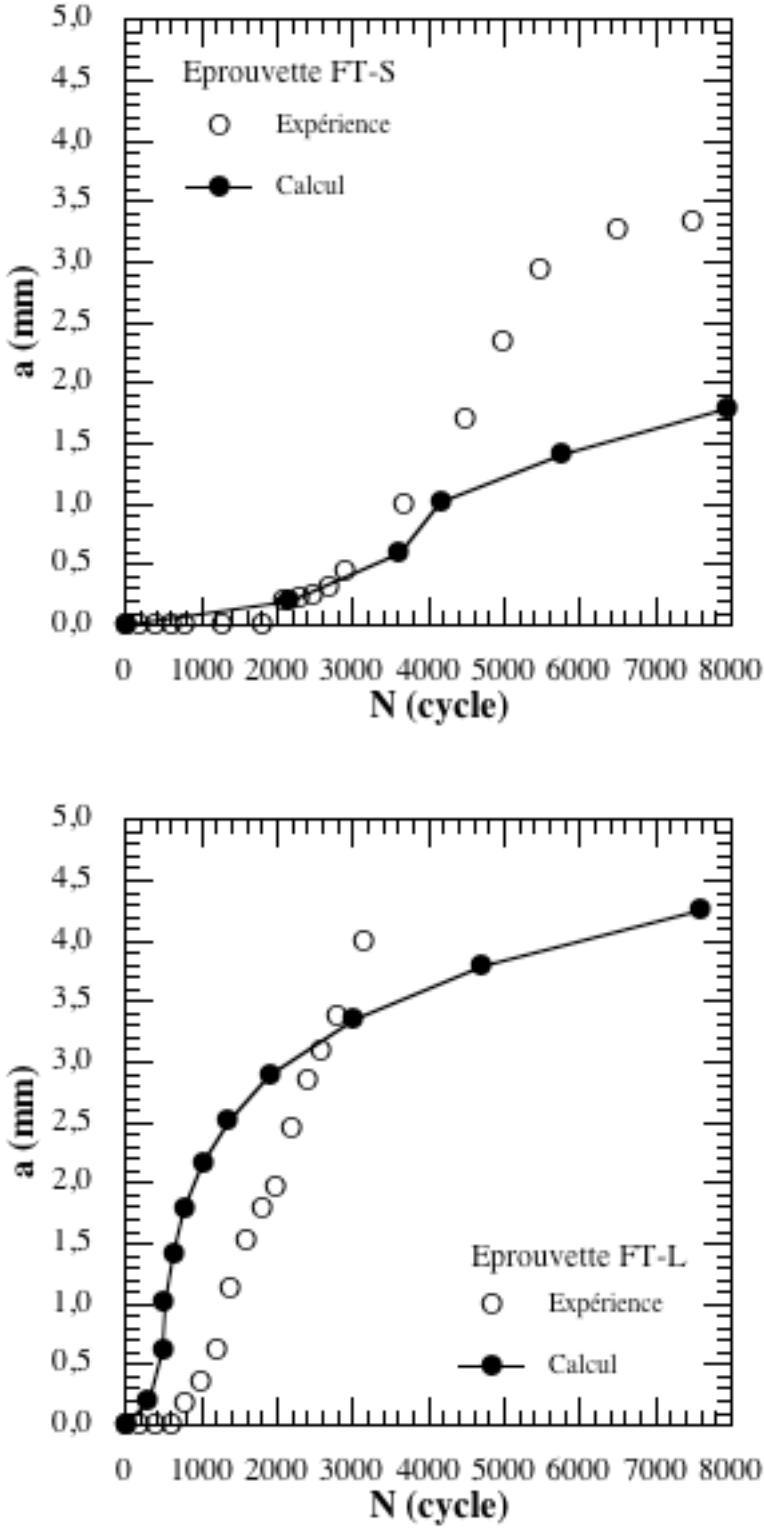


Figure IV-18 : Comparaison entre l'évolution de la longueur de fissure expérimentale et celle calculée par le modèle pour les éprouvettes de fatigue thermique.

IV.4. CONCLUSION

Nous venons de présenter deux modèles d'endommagement permettant d'obtenir une description de la ruine des éprouvettes en tenant compte de l'interaction de plusieurs modes d'endommagement.

Le premier modèle repose sur la notion de variable continue d'endommagement dont on doit la vulgarisation à J.L. Chaboche. Dans ce modèle, nous considérons l'endommagement D d'un élément de volume comme le cumul des dommages de fatigue et de fluage avec ou sans interaction. Ce modèle considère un élément de volume de taille arbitraire et n'introduit aucune notion de taille. Les lois de fatigue et de fluage ont été définies en condition isotherme et anisotherme à partir des résultats expérimentaux en considérant que la durée de vie est obtenue lorsque D=1.

Le second modèle évalue la ruine d'une éprouvette par la propagation d'une fissure en considérant la rupture d'un élément microstructural. Cette démarche permet d'introduire une notion de taille à l'élément de volume. Dans notre formulation, nous avons considéré les dommages de fatigue et de fluage, la fragilisation du matériau sur une certaine distance par la diffusion d'oxygène ainsi que l'interaction entre ces différents mécanismes. Les lois de ce modèle ont été déterminées à partir des caractéristiques mécaniques du matériau, des essais isothermes et anisothermes et du critère expérimental de durée de vie.

Ces deux modèles ont en commun la prise en compte du couplage existant entre le dommage de fatigue et le dommage de fluage dont l'importance dépend de la température et de la vitesse de sollicitation. Ils diffèrent en ce qui concerne les effets d'environnement.

Dans le modèle de Chaboche, la réduction de durée de vie induite par l'oxydation n'est pas dissociée des lois de fatigue et de fluage mais elle est exprimée implicitement lors la détermination des coefficients à partir de résultats expérimentaux obtenus sous air. Avant d'effectuer des calculs pour un autre milieu, il est donc nécessaire de ré-identifier ces coefficients pour cet environnement.

Dans le second modèle (KARL), la description adoptée pour les phénomènes d'oxydation permet d'évaluer la durée de vie des éprouvettes tant sous air que sous vide. On peut même imaginer décrire d'autres types de fragilisation, la diffusion d'hydrogène par exemple, si l'on sait exprimer la chute de résistance mécanique en fonction de la concentration de cet élément.

Appliqués aux essais de fatigue oligocyclique, les deux modèles conduisent à des résultats comparables si l'on considère pour le modèle de Chaboche, la loi de fatigue définie en contrainte. Les durées de vie sont estimées correctement avec une erreur inférieure à un facteur 2. Le modèle KARL présente l'avantage de s'appliquer aux essais réalisés sous vide et permet d'expliquer certains cas où la durée de vie est identique sous air et sous vide.

La formulation du modèle KARL qui exprime les effets d'environnement indépendamment des dommages de fatigue et de fluage nous permet de disposer d'une évaluation de la fissuration sous vide en fatigue thermique. Les courbes relatives aux deux géométries d'éprouvettes sont présentées sur les figures IV-19 et IV-20.

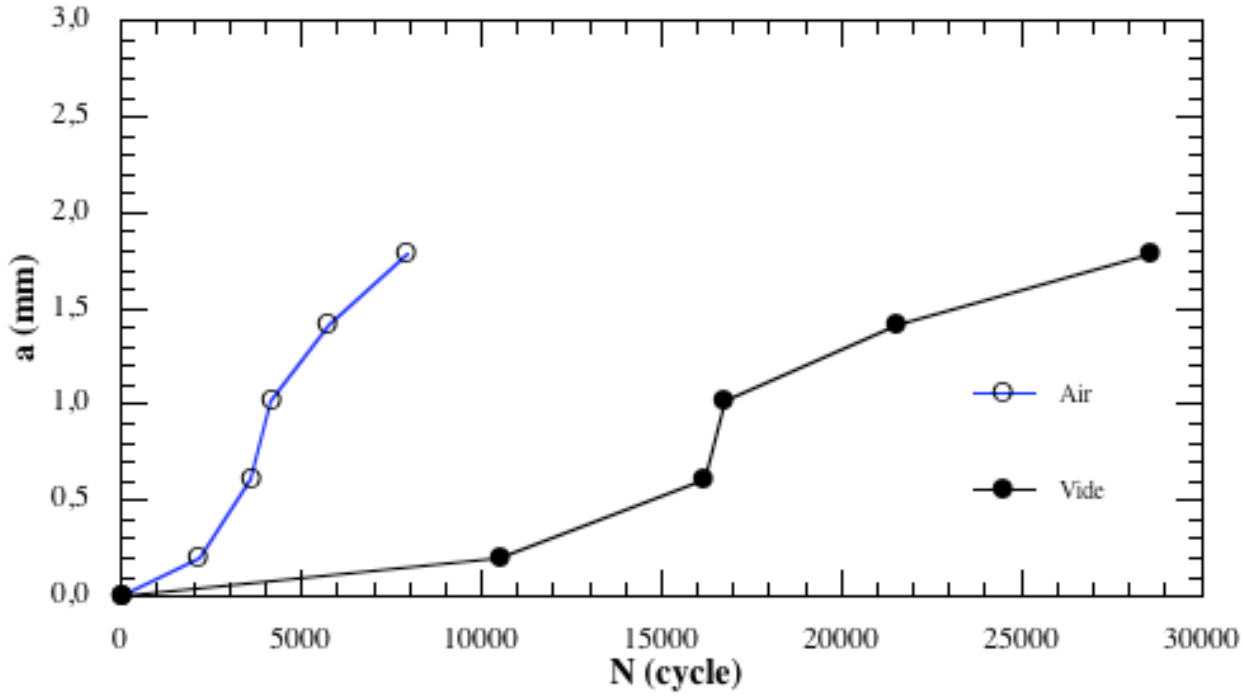


Figure IV-19 : Estimation de la fissuration sous air et sous vide pour l'éprouvette FT-S.

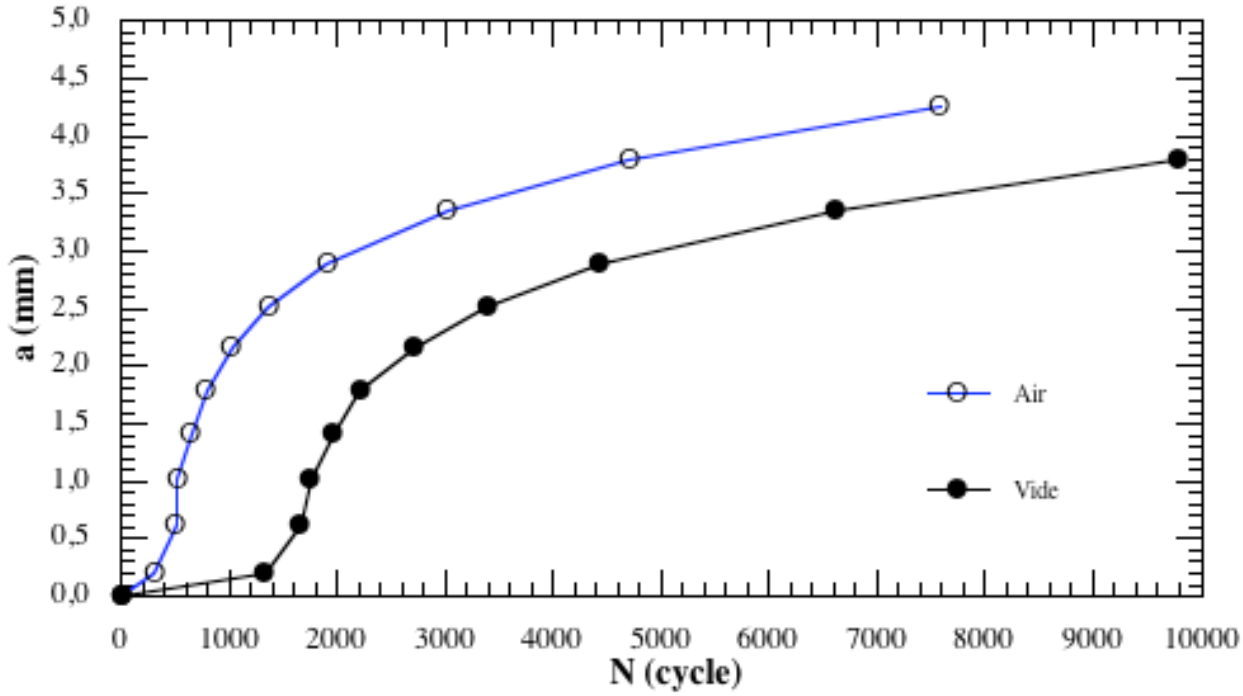


Figure IV-20 : Estimation de la fissuration sous air et sous vide pour l'éprouvette FT-L.

En fatigue thermique sous air, on peut considérer que les deux modèles donnent une bonne estimation de l'amorçage des fissures bien qu'ils soient plutôt conservateurs dans leurs prévisions. La propagation des fissures est imparfaitement évaluée par les modèles.

Le modèle de Chaboche prédit une vitesse de fissuration très élevée après l'amorçage puis une décroissance continue de la vitesse de propagation dès 0,7 mm de longueur. Dans son ensemble, la courbe calculée donne une évaluation pessimiste de l'avancée de fissure expérimentale mais l'erreur reste confinée à un facteur 2.

Le modèle KARL prévoit, après l'amorçage, un accroissement de la vitesse de propagation comparable à l'expérience. Il indique cependant une baisse de la vitesse pour des longueurs de fissure inférieures aux mesures expérimentales. L'allure des courbes de fissuration est toutefois plus conforme à l'expérience, et les tendances données par le modèle sont assez représentatives de celles constatées expérimentalement jusqu'à une profondeur de fissure de 2 mm.

Enfin, on peut envisager d'améliorer les prévisions des modèles de différentes manières. La première consisterait à identifier la loi de fluage à partir de données expérimentales plus fournies, ce qui permettrait une description plus rigoureuse de l'évolution du fluage en fonction de la température. La description de l'oxydation et son interaction avec le fluage peut aussi être améliorée à l'aide d'essais à haute température comportant un temps de maintien en traction. Une autre possibilité d'amélioration des calculs en fatigue thermique serait de tenir compte de la redistribution des contraintes liée à la rupture de chaque élément de la structure. Ceci aurait pour effet de retarder l'instant où l'on observe une chute de la vitesse de fissuration et permettrait d'estimer plus finement l'évolution de la fissure sur une plus grande distance.

CONCLUSION GENERALE

L'objet de cette étude était d'évaluer la résistance à la fatigue thermique du Superwaspaloy en vue de modéliser son endommagement sous de telles sollicitations. Elle est justifiée par le besoin, pour l'industriel, d'évaluer la durée de vie des aubes de turbopompe afin de garantir la fiabilité en service de son moteur. Il s'agit en fait d'une étape intermédiaire permettant de définir un indice de fiabilité pour un sur-ensemble : le lanceur astronautique Ariane 5.

Pour évaluer la résistance du matériau, nous avons utilisé plusieurs outils de laboratoire simulant des conditions de chargement aussi proches que possible des conditions réelles de service des aubes de turbopompe, exception faite de l'environnement : l'essai de fatigue mécano-thermique, l'essai de fatigue oligocyclique et l'essai de fatigue thermique.

Dans un premier temps nous avons étudié l'endommagement du Superwaspaloy en considérant un élément de volume auquel nous avons appliqué différents chargements mécaniques et thermiques. Nous avons vu que son comportement cyclique dépend fortement de la température. A basse température, la déformation est hétérogène, localisée dans des plans de glissement. A haute température (750°C) la déformation est plus homogène et la réponse mécanique de l'alliage est viscoplastique.

Nous avons constaté que les mécanismes d'endommagement du matériau diffèrent selon la température et l'environnement. A basse température, l'amorçage et la propagation des fissures est exclusivement transgranulaire et les sites d'amorçage préférentiel sont les émergences des plans de glissement à la surface des éprouvettes. A 750°C sous air, les fissures se développent à partir des joints de grains et se propagent en suivant ces discontinuités microstructurales. Cependant, la propagation perd son caractère intergranulaire lorsque les fissures deviennent longues (quelques millimètres) donc lorsque la vitesse de propagation devient très élevée. Sous sollicitations anisothermes entre 100°C et 750°C, l'endommagement du Superwaspaloy est tout à fait comparable à celui observé à haute température. Par contre, à 750°C sous vide nous n'avons pas observé de rupture intergranulaire mais des mécanismes d'endommagement identiques à ceux des essais à basse température (200°C) : une rupture transgranulaire des éprouvettes avec de nombreux reliefs de type cristallographique.

Mais les essais de durée de vie réalisés à 750°C et à plusieurs fréquences nous ont révélé qu'il se produisait une évolution de la réponse mécanique du Superwaspaloy. Pour des fréquences croissantes, nous avons noté un allongement de la durée de vie accompagné d'une diminution de la "réponse visqueuse" du matériau. Nous en avons conclu que l'accroissement de l'endurance ne résultait pas seulement d'une diminution des effets d'environnement, mais aussi d'une réduction de l'endommagement par fluage dont l'importance est proportionnelle au temps, à la température et au niveau de sollicitation mécanique.

Ces constatations nous ont permis de mettre en évidence plusieurs types de dommage conduisant à la ruine des éprouvettes :

- le dommage de fatigue pure qui conduit à l'amorçage et la propagation transgranulaire des fissures quelle que soit la température,
- le dommage résultant de l'oxydation des éprouvettes qui favorise l'amorçage intergranulaire des fissures et influence la propagation sur une assez grande distance.
- le dommage par fluage dont on sait qu'il se traduit par la création de cavités ou de microfissures au sein du matériau.

Dans un second temps, nous avons étudié l'endommagement de structures simples soumises à la fatigue thermique. Des éprouvettes prismatiques en forme de coin ont été soumises à un cyclage thermique rapide entre 25°C et 750°C générant ainsi des contraintes internes sous l'effet de gradients thermiques importants. Ces essais nous ont permis, d'une part, de définir la durée de vie à l'amorçage d'une fissure avec sa cinétique de propagation, et d'autre part, d'accéder aux mécanismes d'endommagement d'une structure sollicitée en fatigue thermique.

En testant deux géométries d'éprouvettes, nous avons constaté qu'un accroissement de l'inertie thermique conduisait à une réduction de la durée de vie à l'amorçage des fissures et à une augmentation de la vitesse de propagation. Nous disposions ainsi de deux courbes de propagation de fissure pour tester et valider des modèles décrivant l'endommagement de structures en fatigue thermique.

Les examens métallographiques des éprouvettes nous ont indiqué que l'amorçage de fissures était intergranulaire et que leur propagation s'effectuait selon le même mode de rupture. Ainsi, les mécanismes d'amorçage et de propagation de fissure sont les mêmes en fatigue oligocyclique anisotherme (100-750°C) et en fatigue thermique. Il est donc possible de décrire la ruine des éprouvettes de fatigue thermique par les mécanismes d'endommagements identifiés en fatigue oligocyclique.

Mais l'évaluation de la ruine d'une structure par un modèle n'est possible que si l'on en connaît son chargement mécano-thermique, et l'essai de fatigue thermique ne permet pas d'accéder directement à l'état de contrainte et de déformation de la structure. Aussi, nous avons évalué les sollicitations mécaniques des éprouvettes en réalisant un calcul de structure par la méthode des éléments finis. A partir de la température superficielle en différents points des éprouvettes, nous avons modélisé leur chargement thermique par l'intermédiaire de flux convectifs et surfaciques pour disposer de "cartes thermiques" sur le volume des éprouvettes. En utilisant ces cartes et les lois de comportement du matériau, nous avons calculé les contraintes et les déformations engendrées par le cyclage thermique. Les résultats nous ont confirmé que l'augmentation de l'inertie thermique des éprouvettes accroît le niveau de contrainte et favorise la déformation viscoplastique des éprouvettes durant le cyclage thermique.

Enfin, nous avons procédé à la modélisation de la durée de vie des éprouvettes de fatigue oligocyclique et de fatigue thermique. Sur la base des observations effectuées en fatigue oligocyclique, nous avons retenu deux modèles reposant sur l'approche locale de la rupture. Le premier modèle utilise la notion de variable continue d'endommagement et exprime le dommage des éprouvettes par le cumul des endommagements de fatigue et de fluage avec ou sans interaction. Le second modèle évalue la ruine d'une éprouvette par la propagation d'une fissure en considérant la rupture d'un élément microstructural sous l'interaction des dommages de fatigue, de fluage et d'oxydation.

Le premier modèle, appelé modèle de Chaboche, donne des résultats très satisfaisants en fatigue oligocyclique isotherme et anisotherme. Dans le cas de la fatigue thermique, ce modèle conduit à une légère sous-estimation des durées de vie et la description de l'avancée des fissures est assez imparfaite. De plus, la formulation et l'identification de ce modèle ne permettent son application que pour des éprouvettes ou des structures exposées au même environnement, à savoir l'air.

Par contre, le second modèle (modèle KARL) rend compte des effets de l'oxydation en les exprimant par la formation d'une zone fragilisée en pointe de fissure qui dépend des conditions de chargement, tout en considérant les interactions avec (et entre) les dommages de fatigue et de fluage. Ce second modèle nous a permis d'estimer correctement les durées de vie en fatigue oligocyclique sous air et sous vide. Appliqué à la fatigue thermique, ce modèle conduit à une évaluation raisonnable de la durée de vie et à une description de la progression des fissures assez réaliste bien qu'imparfaite.

De toute évidence, ces deux modèles sont perfectibles principalement en ce qui concerne leur application à la fatigue thermique. On peut espérer une amélioration sensible des résultats en affinant l'identification du fluage à partir de résultats expérimentaux plus fournis, en ajustant plus précisément la description de la pénétration d'oxyde intergranulaire en fonction de la température et du chargement, mais surtout dans le cadre de l'évaluation de la tenue d'une structure, en considérant la redistribution des contraintes induite par la progression de la fissure.

En ce qui concerne le problème industriel initial, à savoir calculer la durée de vie des aubes soumises à une très forte pression d'hydrogène, le second modèle semble le plus approprié. Sa formulation permet d'introduire simplement les effets de l'environnement en exprimant la fragilisation du matériau par une chute de sa résistance mécanique en fonction de la diffusion de l'hydrogène. On pourrait, pour cela, s'appuyer sur les travaux de D. Roux et conserver les lois de fatigue et de fluage que nous avons définies dans cette étude. L'utilisation du modèle de Chaboche nécessiterait d'identifier les nombreux coefficients des lois de fatigue et de fluage à partir d'essais isothermes et anisothermes réalisés sous pression d'hydrogène dans la gamme des températures de fonctionnement des aubes, ce qui parait long et délicat.

RÉFÉRENCES BIBLIOGRAPHIQUES

Achter, M.R., Danek G.J., Smith J. and H.H.; (1963); "Effect on fatigue of gaseous environments under varying temperature and pressure"; Trans . Met. Soc. of AIME, 227; pp. 1296-1301.

Achter, M.R.; (1968); "The absorption model for environmental effects in fatigue crack propagation"; Scripta Met.; vol. 2; pp. 525-528.

Achter M.R., Stegman R.L. and Shahinian P.; (1969); "The weakening effect of oxygen on nickel in creep rupture"; Trans . Met. Soc. of AIME, 245; pp. 1759-1763.

Aïvazian S., Enulcov I., Mechalkine L.; (1983); "Eléments de modélisation et traitement primaire des données"; Editions Mir; Moscou; pp.143-147.

Andrieu E., Hochstetter G., Molins R. and Pineau A.; (1992); "Oxidation and intergranular cracking behaviour of two high strength Ni-base superalloys"; Corrosion-deformation interaction; T. Magnin and J.M. Gras; October 92; pp. 461-476.

Asbby M.F. and Dyson B.F.; (1984); "Advances in Fracture Research"; Proceedings ICF 6; S.R Valluri; D.M.R Taplin; P. Rama Rao; J.F. Knott and R. Dubey Eds.; 1 (Pergamon Press, 1984); pp. 3-30.

ASTM E 647; (1990); "Standard test method for measurement of fatigue crack growth rates"; ASTM E 647 - 88a; Annual book of ASTM standards; Vol. 03.01.

Bathias C. et Baillon J.P.; (1988); "La fatigue des matériaux et des structures"; Presses de l'Université de Montréal; Maloine S.A. éditeur; Paris.

Baudin G. et Poicella H.; (1978); "Nouvelle méthode de mesure électrique de longueur de fissure"; La Recherche Aérospatiale; N° 4; juillet-août 78; pp. 195-203.

Bernard H.; (1990); "Influence d'une protection d'aluminure sur l'endommagement du superalliage à base de nickel IN 100 en fatigue à haute température"; Thèse de doctorat, Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris.

Bernède P.; (1994); "Effet de l'oxydation sur la fissuration en fatigue-fluage d'un superalliage pour disque de turbines, l'Astroloy"; Thèse de doctorat; Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris.

Bradley J.; (1982); "Microstructural effect on the room and elevated temperature low cycle fatigue behavior of Waspaloy"; Physical Doctor Thesis; University of Cincinnati, U.S.A.

Bressers J., Arzt E.; (1986); dans High Temperature Alloys for Gas Turbines and other Applications; Proc. Conf.; Liège, Belgium; 6-9 Octobre 1986; Ed. W. Betz et al.; Kluwer Academic Publishers; pp. 1067-1080.

Cailletaud G., Chaboche J.-L.; (1982); "Lifetime predictions in 304 stainless steel by damage approach" ASME. Orlando(USA); 27 juin - 1er juillet 1982

Chaboche J.-L.; (1974); "Une loi différentielle d'endommagement de fatigue avec cumulation non-linéaire"; Revue Française de Mécanique; Vol. 50; pp. 71-82.

Chaboche J.-L.; (1977); "Viscoplastic constitutive equations for the description of cyclic and anisotropic behavior of metals."; Bulletin de l'Académie Polonaise des Sciences; Série Sc. et Techn.; Vol. 25; n° 1; pp. 33-42.

Chaboche J.-L.; (1982) "Low cycle fatigue and life predictions"; ASTM STP 770; C. AMZALLAG, B.N. LEIS AND P. RABBE, Ed.; ASTM; Philadelphia; pp. 81-104.

Chaboche J.-L.; (1983); "Engineering approaches to high temperature design"; B. WILSHIRE and D.R.J. OWEN; Eds; Volume 2; pp. 177-235.

Chalant J.and Rémy L.; (1983); Engineering Fracture Mechanics; Vol. 18; pp. 939-952.

Clavel M.; (1980); "Fatigue plastique et fissuration de deux alliages durcis par des précipités cohérents. Etude comparative des mécanismes"; Thèse de Doctorat ès Sciences; Université de Poitiers UER-ENSMA.

Coffin S.S.; (1954); "Behaviour of materials under conditions of thermal stress"; NACA report 1170; Lewis Flight Propulsion Laboratory; Cleveland.

Coffin L.F.; (1973); dans Fatigue at Elevated Temperatures; ASTM STP 520; American Society for Testing and Materials; Philadelphia; pp. 5-34.

Degallaix G., Degallaix S. and Foct J. ; (1983); "A damage law for predicting the elevated temperature low cycle fatigue life of a martensitic stainless steel"; Materials Science and Engineering; Vol. 58; pp. 55-62.

Dowling N.E.; (1977); "Cycling stress-strain and plastic deformation aspect of fatigue crack growth"; ASTM STP 637; American Society for Testing and Materials; Philadelphia; pp. 97-121.

Elber W.; (1970); "Fatigue crack closure under cyclic tension"; Eng. Fract. Mech.; Vol 2; pp. 37-45.

Elber W.; (1971); "The significance of fatigue crack closure"; Damage tolerance in aircraft structure; ASTM STP 486; American Society for Testing and Materials; Philadelphia; pp. 230-242.

Fisher J.C.; (1951); "Calculation of diffusion penetration curves for surface and grain boundary diffusion"; J. Applied Physic; vol. 22; PP 74-77

Fleury E.; (1991); "Endommagement du superalliage moncristallin AM1 en fatigue isotherme et anisotherme"; Thèse de doctorat; Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris.

Fleury E. and Rémy L.; (1993); Mater. Sci. Engng.; Vol. A167; pp. 23-30.

Franklin C.J.; (1978); "High Temperature alloys for gas turbines"; D. Courtsouradis et al., Eds; Applied Science Pub.; London; pp. 513-547.

Fredholm A., Strudel, J.L.; (1984); rapport SNECMA n°366 811 sy; février 1984.

Gell M., Leverant, G.R.; (1973); dans Fatigue at High Temperature; ASTM STP 520; American Society for Testing and Materials; Philadelphia; pp. 37-67.

Glenny E, Northwood J.E., Sham S.W.K. and Taylor T.A.; (1958-1959); Journal Institute of Metals; vol. 87; pp. 294-302.

Glenny E; (1967); "Thermal and high strain fatigue"; The Institute of Metals and the Iron and Steel Institute; London; 6-7 june 1967; pp. 346-363.

Glenny E; (1970); Paper No 2010 : "A study of the thermal-fatigue behaviour metals"; Journal of the Institute of Metals; pp. 449-461.

Grison J.; (1994); "Amorçage des fissures sur inclusions dans un superalliage de la métallurgie des poudres sollicité en fatigue, l'Astroloy"; Thèse de doctorat; Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris.

Hahn, Hoagland and Rosenfield; (1971); Metallurgical Transactions; Vol. 2; p.537.

Hochstetter G.; (1994); "Propagation des fissures à haute température dans un superalliage pour disques de turbomachine (alliage N18). Interaction entre la nature des sollicitations mécaniques et des effets d'oxydation."; Thèse de doctorat; Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris.

Hopkins S.W.; (1976); in Thermal Fatigue of Materials and components; ASTM STP 612; D.A. Spera and D.F. Mowbray Eds.; American Society for Testing and Materials; Philadelphia; PA; pp. 157-169.

Irwin G.R.; (1960); "Fracture mechanics"; Proceedings of 1st naval symposium; Goodier and Hoff Eds; Pergamon Pres; New York; pp. 557-594.

Jaoul ; (1960); Plasticité des métaux et alliages; Dunod.

Kachanov L.M.; (1986); "Introduction to continuum damage mechanics"; Martinus Nijhoff.

Koster A., Rémy L.; (1991); Rapport final : "Étude en fatigue anisotherme du Superwaspaloy et de l'Inconel 909, et mise au point d'un banc de fatigue thermique"; SEP / ARMINES N° 825 104.

Koster A., Rémy L.; (1992); "Calcul d'un four à image : cas du four à lobes elliptiques"; Rapport interne (Sept. 92); ENSMP / ARMINES / MPM.

Koster A., Fleury E., Vasseur E. and Rémy L.; (1994); "Thermal-Mechanical Fatigue Testing; Automation in Fatigue and Fracture : Testing and Analysis"; ASTM STP 1231; C. AMSALLAG Ed.; ASTM; Philadelphia; 1994; pp. 563-580.

Koster A, Laurent G., Rémy L.; (1995); "Analysis of thermal fatigue tests for superalloy components"; Fatigue under thermal and mechanical loading; J. BRESSERS, L. REMY, M. STEEN and L. VALLES Eds.; Kluwer; Amsterdam; pp. 25-35.

Leckie F.A., Hayhurst D.R.; (1977); Acta Metall.; Vol. 25; pp.1059.

Lemaitre J., Chaboche J.-L.; (1985); "Mécanique des Matériaux solides"; Dunod.

Levaillant C.; (1984); "Approche métallographique de l'endommagement d'aciers inoxydables austénitiques sollicités en fatigue plastique ou en fluage : description et interprétation physique des interactions fatigue/fluage/oxydation"; thèse de Doctorat ès Sciences Physiques. Université de Technologie de Compiègne.

Mc Clintock F.A.; (1963); dans Fracture of solids; D.C. Drucker and J.J. Gilman, Eds; Interscience; New-York; pp. 65-102.

Mc Evily A.J.; (1977); "Current aspect of fatigue"; Metal Science Nr 11; pp. 274-284.

Malpertu J.L.; (1987); "Fatigue mécano-thermique d'un superalliage à base de nickel"; Thèse de doctorat; Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris.

Malpertu J.L. and Rémy L.; (1990); Met. Trans., Vol. 21 A; pp. 389-399.

Manson S.S.; (1973); dans Fatigue at Elevated Temperatures; ASTM STP 520; American Society for Testing and Materials; Philadelphia; pp. 744-782.

Marsh K.J., Smith R.A. and Ritchie R.O.; (1991); "Fatigue crack measurement techniques and applications"; EMAS; Warley; West Midlands; UK.

Miller K.J.; (1987); "The behaviour of short fatigue cracks and their initiation : part II a general summary"; Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.; vol. 10; n° 2; pp. 93-113.

Molins R.; (1995); "Oxydation de superalliages à base de nickel, Identification des mécanismes et conséquences sur le mode de propagation des fissures en fatigue à haute température"; Thèse de doctorat; Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris.

Mowbray D.F., Woodford D.A. and Brandt D.E.; (1973); "Fatigue at elevated temperatures"; ASTM STP 520; American Society for Testing and Materials; pp. 416-426.

Mowbray D.F. and Mc Connelle J.E.; (1976); "Thermal fatigue of materials and components"; ASTM STP 612; D.A. Spera and D.F. Mowbray Eds.; American Society for Testing and Materials; pp. 10-29.

Mudry F.; (1982); "Etude de la rupture ductile et de la rupture par clivage des aciers faiblement alliés"; Thèse de Doctorat ès Sciences; Université de Technologie de Compiègne.

NF A 03-404; (1991); "Pratique des essais de vitesse de propagation de fissure en fatigue"; Association Française de Normalisation (AFNOR); juin 1991; 1er tirage.

NF A 03-151;(1990); "Pratique des essais de traction"; Association Française de Normalisation (AFNOR)

Ostergren W.J.; (1977); Journal of Testing and Evaluation; Nr 4; pp. 327-339.

Paris P.C., Gomez M.C. and Anderson W.E.; (1961); "A rational analytic theory of fatigue"; Trend in Engineering; Univerity of Washington; Seattle; Washington; Vol. 13; N° 1.

Pilvin P.; (1988); "Identification des paramètres de modèles de comportement"; Proc. Mécamat; Besançon; pp 155-164.

Rau jr C.A., Gemma A.E. and Leverant G.R.; (1973); in Fatigue at Elevated Temperatures; ASTM STP 520; American Society for Testing and Materials; Philadelphia; PA; pp. 166-178.

Réger M., Rémy L.; (1988); Metallurgical Transactions A; Vol. 19A; septembre 1988; pp. 2259-2268.

Réger M., Rémy L.; (1988b); Materials Science Engineering A; 101; pp. 55-63.

Reuchet J., Rémy L.; (1983); "Fatigue oxydation interaction in a superalloy. Application to life prediction in high temperature low cycle fatigue"; Metallurgical Transactions A; vol. 14 A; janvier 1983; pp. 141-149.

Rémy L.; (1986); dans Fatigue à Haute Température, Proc. Conf.; Journées de Printemps de la SFM; 9-11 juin.

Rémy L., Bernard H. Malpertu J.L. and Rezaï-Aria F.; (1993); "Thermomechanical fatigue behaviour of materials"; ASTM STP 1186; (Edited by H. Sehitoglu); American Society for Testing and Materials; pp. 3-16.

Rémy L.; (1993); in Behaviour of Defects at high temperature; ESIS 15; R.A. Ainsworth and R.P. Skelton Ed.; Mechanical Engineering Publications; London; pp.167-187.

Rezaï-Aria F.; (1986); "Fatigue thermique et fatigue isotherme d'un alliage à base de cobalt : étude métallurgique de l'endommagement et modélisation"; Thèse de doctorat ès Sciences Physiques; Université de Paris-Sud Orsay.

Rezaï-Aria F., François M., Rémy L.; (1988); "Thermal fatigue of MAR-M509 superalloy"; Fatigue Fract. Eng. Mater. Struc.; pp. 277-289.

Rezaï-Aria F., Rémy L.; (1989); Engineering Fracture Mechanics; Vol. 34; pp. 283-294.

Rice J.R.; (1967); "Mechanics of crack tips deformation and extension by fatigue"; Fatigue crack propagation; ASTM STP 415; American Society for Testing and Materials; Philadelphia; pp. 247-309.

Robinson E.L.; (1952); Transactions; American Society of Mechanical Engineering; Vol 74 n° 5; pp 777-781 (cité par Spera, 1973).

Roux D.; (1990); "Fragilisation du Superwaspaloy par l'hydrogène"; Thèse de doctorat ès Sciences Physiques; Université de Paris-Sud Orsay.

Savalle S., Chaboche J.-L.; (1986); "Calcul de viscoplasticité cyclique et de durée de vie d'une pièce axisymétrique du moteur HM.60 en alliage Waspaloy"; rapport technique n° 62/1765 RY069 R; 07/86

Solomon H.D., Coffin L.F.; (1973); dans Fatigue at High Temperature; ASTM STP 520; American Society for Testing and Materials; Philadelphia; pp.112-122.

Soniak F.; (1989); "Fissuration en fatigue d'un superalliage de la métallurgie des poudres, l'Astroloy : influence de la longueur de fissure et de la température"; Thèse de doctorat; Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris.

Spera D.A.; (1969); NASA-TND-5485; National Aeronautics and Space Administration; Washintong D.C.

Spera D.A.; (1976); "Thermal fatigue of materials and components"; ASTM STP 612; D.A. Spera and D.F. Mowbray Eds.; American Society for Testing and Materials; pp. 3-9.

Srinivasan V., (1986), Final report for period 1/10/83 - 31/03/84, Materials Laboratory, Air Force Wright Aeronautical Laboratories, réf. AFWAL-TR-86-4045.

Strawley J.E.; (1976); "Wide range stress intensity factor expressions for ATM E399 standard fracture toughness"; International Journal of Fracture; vol. 12; pp. 475-476.

Taira S.; (1962); Academic Press; pp. 96-124.

Taira S.; (1973); dans Fatigue at Elevated Temperatures; ASTM STP 520; American Society for Testing and Materials; Philadelphia; pp. 239-254.

Tomkins B.; (1968); Philosophical Magazine; Vol. 18; pp. 1041-1066.

Vasseur E.; (1993); "Fatigue anisotherme et microstructutre de superalliages colonnaires"; Thèse de doctorat; Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris.

Weibull J.; (1951); Applied Mechanics; Vol. 18; pp.293-297.

Wood G.C., Stott F.H., Whittle D.P., Shida Y., Bastow B.D.; "The high temperature internal oxydation and intergranular oxydation of nickel chromium alloys"; Corrosion Science; Vol. 23; n°1; pp. 9-25.

Woodford D.A. Mowbray D.F.; (1974); Materials Science and Engineering; Vol. 16; pp. 5-43.

Woodford D.A.; (1983); "Environmental damage of cast nickel base superalloy"; Metallurgical Transaction 12; p. 299.

ANNEXE : PROPAGATION DE FISSURES

A.1. INTRODUCTION

En fatigue oligocyclique sur éprouvettes lisses, le comportement en fatigue se résume souvent à un problème de comportement en propagation du matériau sollicité jusqu'à des fissures de l'ordre de quelques millimètres (Dowling, 1977; Reuchet, 1983; Vasseur, 1993). Ceci est d'autant plus vrai dans le cas des matériaux pour lesquels la période d'amorçage des fissures est courte, c'est-à-dire lorsque le nombre de cycles à l'amorçage est inférieur à la moitié de la durée de vie. Pour l'IN 100, par exemple, la période d'amorçage est de l'ordre de 10 à 20 % de la durée de vie (Bernard, 1990). Dans ces conditions, il n'est possible d'obtenir une description fiable de la durée de vie qu'en étudiant l'évolution d'un défaut situé dans le matériau. Toute la difficulté réside alors dans le choix de la taille du défaut initial.

Classiquement, l'étude de l'évolution d'un défaut repose sur les concepts de la mécanique linéaire de la rupture : on utilise des éprouvettes entaillées que l'on sollicite en régime élastique en contrôlant l'amplitude de charge. Dans ces conditions, une fissure unique de grande taille se propage avec une zone plastique confinée à la pointe de celle-ci. La vitesse de propagation (da/dN) en régime stable est décrite en fonction de la taille de la fissure (a) et du chargement cyclique appliqué ($\Delta\sigma$). L'effet de ces deux paramètres peut être rationalisé à l'aide de la variation du facteur d'intensité de contrainte ΔK qui caractérise le champ de contrainte et de déformation en pointe de fissure.

Mais dans le cas de la fatigue oligocyclique, les fissures sont physiquement courtes et la condition de plasticité confinée n'est plus respectée. La sollicitation mécanique appliquée est suffisamment importante pour que l'essai puisse être contrôlé en déformation plastique. Il faut alors étudier la propagation en considérant une analyse élastoplastique ainsi que l'a montré Irwin en 1960. Par analogie avec la mécanique linéaire de la rupture, de nombreux auteurs ont proposé des modèles pour rationaliser la propagation d'une fissure dominante en utilisant différents paramètres tels que la longueur de fissure, la déformation plastique ou la contrainte maximale, sans pouvoir aboutir à une loi universelle.

Dans ce chapitre, nous analyserons donc la propagation des fissures sous deux aspects : la propagation de fissures longues en plasticité confinée, et la propagation de fissures courtes en plasticité généralisée. Dans les deux cas, nous tenterons de décrire le comportement des fissures en fatigue isotherme au moyen des paramètres physiques de la fissure et de paramètres mécaniques du matériau.

A.2. GEOMETRIE DES EPROUVETTES

A.2.a. Éprouvette de propagation de fissure en plasticité confinée

Les lois de propagation des grandes fissures ont été obtenues avec des éprouvettes de type CT (Compactes de Tension), très largement utilisées en mécanique linéaire de la rupture et abondamment calculées. Nous avons utilisé des éprouvettes de type CT 20 définies dans les normes ASTM E 647 et NF A 03-40 avec une largeur de 40 mm et une épaisseur de 8 mm. Le

plan de ces éprouvettes est représenté sur la figure A-1. Nous avons donné une forme de chevron à l'entaille mécanique afin de faciliter l'amorçage de la fissure. Malgré la faible épaisseur des éprouvettes, justifiée par les propriétés mécaniques du Superwaspaloy, l'analyse du comportement peut s'effectuer en déformation plane. Les éprouvettes sont prélevées dans une barre de 80 mm de diamètre de telle manière que la fissure se propage dans une direction similaire à celle d'une éprouvette tubulaire de fatigue oligocyclique.

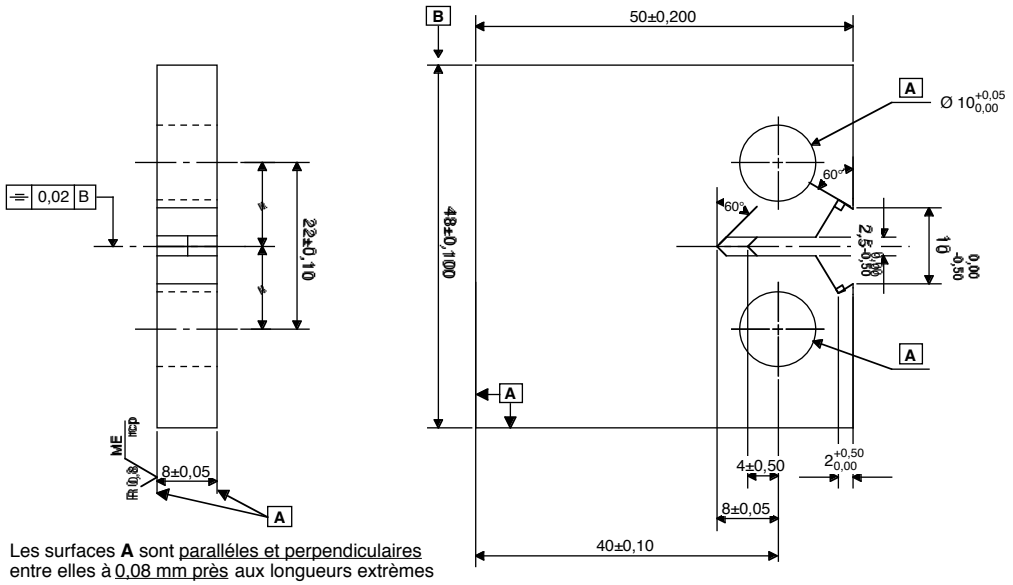


Figure A-1 : Éprouvette CT 20 utilisée pour l'étude de la propagation des fissures longues.

Les deux faces A des éprouvettes sont polies avec un état final obtenu à la pâte diamantée 3 μm, ceci afin de faciliter le suivi optique de la fissuration au cours de l'essai.

La préfissuration des éprouvettes CT est effectuée à la température ambiante (25°C) sous un chargement cyclique sinusoïdal dont la fréquence est de 20 Hz. Le rapport de charge ($R_\sigma = \sigma_{min}/\sigma_{max}$) est de 0,1 et le niveau de charge est réduit au fur et à mesure que la fissure croît de façon à minimiser la taille de la zone plastique en fond de fissure. La préfissuration s'achève lorsque le rapport a/w (longueur de la fissure / largeur utile de l'éprouvette) atteint la valeur de 0,3. La vitesse de fissuration est alors de l'ordre de 10^{-8} m/cycle, et la taille de zone plastique est estimée à environ 15 μm.

A.2.b. Éprouvette de propagation de fissure en plasticité généralisée

Nous avons utilisé des éprouvettes de traction de type SEN (Single Edge Notch) à simple entaille latérale (figure A-2). Cette géométrie présente l'avantage de générer une fissure bidimensionnelle dont le suivi est facile et autorise l'usage d'un capteur de déplacement pour mesurer la fermeture de fissure. Cette dernière indication permet de déterminer l'amplitude de charge qui contribue à la propagation de la fissure lorsque le rapport de charge R_σ est faible voire négatif.

Les éprouvettes sont prélevées dans une barre de 80 mm de diamètre de la même manière que les éprouvettes de type élément de volume; la fissure se propage alors dans une direction comparable à celle observée en fatigue oligocyclique. Une procédure d'usinage, définie ci-

dessous et mise au point par Soniak (1989) à l'ENSMP, confère aux fissures artificielles traversantes une très grande similitude aux défauts naturels. L'intérêt de cette procédure est aussi de confiner la zone et le sillage plastique.

L'éprouvette utilisée est présentée sur la figure A-2 avant et après réusinage. Dans un premier temps, l'ébauche (figure A-2a) de 18 mm de largeur et de 4 mm d'épaisseur est préfissurée à 25°C jusqu'à une longueur d'environ 2 mm suivant une procédure de décroissance de la charge imposée qui limite la plasticité et conduit à une vitesse finale de fissuration de l'ordre de 10^{-9} m/cycle. La charge est appliquée suivant un signal triangulaire de 40 Hz de fréquence et avec un rapport R_σ égal à 0,1 ($R_\sigma = \sigma_{min}/\sigma_{max}$). Ensuite, l'éprouvette est rectifiée pour réduire l'épaisseur de 4 à 2 mm et ne laisser qu'une petite fissure de 0,2 à 0,3 mm de longueur. Par polissage mécanique, il est encore possible de diminuer la taille de la fissure jusqu'à quelques dizaines de micron. Enfin, l'éprouvette est polie à la pâte diamantée jusqu'au grade de 3 μm sur ses quatre faces pour réduire les contraintes résiduelles et les rayures dues à l'usinage.

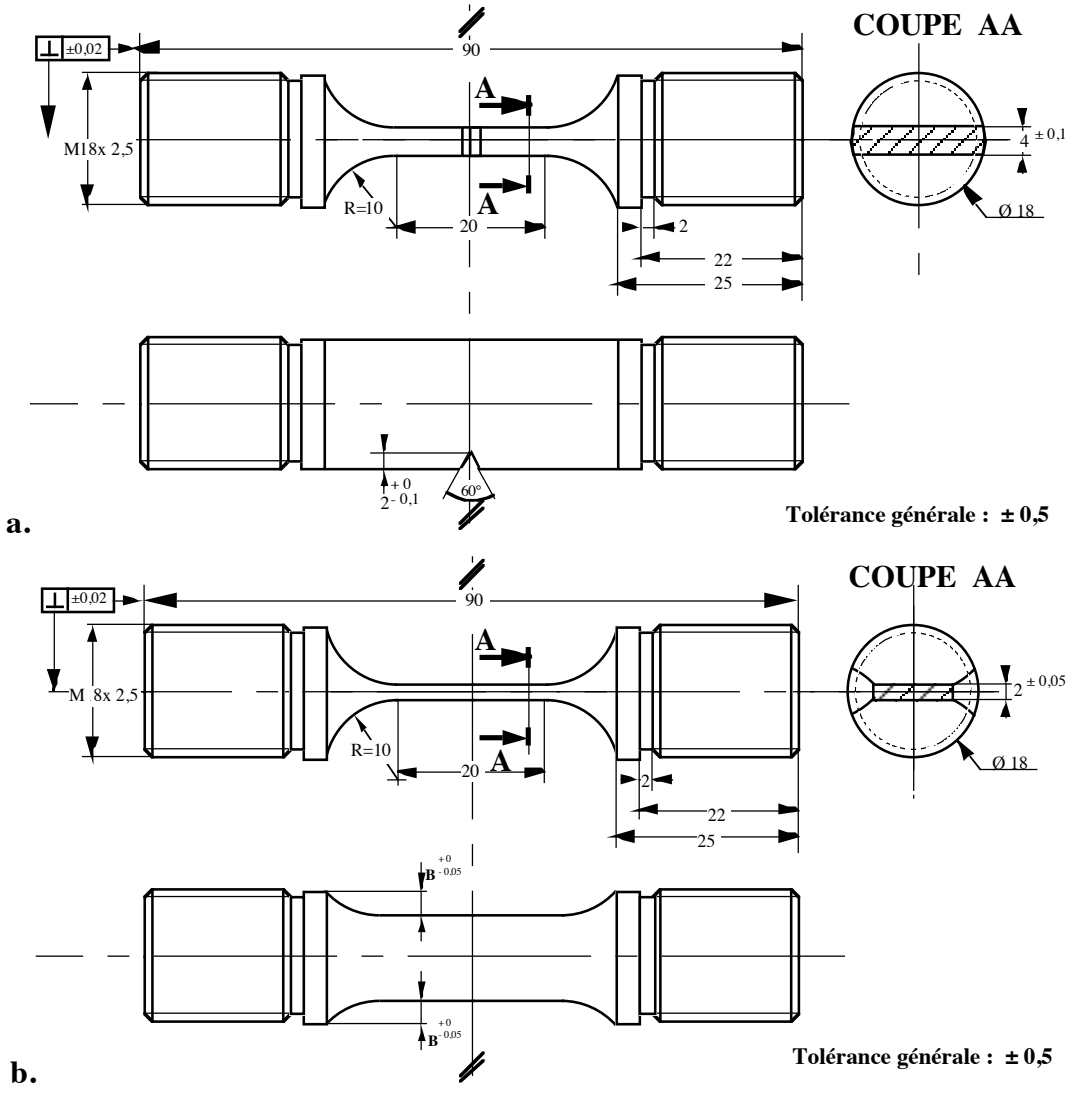


Figure A-2 : Plan de l'éprouvette de type SEN utilisée pour la propagation de fissure courte.
a - Éprouvette de préfissuration

b - Éprouvette de fissuration

Grâce à un bon alignement entre les axes de la machine et de l'éprouvette, la fissuration s'effectue dans un plan perpendiculaire à l'axe de traction, avec les mêmes avancées de fissure à droite et à gauche. Cet alignement et les têtes filetées de l'éprouvette nous ont permis de nous placer dans des conditions de traction uniforme.

A.3. MESURE DE A LONGUEUR DE LA FISSURE

La mesure de la longueur de fissure peut être faite, 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. Une revue complète des techniques de mesure des longueurs de fissure a été publiée récemment par Marsh et col. en 1991. Nous avons choisi une méthode de détection électrique bien adaptée à notre étude car elle permet le suivi en continu de la longueur de fissure à haute température. 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 Policella (1978) ou à Soniak (1989). La forte résistivité du matériau ($\rho \approx 100\ \mu\Omega$ cm) assure une bonne précision sur la mesure de la longueur de fissure. Cette précision est cependant liée à la distance entre les deux prises de potentiel : sur éprouvette SEN, elle est d'environ 0,5 mm et permet d'obtenir une précision de l'ordre du micromètre; la géométrie CT impose une distance de 4 mm environ, la précision n'est plus que de 5 à 10 μm. L'inconvénient de cette méthode est de nécessiter l'interruption de l'essai et le refroidissement de l'éprouvette pour effectuer un étalonnage optique. Afin de tenir compte d'une éventuelle courbure du front de fissure, l'étalonnage optique est réalisé après l'observation des surfaces de rupture à l'issue de l'essai.

Pour les éprouvettes de type CT, la vitesse de fissuration est une vitesse moyenne obtenue sur un intervalle de cycles choisi de façon à ce que l'écart de la vitesse d'avancée de fissure à chaque borne soit inférieure à 10 %. En ce qui concerne les éprouvettes SEN, le faible nombre de cycles qu'elles ont enduré nous a contraint à déterminer la vitesse de fissuration à chaque cycle dans le cas des plus fortes sollicitations ou sur un intervalle d'une dizaine de cycles lorsqu'elles étaient moins sollicitées.

A.4. RAPPELS SUR LA FERMETURE DE FISSURE

La notion de fermeture de fissure a été introduite par Elber (1970, 1971). A l'aide d'un capteur de déplacement, il a montré qu'une fissure de fatigue pouvait dans certains cas n'être ouverte que durant une partie du chargement. Les phénomènes d'ouverture et de fermeture de fissure sont observables sur une courbe charge (P) - ouverture (δ) comme celle présentée sur la figure A-3. En parcourant cette courbe à charge croissante, en partant de la charge minimale, on observe tout d'abord un premier comportement linéaire caractérisé par une complaisance $C=P/\delta$ égale à celle de l'éprouvette non fissurée. Ensuite, on observe une courbure négative qu'Elber

interprète comme étant caractéristique du phénomène de fermeture. Cette courbure correspond à l'ouverture progressive de la fissure lors du chargement. Le début de la courbure apparaît quand la fissure est encore complètement fermée, et la fin correspond au niveau d'ouverture lorsque la fissure est totalement ouverte. A partir de la charge à l'ouverture, le comportement est à nouveau linéaire et la complaisance C permet de calculer la longueur de fissure.

Lorsque la fissure s'ouvre dès le début du chargement, le paramètre mécanique qui régit sa propagation est : $\Delta\sigma = \sigma_{max} - \sigma_{min}$. Si la fissure reste fermée pendant une partie du chargement, ce paramètre devient : $\Delta\sigma_{eff} = \sigma_{max} - \sigma_{ouv}$, σ_{ouv} étant la contrainte à partir de laquelle la fissure s'ouvre lors du chargement, et $\Delta\sigma_{eff}$ est appelée amplitude de contrainte efficace. On peut à partir de là définir K_{ouv} et ΔK_{eff} si les conditions de la mécanique linéaire de la rupture sont respectées.

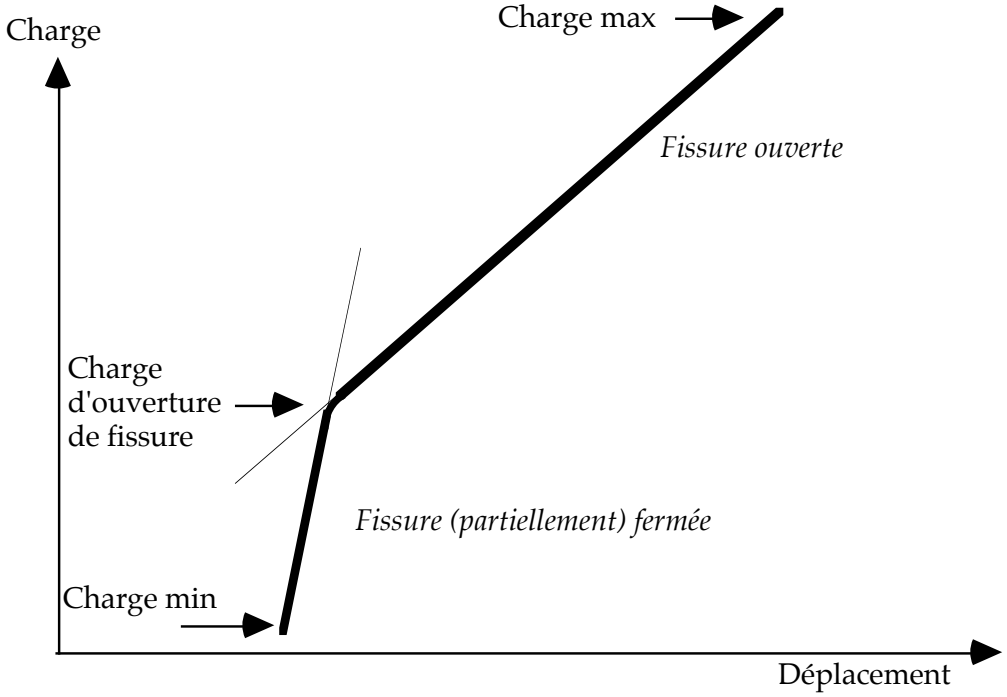


Figure A-3 : Représentation schématique d'une boucle charge déplacement en régime élastique.

Ce dernier concept rejoint une hypothèse posée par Rice (1967) pour relier théoriquement l'amplitude du facteur d'intensité de contrainte à la vitesse de fissuration. Il a postulé qu'une fissure ne se propage que si elle est ouverte. Par un calcul analytique, Rice a trouvé qu'une fissure soumise à une déformation antiplane se ferme à partir d'un rapport de charge allant de -0,015 à -0,1 lorsque la contrainte appliquée τ va de $0{,}2\tau_0$ à $0{,}6\tau_0$, τ_0 étant la limite élastique. (La déformation antiplane a peu d'intérêt pratique, mais elle permet de trouver des résultats analytiques. Les calculs par la méthode des éléments finis montre que l'écart entre les résultats trouvés avec ce mode de chargement et le mode I est assez faible). Ce concept de fermeture étendu par Elber est très fécond puisqu'il a permis maintes fois d'interpréter avec succès certains aspects particuliers des courbes de fissuration tels l'effet du rapport de charge, des surcharges, des fissures courtes, etc… Cependant, la définition quantitative d'Elber a été mise en défaut de nombreuses fois depuis qu'elle a été proposée. Mc Evily (1977), par exemple, suggère que la valeur élevée de la fermeture issue de cette formule provient entre autres, de l'utilisation de

plaques minces qui entraîne une rotation de l'éprouvette et donc une augmentation de la fermeture. Le résultat important d'Elber réside en fait dans la mise en évidence de la fermeture et de son effet sur la propagation, plutôt que dans sa définition quantitative qui est aujourd'hui encore sujette à caution. Nous utiliserons, pour notre part, ce concept de fermeture de fissure pour la description de nos résultats de propagation de fissure.

A.5. PROPAGATION DE FISSURES LONGUES EN PLASTICITE CONFINEE

Ici, le but de notre démarche est de déterminer les lois de fissuration du Superwaspaloy dans les conditions normalisées de la mécanique linéaire de la rupture. Dans ce domaine, l'outil le plus fécond est le facteur d'intensité de contrainte introduit par Irwin (1960) pour décrire l'état de contrainte élastique en pointe de fissure. Paris et col. ont mis en évidence en 1961 la linéarité dans un diagramme bilogarithmique de la vitesse d'avancée de fissure en fonction de l'amplitude du facteur d'intensité de contrainte. Cette constatation expérimentale fut ensuite justifiée par différents auteurs dont Rice en 1967 par exemple, qui ont trouvé rationnellement la loi de Paris en prenant comme hypothèse que la vitesse de propagation d'une fissure est proportionnelle à la zone de déformation plastique en pointe de fissure. L'avantage de l'utilisation du facteur d'intensité de contrainte (ΔK) réside dans le concept de similitude qui découle de son écriture et qui peut être énoncé ainsi : deux fissures différentes soumises à la même amplitude d'intensité de contrainte appliquée auront le même comportement en fatigue.

Dans ce paragraphe, nous présentons d'abord les conditions expérimentales de cet essai de propagation de fissure, puis les résultats expérimentaux aux températures de 200°C et de 750°C. Ces deux températures ont été retenues pour rester cohérent avec les résultats de fatigue oligocyclique.

A.5.a. Définition des conditions expérimentales

Les essais de propagation de fissure en plasticité confinée ont été conduits conformément à la norme Afnor NF A 03-40 sur les éprouvettes de type CT 20. Pour solliciter les éprouvettes, nous avons utilisé une machine hydraulique à asservissement numérique de marque Inströn équipée d'une cellule de charge de ±50 kN en dynamique. Le chargement appliqué était contant, de forme sinusoïdale et d'une fréquence de 1 Hz. Un rapport de charge (R_σ) de 0,1 a été choisi comme référence. Cependant, deux essais ont été réalisés en adoptant un rapport de charge de 0,7 de manière à appréhender les phénomènes d'ouverture de fissure.

Les essais ont été réalisés aux températures de 200°C et de 750°C qui sont les températures respectives des pics en tension et en compression du cycle de fatigue anisotherme. Pour cela, nous utilisons un four à image possédant trois lobes. Chaque lobe contient le foyer d'une ellipse où est située une lampe halogène à filament de tungstène d'une puissance de 1500 W. L'éprouvette est positionnée sur l'autre foyer. La température est mesurée par un thermocouple Chromel-Alumel soudé par point sur l'éprouvette, à une distance de 23 mm environ de l'axe de chargement et dans l'alignement du chevron qui sert à amorcer la fissure. Un étalonnage thermique nous a indiqué un gradient croissant d'environ 8°C entre le début et la fin de la fissure, c'est-à-dire entre 12 et 28 mm de longueur.

Pour réaliser un essai sous vide à la température de 750°C, l'éprouvette et le four sont placés dans une enceinte hermétique. Le vide est obtenu en utilisant un groupe de pompage de marque Alcatel composé d'une pompe primaire et d'une pompe à diffusion. Le vide secondaire est mesuré au moyen d'une jauge placée sur la partie supérieure de l'enceinte. Cet ensemble (figure A-4) permet d'atteindre un vide de 5 10^{-3} Pa (3,75 10^{-5} Torr) à la température de 750°C. La montée en température est effectuée par incrément d'amplitude variable de façon à limiter l'oxydation de l'éprouvette. A chaque température intermédiaire, nous effectuons un palier isotherme tant que la pression d'air de l'enceinte est supérieure à 5 10^{-3} Pa. Une fois la mise en température effectuée, la procédure expérimentale est identique à celle d'un essai sous air.

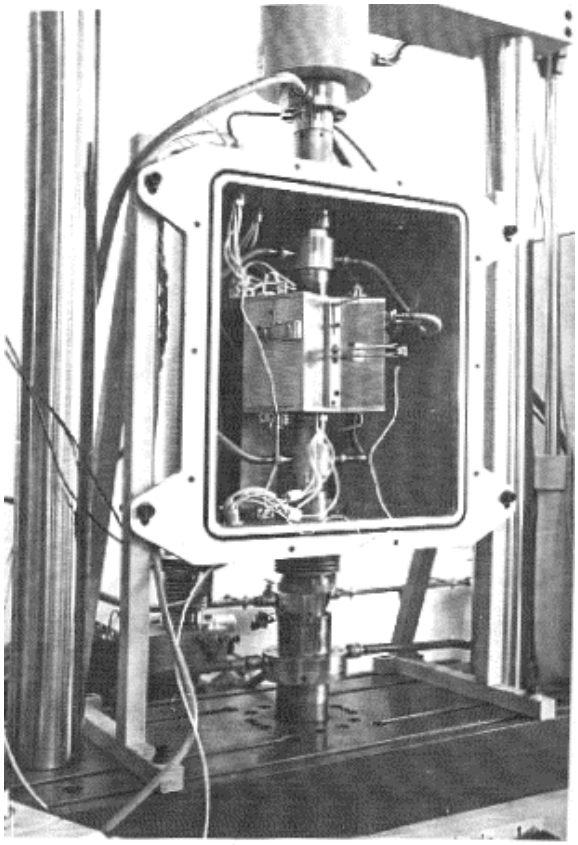


Figure A-4 : Enceinte à vide et dispositif d'extrensomètrie monté sur le four à lobes

L'expression du facteur d'intensité de contrainte K que nous avons utilisée, est celle recommandée par les normes ASTM E 647 et NF A 03-404. Le facteur d'intensité de contrainte a été déterminé par Strawley (1976) et s'écrit :

$$K = \frac{P}{B\ w^{1/2}}\ Y(a/w) \qquad \text{A.1}$$

avec

$$Y\left(\frac{a}{w}\right) = \frac{\left(1-\frac{a}{w}\right)\left(0,886+4,64\frac{a}{w}-13,31\left(\frac{a}{w}\right)^2+14,72\left(\frac{a}{w}\right)^3-5,6\left(\frac{a}{w}\right)^4\right)}{\left(1-\frac{a}{w}\right)^{3/2}} \qquad \text{A.2}$$

où P est la charge appliquée à l'éprouvette, a la longueur de la fissure, w la longueur utile de l'éprouvette et B l'épaisseur de l'éprouvette.

Cette expression, valable lorsque a/w est supérieur à 0,2, relève d'un calcul par la méthode des éléments finis dont l'analyse élastique entraîne une erreur inférieure à 7% (Miller, 1987).

Compte tenu de la préfissuration des éprouvettes, l'essai débute avec un rapport a/w de 0,3, et est interrompu lorsque la taille de la fissure atteint 28 mm, ce qui correspond à un rapport a/w de 0,7. Toutefois, l'essai peut être interrompu avant d'atteindre cette valeur si les conditions de validité au regard de la norme AFNOR ne sont plus respectées.

A.5.b. Résultats expérimentaux

Les courbes de fissuration du Superwaspaloy ont été définies sur une plage de l'amplitude du facteur d'intensité de contrainte (ΔK) s'étendant de 20 MPa$\sqrt{m}$ à 100 MPa$\sqrt{m}$. Nous avons reporté les courbes de propagation des fissures longues en fonction du paramètre ΔK sur la figure A-5, et en fonction du paramètre de chargement efficace ΔK_{eff} sur la figure A-6. Nous avons mesuré la fermeture lors de nos essais selon la procédure décrite au paragraphe A.4. Les mesures de complaisance n'ont pas permis de détecter de fermeture pour les essais réalisés avec un rapport de charge (R_σ) de 0,7. A $R_\sigma = 0,1$ sous air, nous avons mesuré de la fermeture seulement lorsque ΔK était inférieur à 28 MPa$\sqrt{m}$. Dans ce cas, la correction maximale de ΔK par la fermeture est inférieure à 2 MPa$\sqrt{m}$ pour ΔK = 20 MPa$\sqrt{m}$. Cette faible correction, de moins de 10%, montre que les phénomènes de fermeture de fissure sont peu importants dans le domaine du facteur d'intensité de contrainte exploré.

5.b.1. Effet de la température

Les courbes de fissuration obtenues à 200°C et à 750°C pour un rapport de charge de 0,1 permettent d'appréhender l'effet de la température sur la fissuration. Les deux courbes ont sensiblement la même allure entre 20 MPa$\sqrt{m}$ et 100 MPa$\sqrt{m}$, que l'on considère ΔK (figure A-5) ou ΔK_{eff} (figure A-6). La position relative de chacune de ces courbes indique qu'une augmentation de la température d'essai de 200°C à 750°C se traduit par une accélération de la vitesse de fissuration d'un facteur 10.

Entre 20 MPa$\sqrt{m}$ et 80 MPa$\sqrt{m}$, la propagation stable des fissures peut être décrite par une loi empirique de type Paris (1963) :

$$\frac{da}{dN} = C\ \Delta K^m \qquad \text{A.3}$$

avec une pente m proche de 2 pour les deux températures. Au-delà, la vitesse de propagation augmente plus rapidement en raison de la valeur de K_{max} qui s'approche de la ténacité K_{IC}. La courbe de fissuration obtenue à 200°C et R_σ = 0,1 nous permet d'estimer la ténacité du Superwaspaloy à cette température aux environs de 135 MPa$\sqrt{m}$.

5.b.2. Effet du rapport de charge

La propagation en fatigue à haute température (750°C) ne semble pas être sensible au rapport de charge dans notre domaine d'amplitude du facteur d'intensité de contrainte. Lorsque ΔK_{eff} (ou ΔK) est inférieur à 28 MPa$\sqrt{m}$, l'avancée par cycle (da/dN) est identique pour R_σ = 0,1 et 0,7. Au-delà de cette limite, les courbes divergent et la vitesse de fissuration devient plus rapide pour le rapport de charge de 0,7. La divergence des courbes s'explique par la valeur maximale du facteur d'intensité de contrainte qui se rapproche de la ténacité du Superwaspaloy à 750°C puisque pour R_σ= 0,7, un ΔK de 28 MPa$\sqrt{m}$ correspond à une valeur de K_{max} d'environ 93 MPa$\sqrt{m}$, alors que la ténacité du matériau est d'environ 100 MPa$\sqrt{m}$ à cette température.

A 200°C, il est délicat de rendre compte de l'effet du rapport de charge car il nous a été difficile d'obtenir des résultats corrects pour R_σ= 0,7 au-dessus de 25 MPa$\sqrt{m}$. Compte tenu des conditions de chargement et des propriétés mécaniques du matériau, la description de la fissuration à l'aide du facteur d'intensité de contrainte K n'est plus possible. En effet, la plasticité n'est plus confinée et affecte le calcul de K établi dans le cadre de l'élasticité. De plus, la fissure présente une ouverture résiduelle après déchargement, ce qui introduit des imprécisions considérables au niveau de la mesure électrique de sa longueur. Les quelques points valides de l'essai réalisé à R_σ= 0,7 tendent à montrer qu'il n'y a pas d'effet du rapport de charge à 200°C lorsque ΔK est compris entre 20 et 30 MPa$\sqrt{m}$.

5.b.3. Effet de l'environnement

Afin de caractériser l'influence de l'environnement sur le comportement en fissuration, nous avons étudié la propagation en fatigue sous un vide de 5 10^{-3} Pa. Ce vide semble être suffisant pour minimiser l'effet de l'oxydation d'après d'autres études. En effet, il existe une pression partielle d'oxygène en dessous de laquelle les vitesses de fissuration chutent brutalement. Ce phénomène a notamment été mis en évidence par Achter en 1963 sur du nickel sollicité en fatigue à 5 Hz pour 300°C et 816°C. Achter (1969) a également étudié le comportement en fluage du nickel à 600°C et montré que le temps à la rupture augmentait d'un facteur deux lorsque la pression d'oxygène devenait suffisamment faible. Pour le Waspaloy (Molins, 1995), la pression de transition a été trouvée voisine de 10^{-1} Pa ; elle semble indépendante de la microstructure et varie peu avec la température entre 650°C et 750°C.

La figure A-5 permet la comparaison des résultats obtenus sous air et sous vide pour R = 0,1 à la température de 750°C avec une fréquence de 1 Hz. Pour l'essai sous vide, les mesures de complaisance n'ont pas révélé de fermeture dans tout le domaine de ΔK exploré. L'évolution de da/dN-ΔK a la même allure sous air et sous vide, si ce n'est que l'on observe une réduction d'un facteur 3,5 de la vitesse de fissuration sous vide par rapport à celle obtenue sous air dans le régime de la loi de Paris. La vitesse de propagation à 750°C sous vide est aussi 3 fois plus importante qu'à 200°C lorsque ΔK est compris entre 20 MPa$\sqrt{m}$ et 100 MPa$\sqrt{m}$. Étant donné qu'à 200°C, il n'y a pas ou infiniment peu d'oxydation, nous raisonnablement avancer que cette différence illustre simplement l'effet de la température en l'absence d'effet lié à l'environnement.

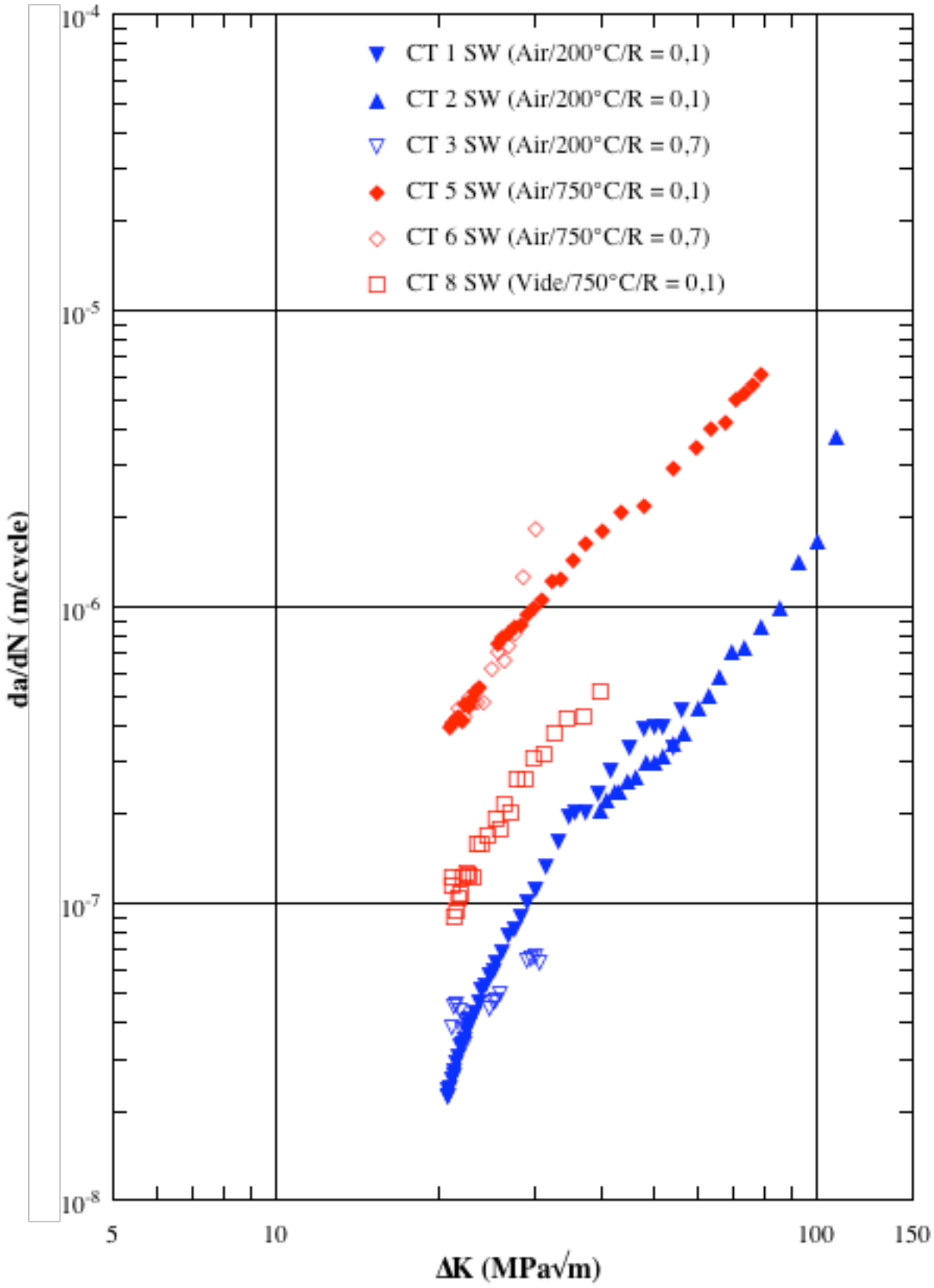


Figure A-5 : Évolution de la vitesse de fissuration da/dN en fonction de l'amplitude du facteur d'intensité de contrainte ΔK pour les fissures longues.

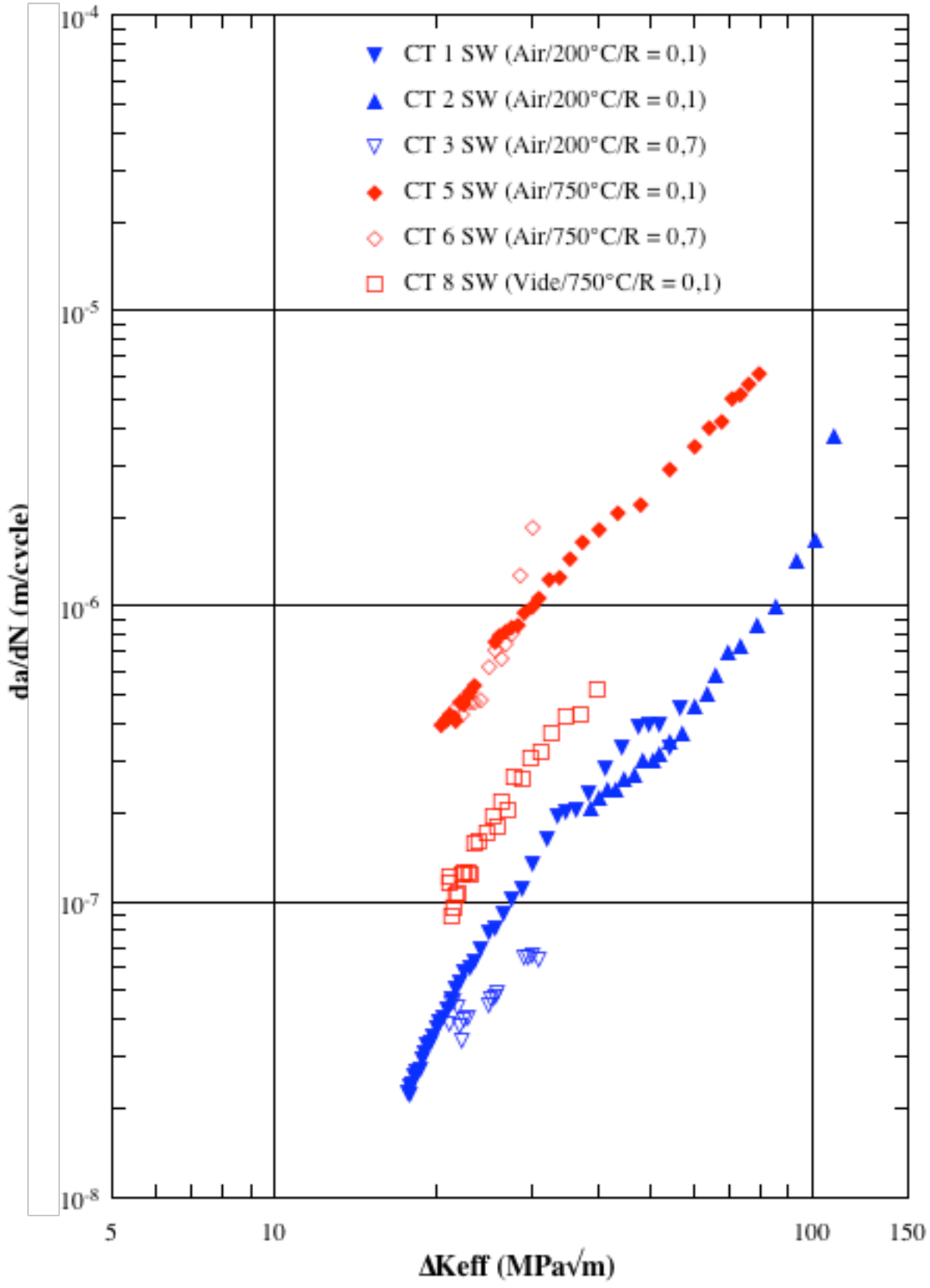


Figure A-6 : Évolution de la vitesse de fissuration da/dN en fonction de l'amplitude du facteur d'intensité de contrainte efficace ΔK_{eff} pour les fissures longues.

5.b.4. Identification des lois de Paris

Nous avons vu qu'il était possible de décrire la fissuration du Superwaspaloy au moyen de la loi de Paris (A.3) lorsque l'amplitude du facteur d'intensité de contrainte varie entre 20 et 80 MPa$\sqrt{m}$. Les coefficients de la loi de Paris ainsi que les valeurs de la ténacité que nous avons identifiés à partir de nos essais sont reportés dans le tableau A.1.

Tableau A.1: Coefficients C et m des lois de Paris et valeur de la ténacité

	750 °C sous air	750°C sous vide	200°C sous air
C	$4{,}182\ 10^{-10}$	$1{,}543\ 10^{-10}$	$6{,}064\ 10^{-11}$
m	2,2	2,2	2,2
K_{1C} (MPa$\sqrt{m}$)	≈ 100	≈ 100	≈ 135

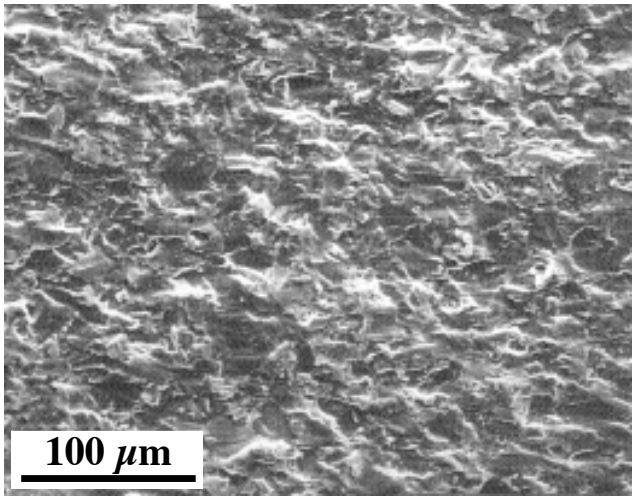
A.5.c. Observations métallographiques

Nous présentons ici les observations effectuées au microscope électronique à balayage sur les surfaces de rupture des éprouvettes de propagation de fissure, ainsi que sur le chemin de fissuration lorsqu'il est possible de conclure.

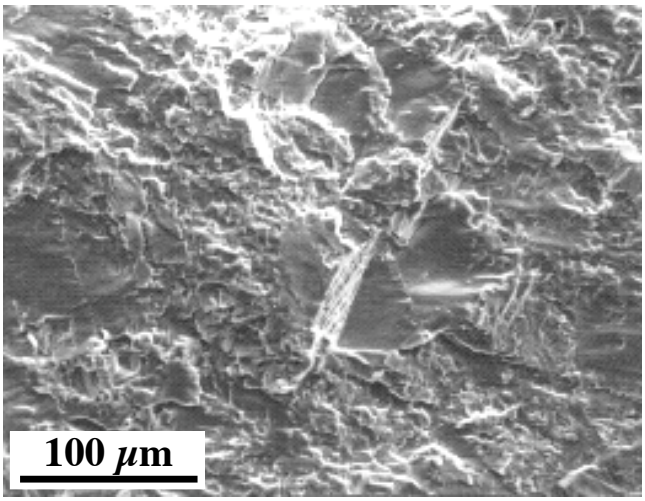
A 200°C sous air

Les figures A-7 et A-8 montrent les fractographies obtenues pour les éprouvettes sollicitées à 200°C sous air. A 20 MPa$\sqrt{m}$, le faciès de rupture est assez lisse avec parfois des décohésions perpendiculaires à la direction de propagation; la rupture semble être principalement transgranulaire. Lorsque le facteur d'intensité de contrainte augmente, le faciès présente de plus en plus de formes anguleuses et l'on observe une apparition croissante d'arêtes. Ceci indique que la propagation de fissure est toujours de type transgranulaire et que le caractère cristallographique de la rupture est favorisé par les fortes valeurs de ΔK.

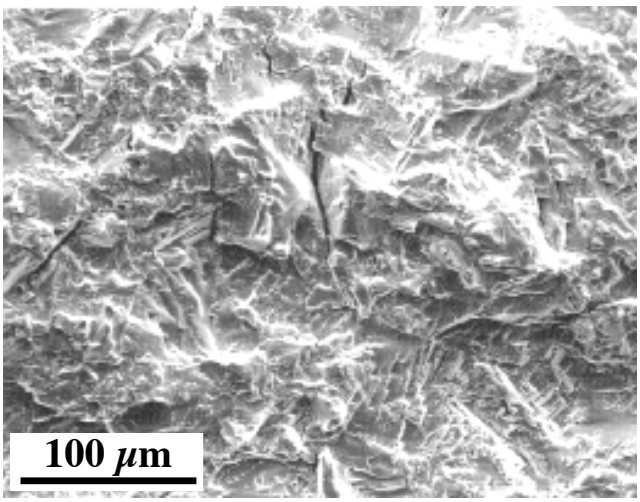
Le chemin de fissuration à l'extrémité de la fissure (figure A-9) révèle une importante zone de déformation plastique autour de la fissure. Dans cette zone, nous observons une grande densité de bandes de glissement que la fissure parait suivre durant sa croissance. C'est donc la déformation plastique qui est à l'origine des ruptures cristallographiques.



a. $\Delta K = 21$ MPa $\sqrt{m}$ da/dN = 2,4 10^{-8} m/cycle

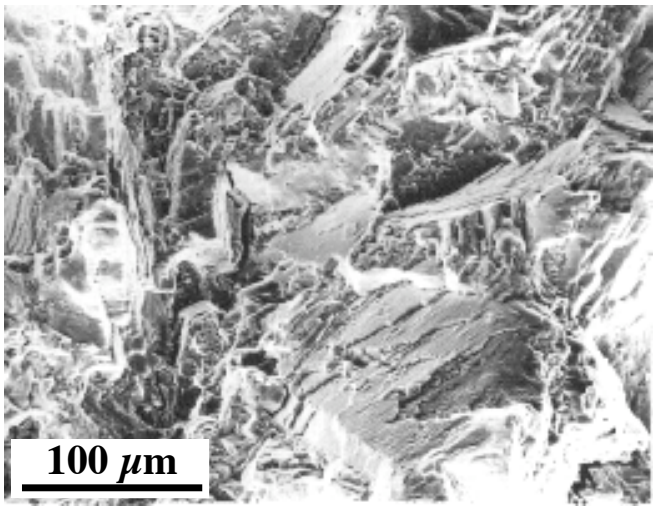


b. $\Delta K = 32$ MPa $\sqrt{m}$ da/dN = 1,5 10^{-7} m/cycle



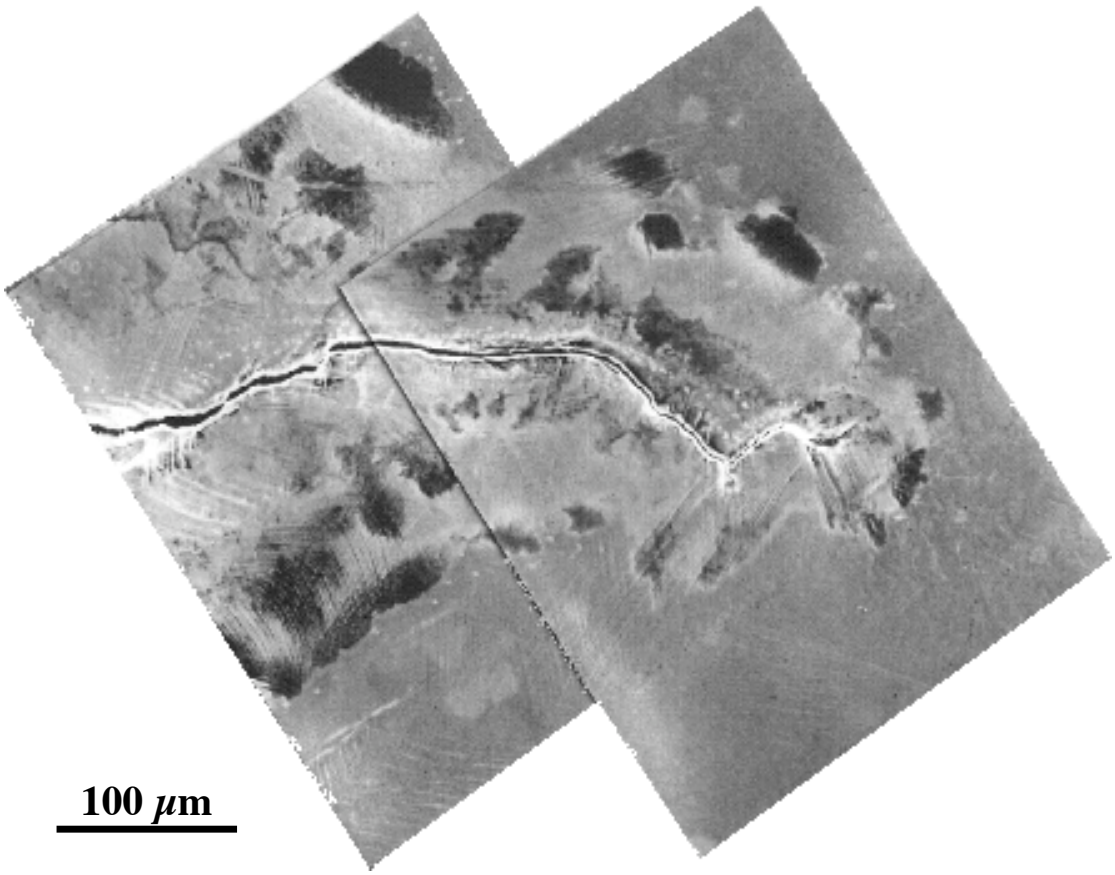
c. $\Delta K = 70$ MPa $\sqrt{m}$ da/dN = 7,1 10^{-7} m/cycle

Figure A-7 : Observation au M.E.B. du faciès de rupture des éprouvettes CT sollicitées à 200°C sous air avec un rapport de charge de 0,1.



$\Delta K = 109$ MPa $\sqrt{m}$ $da/dN = 3{,}7\ 10^{-6}$ m/cycle

Figure A-8 : Observation au M.E.B. du faciès de rupture de l'éprouvette CT 2 SW sollicitée à 200°C sous air avec un rapport de charge de 0,1.



$\Delta K = 109$ MPa $\sqrt{m}$ $da/dN = 3{,}7\ 10^{-6}$ m/cycle

Figure A-9 : Chemin de fissuration de l'éprouvette CT 2 SW sollicitée à 200°C sous air avec un rapport de charge de 0,1.

A 750°C sous air

Le faciès de rupture (figure A-10) est sans strie ni arête anguleuse entre 20 et 50 MPa$\sqrt{m}$. On remarque quelques décohésions perpendiculaires à la direction de propagation et un aspect granuleux dû à l'oxydation. Dans ce domaine d'exploration de ΔK, la fissuration est de type intergranulaire.

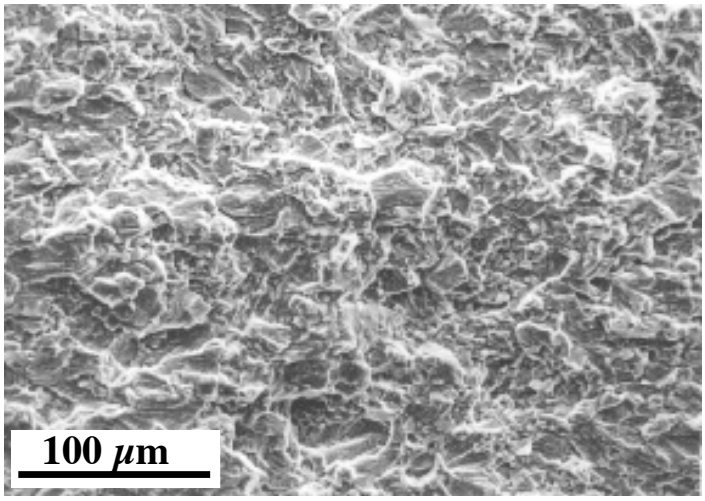
Au-delà de 50 MPa$\sqrt{m}$, on voit l'apparition de plages assez lisses comportant parfois des stries de fatigue. Ces plages apparaissent de manière progressive et deviennent majoritaires en fin d'essai ($\Delta K \approx 76$ MPa$\sqrt{m}$). La rupture évolue donc d'un mode mixte à forte dominance intergranulaire, à un mode exclusivement transgranulaire pour les fortes valeurs de ΔK.

A 750°C sous vide

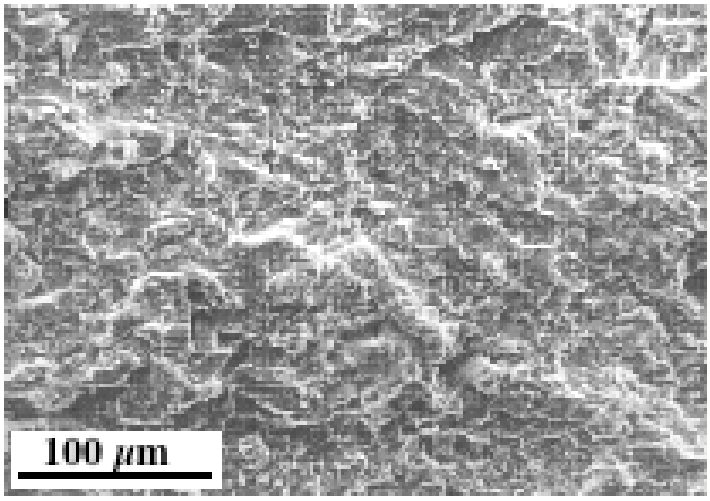
La figure A-11 montre la fractographie de l'éprouvette CT 8 SW fissurée sous vide à la température de 750°C pour $R_\sigma = 0,1$. Le faciès est beaucoup plus plat que sous air à la même température, et l'on observe des plages de stries tout au long de la fissuration qui attestent d'un mode de rupture transgranulaire.

Conclusions des observations

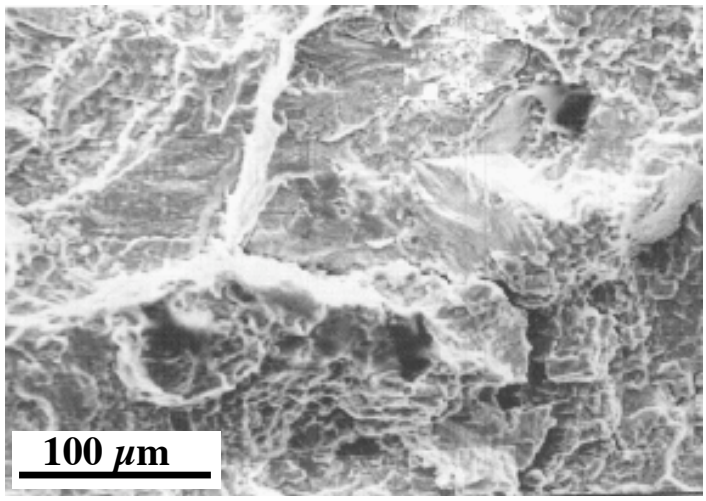
Il ressort de ces observations qu'une augmentation de la température favorise une rupture intergranulaire qui semble, cependant, dépendre de la vitesse de fissuration. L'écart d'un facteur 3,5 entre les vitesses de fissuration à 750°C sous air et sous vide montre l'existence d'un effet d'environnement avec une perte totale du caractère intergranulaire de la propagation sous vide malgré la fréquence de cyclage (1 Hz).



a. $\Delta K = 23$ MPa $\sqrt{m}$ $da/dN = 4{,}8\ 10^{-7}$ m/cycle

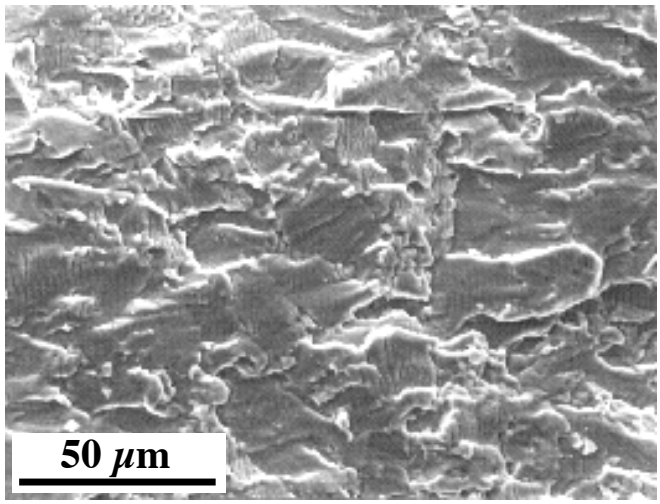


b. $\Delta K = 35$ MPa $\sqrt{m}$ $da/dN = 1{,}4\ 10^{-6}$ m/cycle

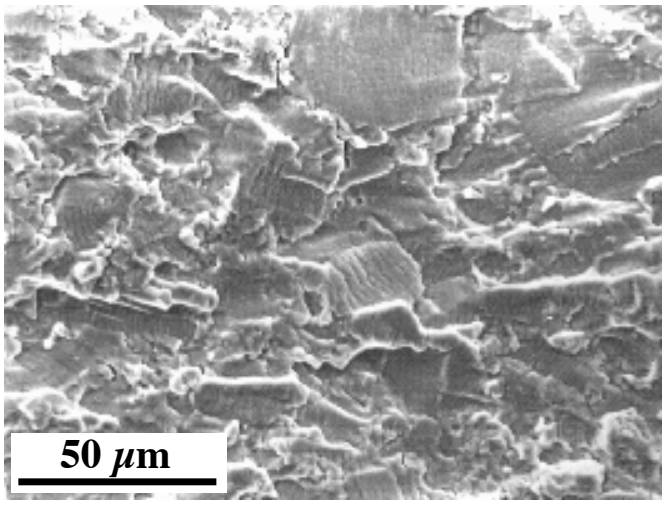


c. $\Delta K = 76$ MPa $\sqrt{m}$ $da/dN = 5{,}6\ 10^{-6}$ m/cycle

Figure A-10 : Observation au M.E.B. du faciès de rupture de l'éprouvette CT 5 SW sollicitée à 750°C sous air avec un rapport de charge de 0,1.



a. $\Delta K = 24$ MPa $\sqrt{m}$ da/dN = 1,6 10^{-7} m/cycle



b. $\Delta K = 37$ MPa $\sqrt{m}$ da/dN = 4,3 10^{-7} m/cycle

Figure A-11 : Observation au M.E.B. du faciès de rupture de l'éprouvette CT 8 SW sollicitée à 750°C sous vide avec un rapport de charge de 0,1.

A.6. PROPAGATION DE FISSURES COURTES EN PLASTICITE GENERALISEE

Nous allons étudier dans ce paragraphe l'évolution d'une fissure lorsque les conditions de sollicitation induisent une déformation plastique généralisée dans l'éprouvette comme c'est le cas en fatigue oligocyclique ou dans les pièces réelles. Pour cela, nous utilisons des éprouvettes de type SEN préfissurées selon la procédure décrite au paragraphe *A.2.b,* que nous sollicitons de la même manière que les éprouvettes de type élément de volume de la fatigue oligocyclique isotherme.

A.6.a. Définition des conditions expérimentales

L'essai de propagation de fissure courte est réalisé en contrôle de déformation et non en contrôle de charge. La déformation mécanique appliquée à l'éprouvette est mesurée à l'aide d'un capteur situé au niveau du ligament restant de l'éprouvette (figure A.12), alors qu'un second capteur est placé en tête de fissure afin de suivre les éventuels phénomènes d'ouverture et de fermeture de fissure.

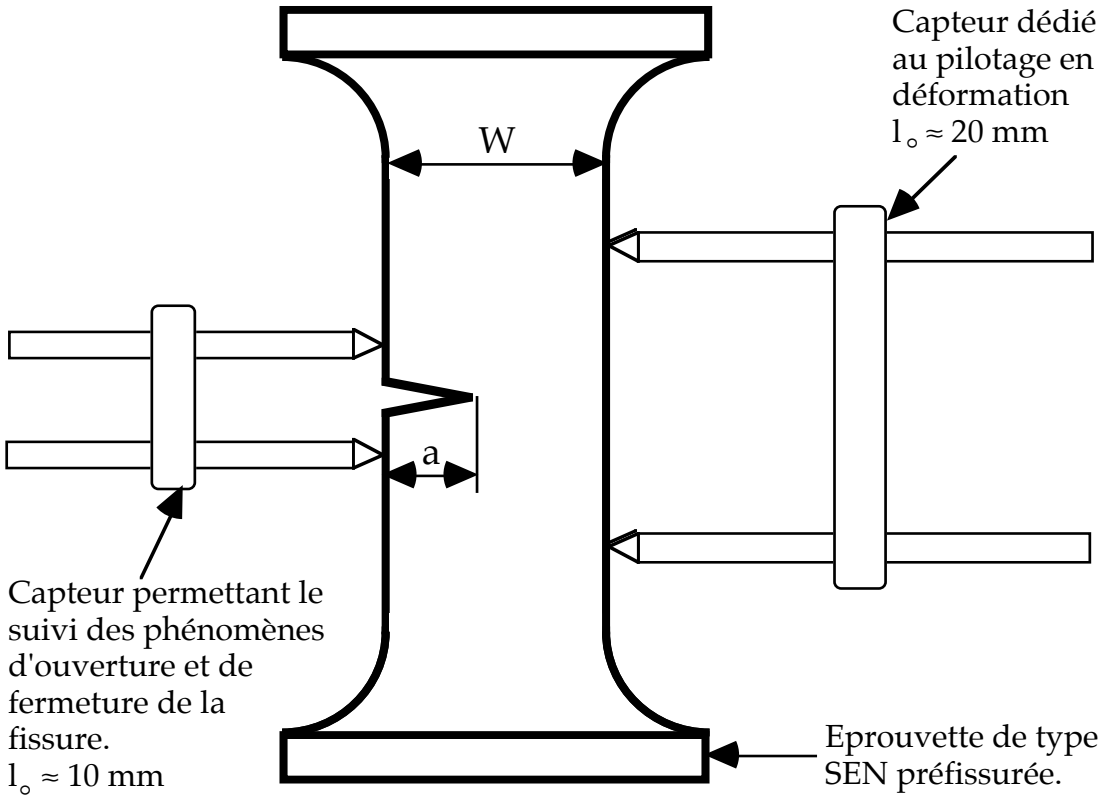


Figure A-12 : Disposition des capteurs pour l'essai de propagation de fissure courte.

Les essais de propagation de fissure sont réalisés aux températures de 200°C et de 750°C, et la forme du cycle de déformation mécanique appliquée diffère selon la température comme cela est illustré sur la figure A.13. A 200°C nous imposons une déformation mécanique qui varie entre 0 et $+\varepsilon$ ($R_\varepsilon = 0$), alors qu'à 750°C celle-ci est comprise entre 0 et $-\varepsilon$ ($R_\varepsilon = -\infty$). Les fréquences associées à chaque température sont différentes, à savoir 0,01 Hz pour 200°C et 6,25 10^{-3} Hz

pour 750°C, et au sein de chaque type de cycle les vitesses de chargement et de déchargement sont différentes.

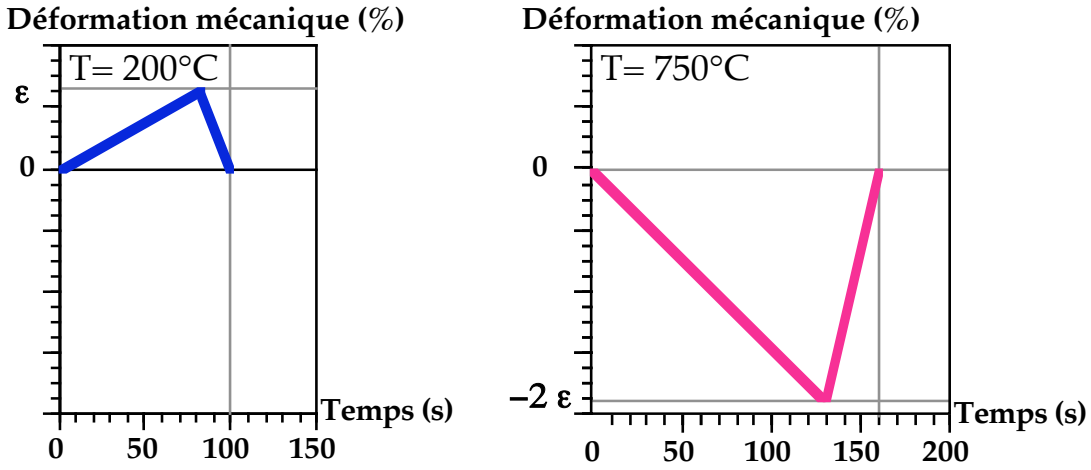


Figure A-13 : Cycles de déformation mécanique des essais de propagation de fissure courte.

A la température de 200°C, les essais sont réalisés sous air; pour la température de 750°C une série d'éprouvettes est testée sous air et une autre sous vide afin d'étudier les effets de l'oxydation sur l'endommagement du matériau. Le chauffage est assuré par un four à radiation d'une puissance de 6 kW, et la régulation en température est réalisée à partir d'un thermocouple soudé sur la face opposée à celle de la fissure et dans le même plan.

Pour réaliser les essais sous air, nous avons recours à une machine électromécanique à vis de marque Inströn, d'une capacité en charge de ± 50 kN. Le pilotage de cette machine est réalisé par le module isotherme du programme décrit dans le cadre de la fatigue anisotherme ; l'asservissement s'effectue en boucle fermée sur la consigne délivrée par le micro-ordinateur.

Les résultats sous vide sont obtenus en utilisant une machine hydraulique de marque Inströn, équipée d'une cellule de charge de ± 50 kN. Cette machine équipée d'une servo-valve à faible débit, permet la réalisation d'essais à faible fréquence (6,25 10^{-3} Hz dans notre cas). Le cycle de fatigue est imposé à l'éprouvette par l'intermédiaire d'un générateur numérique de signal entièrement paramétrable. Le dispositif expérimental diffère du précédent par une enceinte conçue pour réaliser les essais sous vide (figure A-4) qui reçoit l'éprouvette, le four et un système d'extensométrie. Le chauffage n'est effectué que lorsque la pression à l'intérieur de l'enceinte est inférieure à 5 10^{-3} Pa (3,75 10^{-5} Torr). La montée en température est effectuée par incréments d'amplitude variable de façon à limiter l'oxydation de l'éprouvette. A chaque température intermédiaire, nous effectuons un palier isotherme tant que la pression d'air de l'enceinte est supérieure à 5 10^{-3} Pa. Une fois la mise en température effectuée, la procédure expérimentale est identique à celle d'un essai sous air.

En général, l'essai est interrompu pour chaque éprouvette lorsque la taille (a) de la fissure est telle que le rapport a/w (w : largeur de l'éprouvette) est de 0,3. Cependant il est arrivé que des éprouvettes flambent avant cette limite, et dans ce cas les résultats n'ont été considérés comme valides que jusqu'au cycle précédant le flambage.

Le dépouillement des essais est réalisé à intervalles de cycles réguliers (entre 1 et 100) à partir des grandeurs directement mesurées (temps, déformation mécanique, contrainte, longueur de fissure, ouverture de la fissure) et des grandeurs déduites de la réponse du matériau (déformation élastique, déformation inélastique).

Avant de présenter les résultats expérimentaux, il est judicieux de revenir sur la définition de certaines grandeurs caractérisant la réponse mécanique du matériau durant cet essai de fissuration. En effet, l'essai de propagation de fissure courte est réalisé dans des conditions similaires à celles d'un essai de fatigue oligocyclique isotherme, mais la réponse du matériau est très fortement dépendante de la croissance de la fissure. La charge, par exemple, a tendance à décroître lorsque la longueur de la fissure augmente alors que la contrainte dans le ligament restant ne peut qu'augmenter ou rester constante. Pour le dépouillement de nos essais, nous avons choisi d'exprimer le chargement à l'aide de la contrainte nominale (*i.e.* charge / section initiale) puisque cette dernière est très largement utilisée dans les lois de fissuration par fatigue (Bathias & Baillon, 1988). L'amplitude de déformation inélastique est alors calculée à partir de l'expression :

$$\Delta\varepsilon_m = \Delta\varepsilon_e + \Delta\varepsilon_{in} = \frac{\Delta\sigma}{E} + \Delta\varepsilon_{in} \qquad \text{A.4}$$

où $\Delta\varepsilon_m$ est l'amplitude de déformation mécanique imposée au ligament restant pendant l'essai, $\Delta\varepsilon_e$ est l'amplitude de déformation élastique, $\Delta\varepsilon_{in}$ est l'amplitude de déformation inélastique, $\Delta\sigma$ est l'amplitude de contrainte nominale et E le module d'Young de l'éprouvette.

Le capteur placé en tête de fissure nous renseigne sur l'ouverture de celle-ci durant le cyclage mécanique. Nous avons pris la liberté d'assimiler cette information à une déformation en la normalisant par la distance initiale séparant les deux tiges du capteur. De cette manière, il est possible de comparer les boucles contrainte-déformation obtenues par les deux capteurs de déformation, celles relatives à la fissure étant désignées par "déformation fissure" ou "$\varepsilon_{fissure}$".

A.6.b. Résultats expérimentaux

Nous avons reporté la liste des essais de propagation de fissure courte dans le tableau A.2 en précisant les paramètres expérimentaux pour chaque éprouvette. L'amplitude de déformation inélastique ($\Delta\varepsilon_{in}$) est mesurée sur la boucle contrainte-déformation du premier cycle de fatigue et permet de s'assurer de l'état de plasticité généralisée de l'éprouvette. Le nombre de cycles (N_p) correspond au nombre de cycles que l'éprouvette a enduré, soit jusqu'au critère d'interruption de l'essai (a/w = 0,3), soit jusqu'à son flambage.

La figure A-14 montre des boucles d'hystérésis contrainte-déformation obtenues à 200°C pour différents rapports a/w. Ces boucles semblent indiquer que la sollicitation mécanique n'est pas suffisante pour maintenir l'état de plasticité généralisée des éprouvettes. En fait, à cette température, la déformation inélastique apparente n'est réellement importante qu'au premier cycle de fissuration, sauf pour l'éprouvette SEN 0 SW ($\Delta\varepsilon_m$ = 1,38 %) dont l'amplitude de déformation plastique est quasiment constante. A partir du second cycle, la croissance de la fissure va conduire à une augmentation de niveau de déformation inélastique jusqu'à un maximum en fin d'essai.

Tableau A.2 : Liste des essais de propagation de fissure courte.

Essai		Fréquence	$\Delta\varepsilon_m$	$\Delta\varepsilon_{in}$ (1)	$a_{initial}$	N_p	Référence
Température	Milieu	(Hz)	(%)	(%)	(mm)	(Cycle)	éprouvette
200°C	Air	0,01	1,50	0,67	0,299	6	SEN 0 SW
200°C	Air	0,01	1,00	0,55	0,088	728	SEN 7 SW
200°C	Air	0,01	0,85	0,30	0,290	210	SEN 8 SW
750°C	Air	$6{,}25\ 10^{-3}$	1,38	0,40	0,749	22	SEN 1 SW
750°C	Air	$6{,}25\ 10^{-3}$	1,00	0,16	0,504	31	SEN 3 SW
750°C	Air	$6{,}25\ 10^{-3}$	0,55	0,10	0,201	1800	SEN 5 SW
750°C	Vide	$6{,}25\ 10^{-3}$	1,38	0,38	0,234	66	SEN 11 SW
750°C	Vide	$6{,}25\ 10^{-3}$	0,80	0,12	0,385	310	SEN 12 SW

(1) : déformation inélastique mésurée pour le premier cycle de fatigue

Sur les boucles relevées en tête de la fissure, nous constatons que la charge correspondant à l'ouverture de la fissure dépend fortement de la longueur de fissure. Lorsque celle-ci est faible, la charge d'ouverture est très largement positive, mais elle diminue avec la croissance du défaut pour devenir négative assez rapidement (a/w ≈ 0,1). Enfin, la déformation associée à la fissure est systématiquement plus importante que la déformation mécanique quel que soit le niveau de sollicitation, et le bâillement de la fissure augmente avec la longueur de celle-ci.

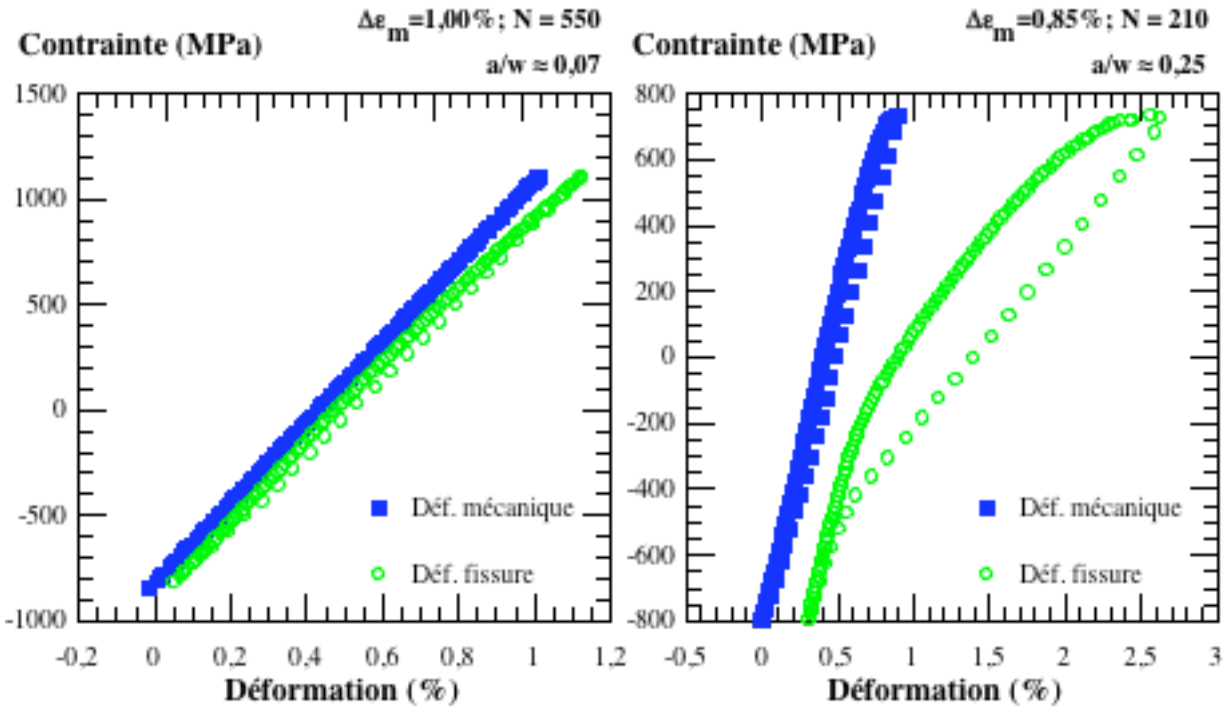


Figure A-14 : Allure des boucles contrainte vs déformation pour les essais de propagation de fissure courte à 200°C et 0,01 Hz.

Nous avons reporté sur la figure A-15 quelques boucles d'hystérésis contrainte-déformation obtenues à 750°C pour un rapport a/w de 0,17. A cette température, la déformation plastique généralisée des éprouvettes est observée tout au long du cyclage mécanique pour les niveaux de sollicitation appliqués. Lorsque la déformation mécanique est importante ($\Delta\varepsilon_m \geq 1$ %), les mesures de déformation effectuées en tête de fissure ne permettent pas de détecter une charge correspondant à l'ouverture de la fissure en raison de l'importance de la déformation inélastique. Par contre, pour la sollicitation la plus faible, on observe que la fissure est ouverte alors que l'éprouvette est en compression, et ces, dès les premiers cycles de fatigue.

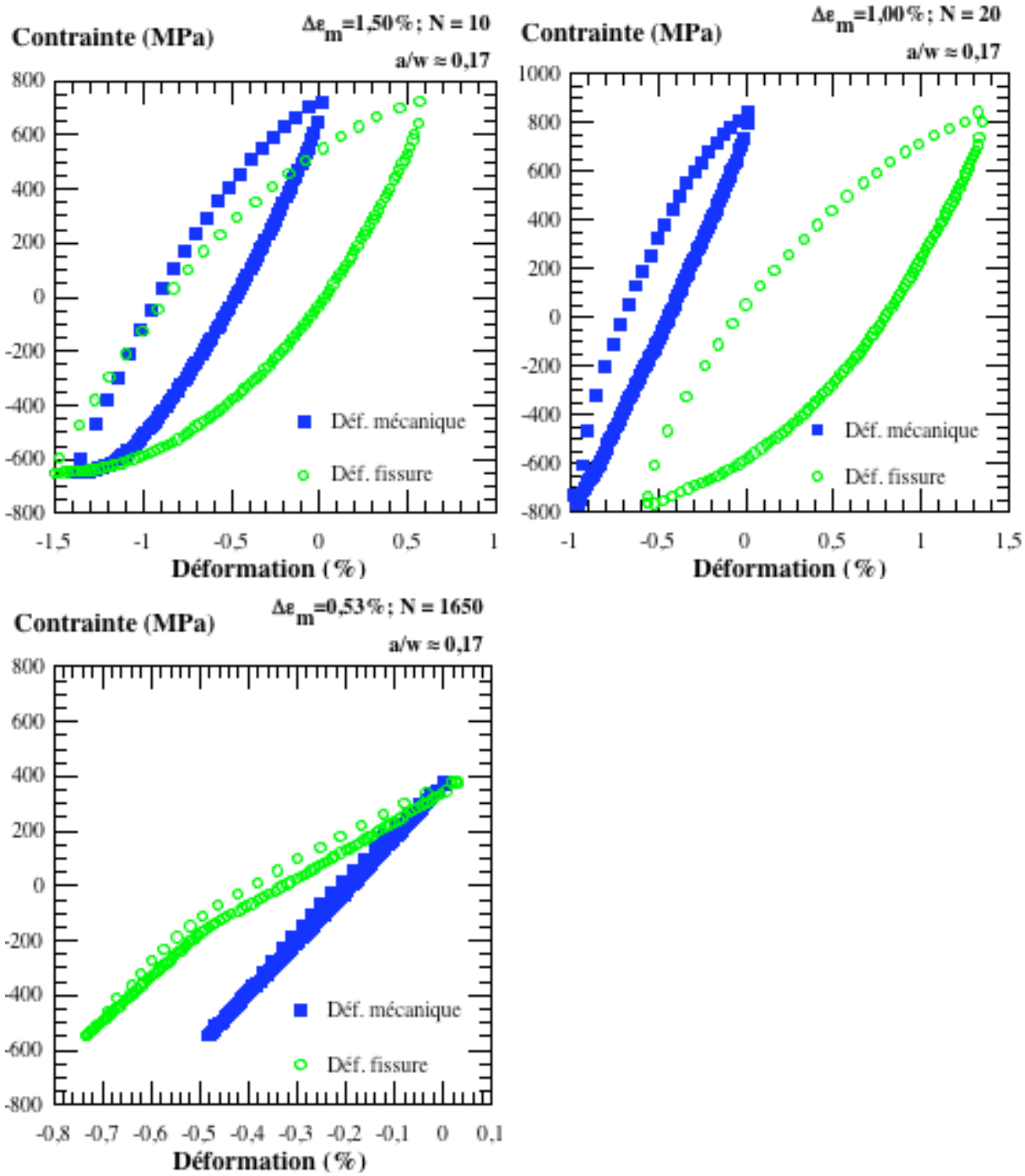


Figure A-15 : Allure des boucles contrainte vs déformation pour des essais de propagation de fissure courte à 750°C et 6,25 10^{-3} Hz.

Les déplacements mesurés sur la face entaillée de l'éprouvette dépendent du niveau de déformation appliqué ou de la contrainte moyenne de l'essai. Lorsque la contrainte moyenne est positive ou nulle (cas des grandes déformations), le déplacement maximum mesuré sur la face entaillée est plus important que celui du ligament restant, alors que les valeurs minimales sont quasiment identiques. La fissure s'ouvre donc largement à chaque cycle et se referme totalement ou presque. En revanche, pour l'essai réalisé à $\Delta\varepsilon_m$= 0,53 %, la fissure s'ouvre peu (valeurs maximales égales), mais à sa fermeture, les surfaces libres subissent d'importantes déformations plastiques locales afin de permettre un déplacement plus important vers les valeurs négatives. Il en résulte un matage des surfaces de rupture que l'on observe sur le faciès de la figure A-25.

La figure A-16 regroupe les variations des contraintes maximales et minimales avec le nombre de cycles écoulés au cours des essais de propagation de fissure courte à 200°C. La figure A-17 présente l'évolution de la contrainte moyenne pour ces mêmes essais. On constate que la réponse en contrainte se stabilise dès les premiers cycles pour toutes les éprouvettes, malgré la croissance de la fissure qui doit entraîner une chute de la contrainte apparente. Nous n'observons cette chute de contrainte que dans les derniers cycles pour des rapports a/w supérieurs à 0,2. On peut donc supposer qu'il y a un durcissement du matériau en cours d'essai. En ce qui concerne les contraintes moyennes, elles sont assez largement positives, de l'ordre de 200 MPa, ce que nous pouvons corréler à l'ouverture résiduelle des fissures en fin d'essai.

A 750°C, les contraintes maximales et minimales évoluent tout au long du cyclage mécanique (figure A-18). Pour les éprouvettes les plus fortement sollicitées ($\Delta\varepsilon_m$ > 1%), la contrainte maximale chute dès le second cycle, alors que la contrainte minimale croît continuellement. Pour les éprouvettes sollicitées plus faiblement, les contraintes maximales et minimales varient dans le même sens, vers des valeurs croissantes, jusqu'en fin d'essai où l'on constate une chute de la contrainte maximale en raison de la taille de la fissure (> 2 mm). Sur la figure A-19, nous constatons que l'évolution de la contrainte moyenne diffère pour les deux groupes d'éprouvettes que nous venons de définir. Pour les grandes amplitudes de déformation mécanique, la contrainte moyenne est légèrement positive ou nulle et est relativement constante lorsque la longueur de fissure est inférieure à 1 mm, puis elle décroît régulièrement à chaque cycle. Aux amplitudes les plus faibles, la contrainte moyenne ne cesse d'augmenter depuis des valeurs très basses (-220 MPa et -340 MPa) pour ne décroître qu'en fin d'essai, lorsque la taille de la fissure est d'environ 2 mm. Ces observations sont comparables à celles effectuées en fatigue oligocyclique isotherme à 750°C.

Les figures A-20 et A-21 montrent l'évolution des vitesses de fissuration en fonction de la longueur de fissure à 200°C et à 750°C, respectivement. Lorsque les durées de vie des éprouvettes sont suffisamment longues, les vitesses sont obtenues en effectuant une moyenne sur quelques cycles (de 5 à 50) de l'avancée de fissure, mais pour les essais les plus courts, la vitesse est calculée à chaque cycle. On constate que la propagation des fissures en plasticité généralisée

s'effectue à des vitesses extrêmement rapides allant de $2\ 10^{-7}$ m/cycle à $2\ 10^{-3}$ m/cycle. La vitesse de propagation semble dépendre des conditions de chargement et de la longueur de fissure. En effet, lorsque la fissure est suffisamment courte ($a \leq 1$ mm), sa propagation s'effectue à vitesse quasi constante, alors qu'au-delà de cette limite, la vitesse de fissuration augmente à peu près linéairement avec la longueur de fissure dans un diagramme bi-logarithmique $da/dN = f(a)$.

La comparaison de courbes obtenues à haute température avec et sans effet d'environnement nous révèle que l'oxydation n'a pas d'incidence sur l'allure des courbes, mais seulement sur la valeur initiale de la vitesse de propagation qui est, sous air, trois fois plus importante que sous vide. Cette différence semble diminuer avec la longueur de la fissure pour s'annuler en fin d'essai. Il semble cependant que l'allure des courbes peut être différente lorsque le niveau de déformation mécanique est faible, ou plus précisément, lorsque la déformation plastique généralisée est faible.

Nous retiendrons de ces résultats que la description de la fissuration en plasticité généralisée doit tenir compte de l'existence de deux régimes. Dans le premier, la vitesse de propagation est constante et peut être estimée en effectuant une approche locale de la rupture en tête de fissure. Pour le second régime, il convient d'adopter une description de la fissuration exprimant l'augmentation de la vitesse de propagation avec la longueur de fissure, comme celle de Tomkins notamment.

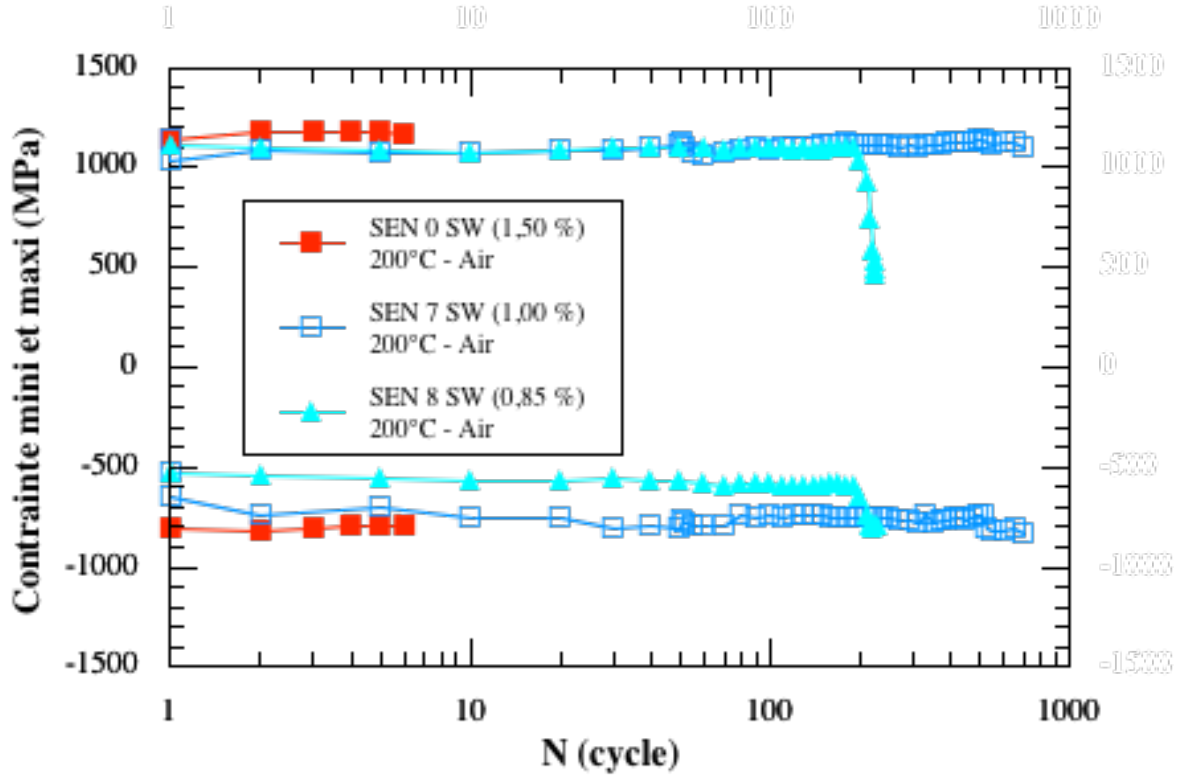


Figure A-16 : Evolution des contraintes maximales et minimales en fonction du nombre de cycles pour les essais de propagation de fissure courte à 200°C et 0,01 Hz.

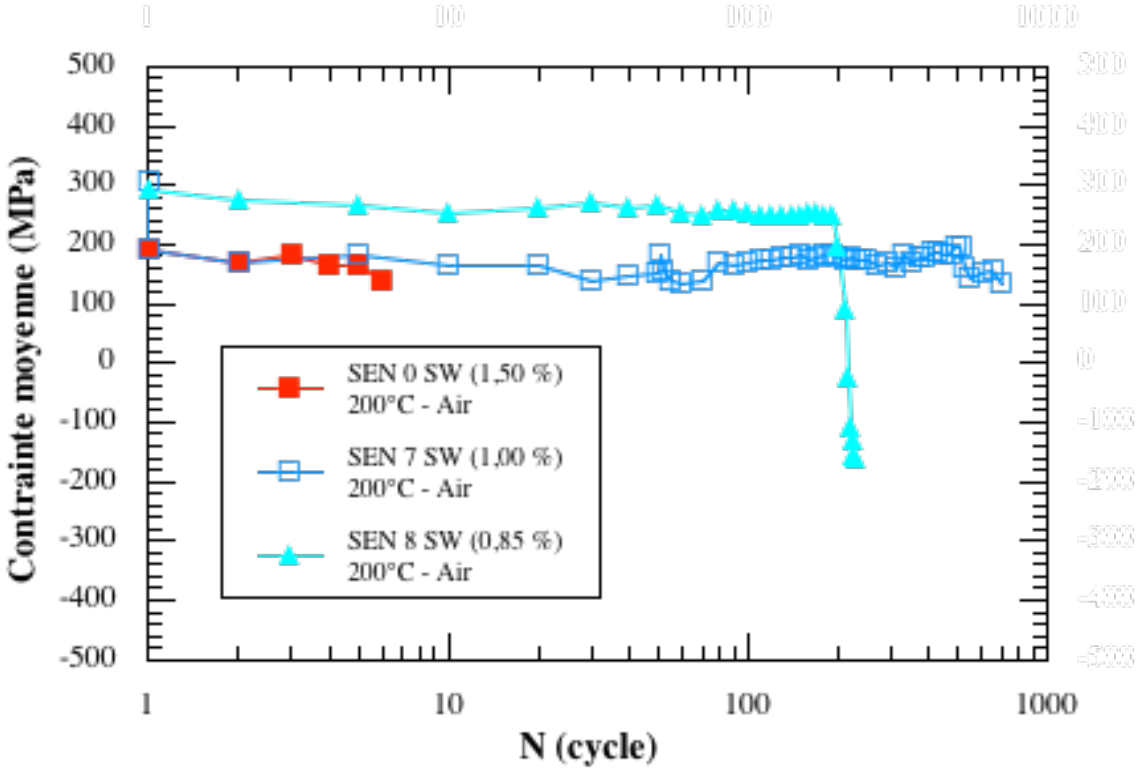


Figure A-17 : Evolution de la contrainte moyenne en fonction du nombre de cycles pour les essais de propagation de fissure courte à 200°C et 0,01 Hz.

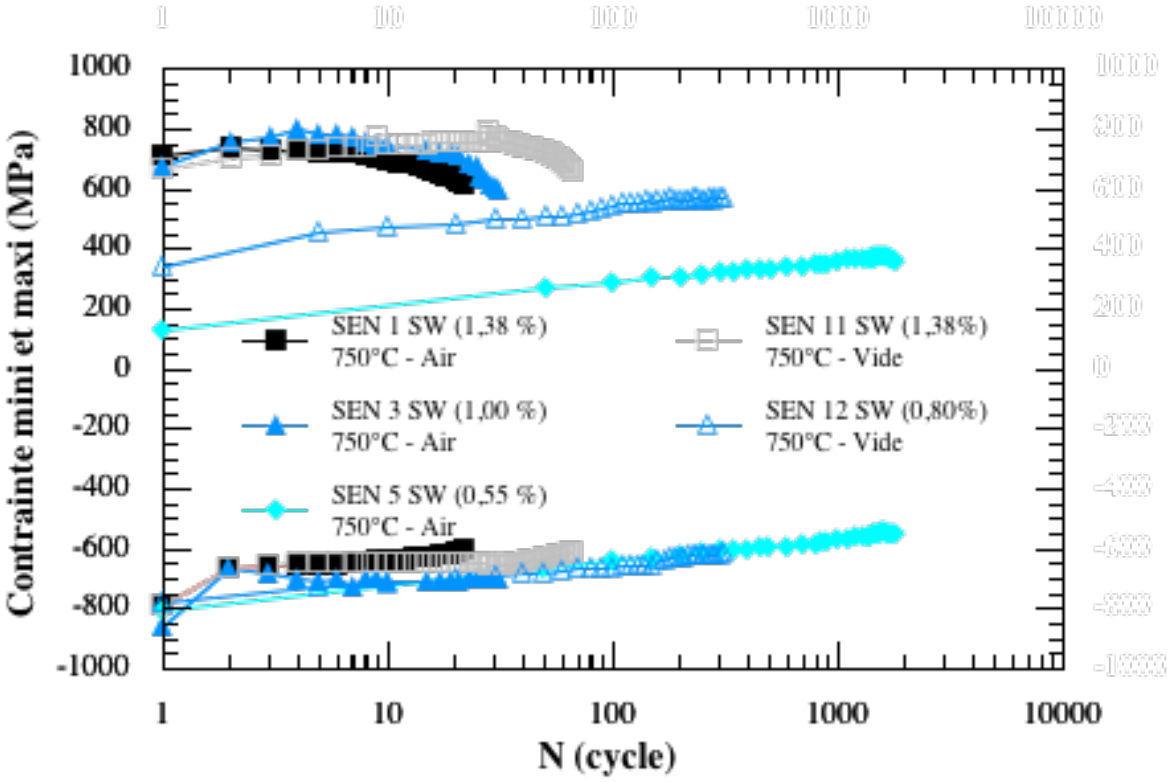


Figure A-18 : Evolution des contraintes maximales et minimales en fonction du nombre de cycles pour les essais de propagation de fissure courte à 750°C et 6,25 10^{-3} Hz.

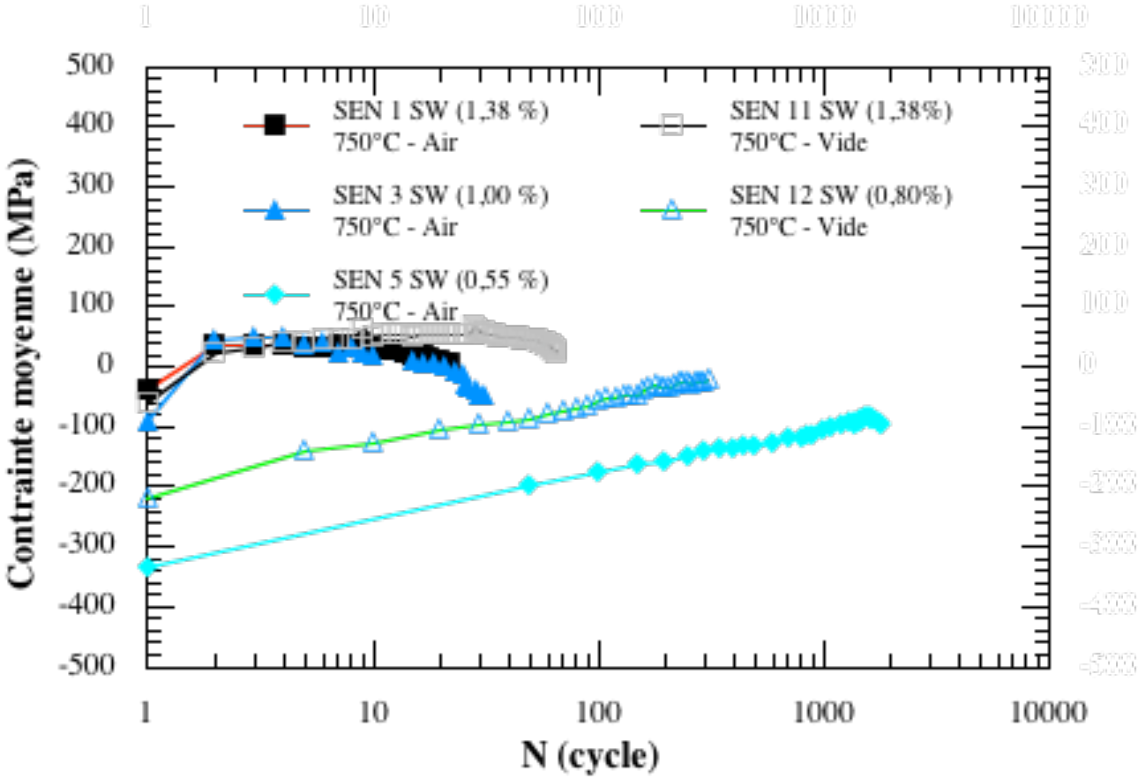


Figure A-19 : Evolution de la contrainte moyenne en fonction du nombre de cycles pour les essais de propagation de fissure courte à 750°C et 6,25 10^{-3} Hz.

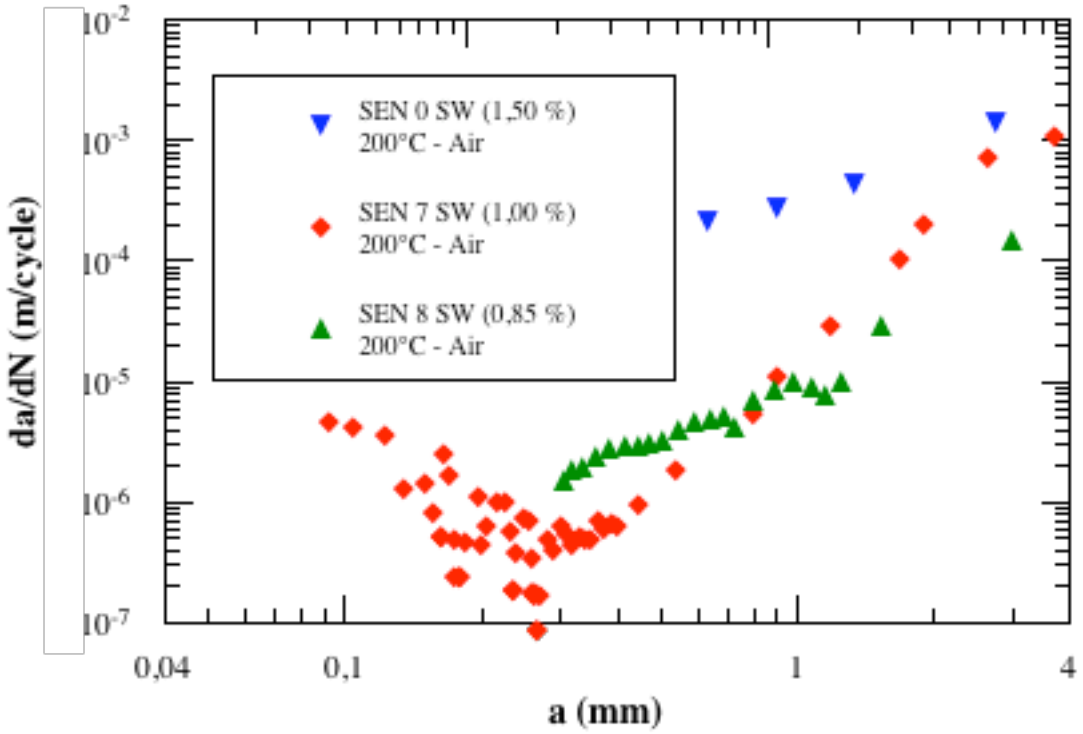


Figure A-20 : Evolution de la vitesse de fissuration da/dN en fonction de la longueur de fissure a pour les essais de propagation de fissure courte à 200°C et 0,01 10^{-3} Hz.

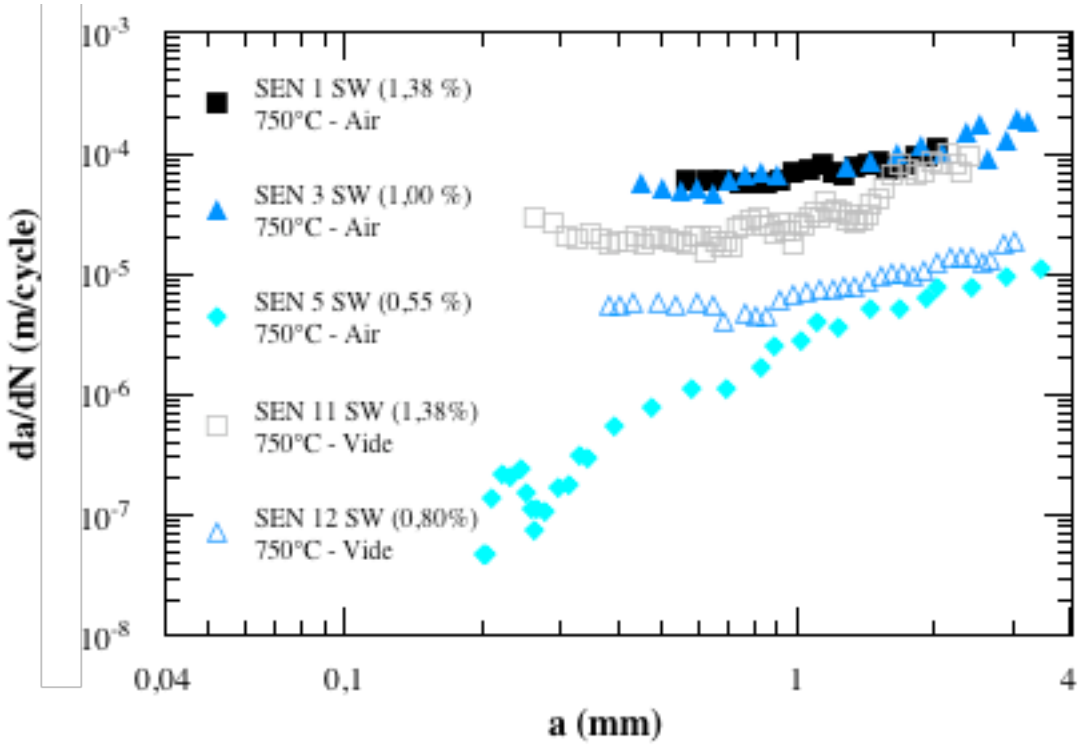


Figure A-21 : Evolution de la vitesse de fissuration da/dN en fonction de la longueur de fissure a pour les essais de propagation de fissure courte à 750°C et 6,25 10^{-3} Hz.

A.6.c. Observations métallographiques

Les observations métallographiques ne nous apportent que peu d'informations sur les modes de rupture en raison de l'important matage des surfaces (figure A-25). Le relief des faciès est constitué de surfaces planes et de creux dont la taille ne permet pas d'identifier un mode de rupture.

Nous observons cependant qu'en l'absence d'effet d'environnement, c'est-à-dire à 200°C sous air et à 750°C sous vide, il y a une évolution progressive du faciès de rupture (figure A-23) dont l'origine est vraisemblablement l'évolution du mode de rupture en déformation plane en début de fissuration vers un mode en contrainte plane lorsque la taille de la fissure dépasse 1,3 mm. En observant le plan de fissuration, on constate qu'il est perpendiculaire à l'axe de sollicitation (figure A-22A) lorsque la fissure est très courte (déformation plane), puis on voit apparaître des lèvres de cisaillement (figure A-22B) qui témoignent de l'évolution du mode de rupture et finalement, la propagation de la fissure s'achève en contrainte plane suivant le schéma A-22C.

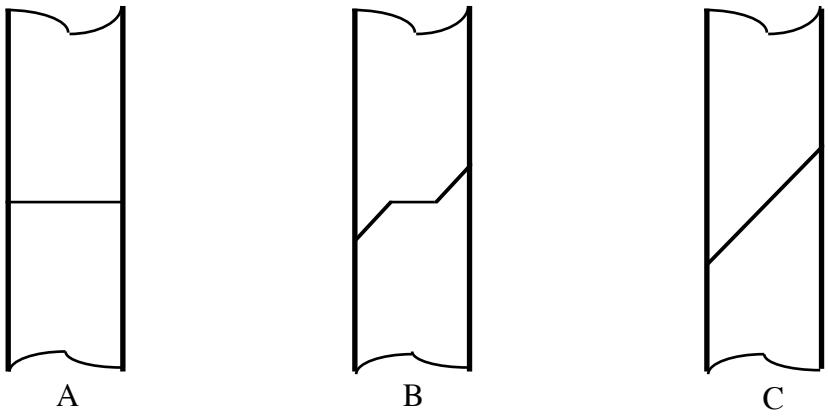


Figure A-22 : Aspect des plans de fissuration au cours de l'essai de propagation de fissure courte en plasticité généralisée

Cette mutation du mode de rupture n'apparaît jamais sur les faciès des éprouvettes sollicitées à haute température sous air (figure A-24) pour lesquelles la propagation semble s'effectuer directement en contrainte plane (figure A-22C).

Pour les éprouvettes testées sous vide, nous observons à l'extrémité des fissures quelques zones où le faciès présente des formes anguleuses qui sont caractéristiques d'une rupture de type cristallographique (figure A26). Le chemin de fissuration associé à ces zones (figure A-27) montre que l'avancée de la fissure se fait en suivant les bandes de glissement cristallographique. Il est donc probable que, sous vide, la propagation des fissures courtes soit de type transgranulaire comme dans le cas des fissures longues (éprouvettes CT).

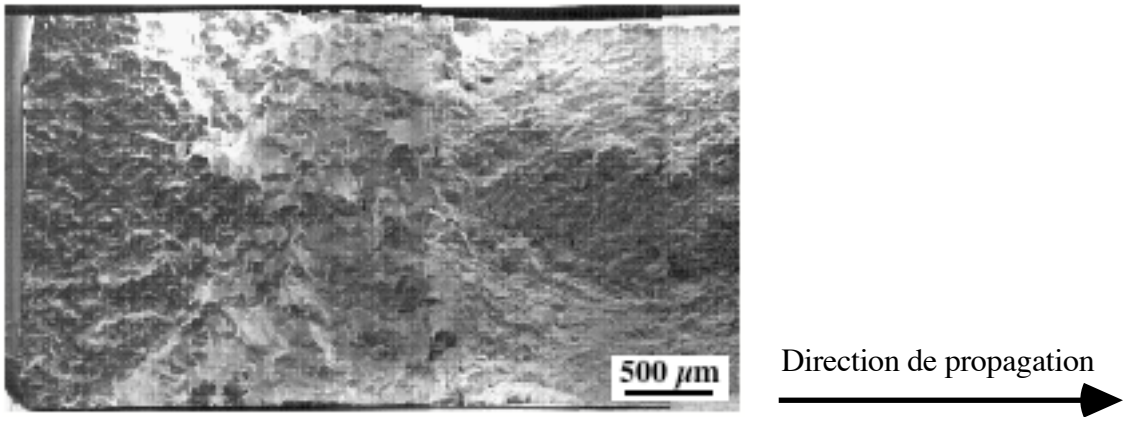


Figure A-23 : Aspect général du faciès de rupture d'une éprouvette SEN sollicitée à 750°C sous vide en plasticité généralisée ; éprouvette SEN 11 SW - $\Delta\varepsilon_m$= 1,38 %.

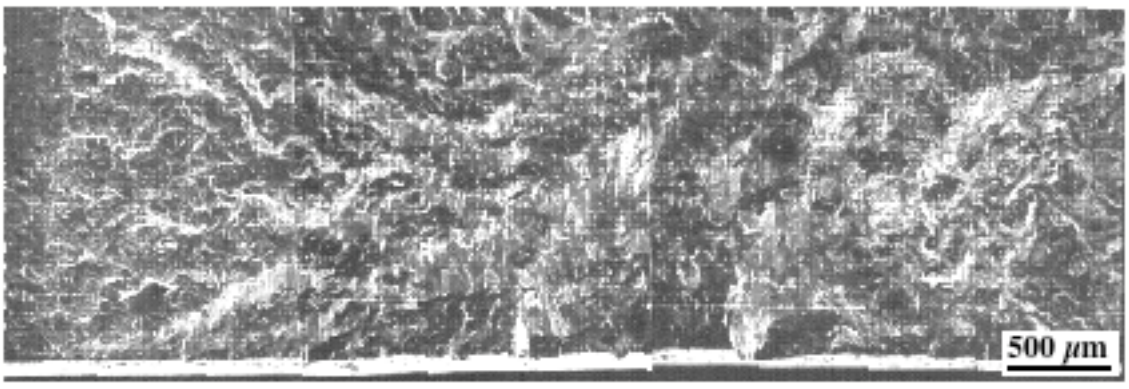
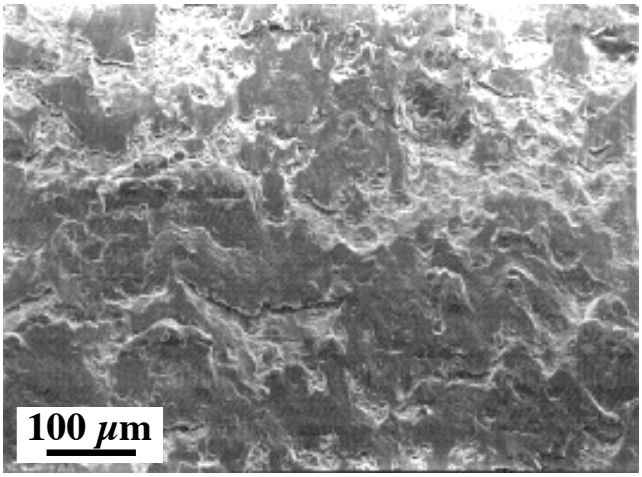
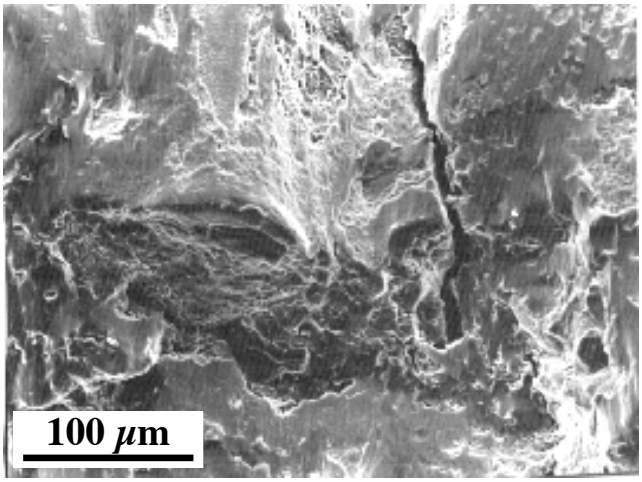


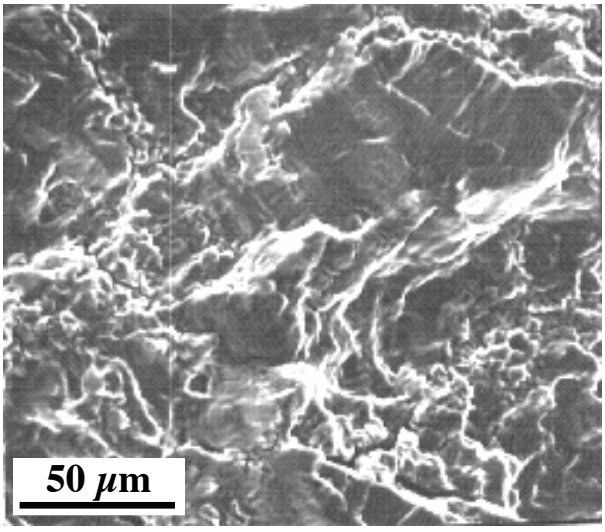
Figure A-24 : Aspect général du faciès de rupture d'une éprouvette SEN sollicitée à 750°C sous air en plasticité généralisée ; éprouvette SEN 1 SW - $\Delta\varepsilon_m$= 1,38 %.



Eprouvette SEN 0 SW - 200°C - Air - $\Delta\varepsilon_m$= 1,5 %



Eprouvette SEN 11 SW - 750°C - Vide - $\Delta\varepsilon_m$= 1,38 %



Eprouvette SEN 1 SW - 750°C - Air - $\Delta\varepsilon_m$= 1,38 %

Figure A-25 : Détails des faciès de rupture des éprouvettes SEN sollicitées en plasticité généralisée.

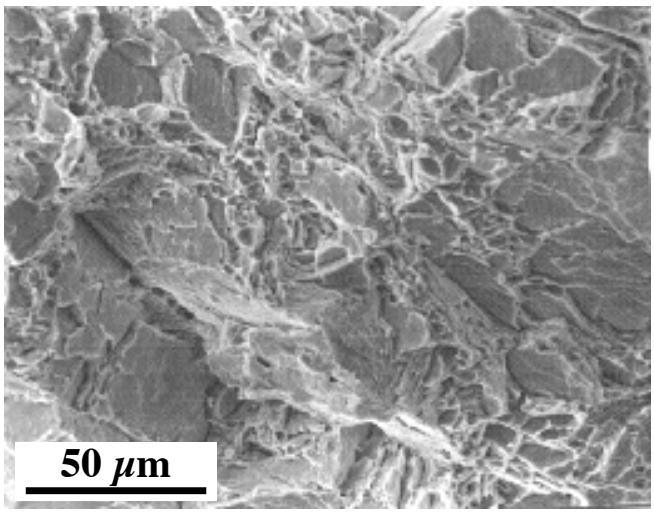


Figure A-26 : Détail du faciès de rupture à l'extrémité de la fissure de l'éprouvette SEN 12 SW sollicitée sous vide à 750°C; $\Delta\varepsilon_m$= 0,80 %, N_p= 310, $a_p \approx$ 3 mm.

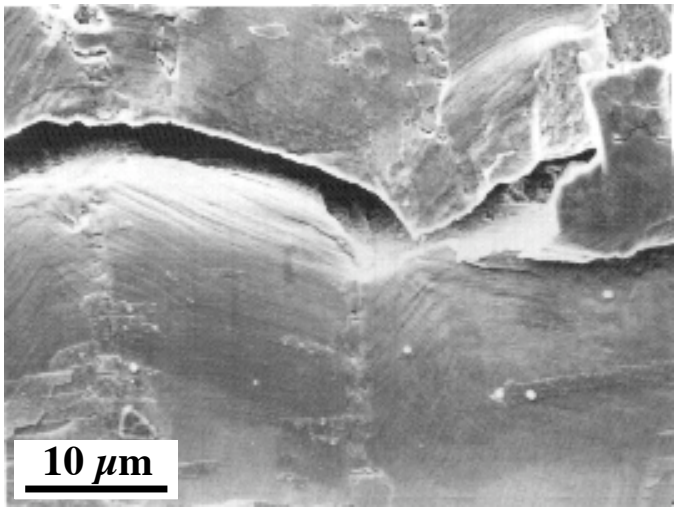


Figure A-27 : Chemin de fissuration de l'éprouvette SEN 12 SW sollicitée sous vide à 750°C; $\Delta\varepsilon_m$= 0,80 %, N_p= 310, $a_p \approx$ 3 mm.

A.6.d. Conclusion

Les essais de propagation de fissure courte en plasticité généralisée nous fournissent certaines informations utiles pour la modélisation de la propagation des fissures en fatigue oligocyclique :

- l'amplitude de contrainte qui contribue à l'avancée des fissures ne se limite pas à la partie en tension du cycle de fatigue, mais peut comprendre la partie en compression de façon plus ou moins complète,
- l'oxydation a pour effet d'augmenter la vitesse de propagation des fissures,
- la propagation d'une fissure en plasticité généralisée comprend deux phases : une phase où la vitesse est apparemment constante, une autre où la vitesse croît plus ou moins linéairement avec la longueur de fissure.

Cette dernière observation est la plus intéressante car elle révèle l'existence d'une taille limite en-dessous de laquelle la fissuration est assimilable à la propagation d'une fissure dans un élément de volume. Dans notre cas, nous évaluons cette profondeur de transition à 1 mm.

Il est, cependant, assez difficile d'exploiter directement ces résultats de propagation de fissure courte en plasticité généralisée pour établir un modèle de propagation applicable à la fatigue thermique. Il subsiste de nombreuses incertitudes sur les mécanismes d'endommagement, les niveaux de charge qui permettent l'avancée de la fissure, et l'incidence de l'élancement des éprouvettes sur les modes de propagation.

L'idée principale que nous en retiendrons est que la propagation d'une fissure physiquement courte, comme en fatigue thermique, peut être décrite en utilisant une approche locale de la rupture. Pour définir les "critères" de cette approche locale, nous exploiterons uniquement les résultats de fatigue oligocyclique.

Dans cette étude, nous évaluons la résistance à la fatigue thermique du Superwaspaloy et modélisons son endommagement sous de telles sollicitations afin de fournir au partenaire industriel (SEP) des “outils” permettant d'évaluer la durée de vie des aubes des turbopompes du moteur VULCAIN. L'endommagement du Superwaspaloy est d’abord étudié en considérant un élément de volume critique soumis à différents chargements mécano-thermiques. L'endurance du matériau est discutée en rendant compte de l'influence de divers paramètres : type de sollicitation, température d'essai, fréquence de sollicitation, environnement. A partir des observations micrographiques, nous identifions les mécanismes d'endommagement et expliquons leur dépendance des paramètres de sollicitation. La comparaison des résultats de fatigue oligocyclique isotherme et anisotherme nous permet de mieux comprendre les mécanismes mis en jeu en fatigue anisotherme et de dégager quelques tendances pour modéliser la durée de vie. Le Superwaspaloy est ensuite étudié en fatigue thermique sur un banc de fatigue thermique de conception originale. Nous exposons les résultats obtenus pour deux géométries d'éprouvette en insistant sur les mécanismes d'amorçage et de propagation des fissures. Sur la base d’observations métallographiques, nous proposons une description de l'endommagement du matériau dans le cas de sollicitations thermiques cycliques. Enfin, nous exposons la modélisation de l'endommagement du Superwaspaloy en fatigue thermique. Nous proposons deux modèles basés sur la mécanique de l'endommagement pour décrire la durée de vie des éprouvettes de fatigue thermique. Le premier repose sur la théorie de la variable interne du dommage au sens de Chaboche, et évalue la ruine des éprouvettes en considérant le cumul des dommages de fatigue et de fluage. Le second décrit l'avancée d'une fissure par la ruine d'un élément microstructural sous l'interaction des dommages de fatigue, de fluage et d'oxydation. Ces deux modèles sont identifiés et testés à l'aide des résultats obtenus en fatigue oligocyclique isotherme et anisotherme. Finalement, ils sont appliqués aux structures de fatigue thermique pour vérifier leur aptitude à évaluer l'endommagement du matériau.

In this study, we evaluate the thermal fatigue resistance of Superwaspaloy and we model its damage in such loading to provide the industrial partner (SEP) "tools" to evaluate the lifetime of blades of turbo engine VULCAIN. First, the damage of Superwaspaloy was studied by considering a volume element subjected to various critical mechanical and thermal loads. Life material is discussed considering the influence of various parameters: type of stress, temperature, frequency of loading and environment. From micrographic observations, we identify the damage mechanisms and explain their dependence on parameters of test conditions. Comparing the results of isothermal and anisothermal low cycle fatigue tests allows us to better understand the mechanisms involved in anisothermal fatigue and identify some trends to model life. Then the Superwaspaloy is studied by thermal fatigue on a specially design thermal fatigue rig. We exhibit the results for two specimen geometries with emphasis on mechanisms of cracks initiation and propagation. On the basis of metallographic observations, we propose a description of material damage in the case of cyclic thermal loading. Finally, we outline the damage modelling of Superwaspaloy under thermal fatigue. We suggest two models based on damage mechanics to describe the life of thermal fatigue test. The first one is based on the theory of internal variable of damage (Chaboche model) and evaluates the rupture of specimens considering the cumulative fatigue damage and creep. The second one describes the progress of a crack in the rupture of a microstructural element considering the interaction of fatigue damage, creep and oxidation. These two models are identified and tested using the results obtained with isothermal tests and anisothermal low cycle fatigue. Finally, they are applied to thermal fatigue of structures to verify their ability to assess the damage of the material.