PolyPublie
Polytechnique Montréal

POLYTECHNIQUE MONTRÉAL
UNIVERSITÉ D'INGÉNIERIE

Titre: Title:	Fatigue oligocyclique des superalliages monocristallins à base de nickel
Auteur: Author:	Jean-Marc Simard
Date:	1996
Type:	Mémoire ou thèse / Dissertation or Thesis
Référence: Citation:	Simard, J.-M. (1996). Fatigue oligocyclique des superalliages monocristallins à base de nickel [Master's thesis, École Polytechnique de Montréal]. PolyPublie. https://publications.polymtl.ca/9038/

Document en libre accès dans PolyPublie
Open Access document in PolyPublie

URL de PolyPublie: PolyPublie URL:	https://publications.polymtl.ca/9038/
Directeurs de recherche: Advisors:	Norman J. Marchand
Programme: Program:	Unspecified

Ce fichier a été téléchargé à partir de PolyPublie, le dépôt institutionnel de Polytechnique Montréal
This file has been downloaded from PolyPublie, the institutional repository of Polytechnique Montréal

https://publications.polymtl.ca

UNIVERSITÉ DE MONTRÉAL

FATIGUE OLIGOCYCLIQUE DES SUPERALLIAGES MONOCRISTALLINS À BASE DE NICKEL

JEAN-MARC SIMARD

DÉPARTEMENT DE MÉTALLURGIE ET DE GÉNIE DES MATÉRIAUX

ÉCOLE POLYTECHNIQUE DE MONTRÉAL

MÉMOIRE PRÉSENTÉ EN VUE DE L'OBTENTION
DU DIPLÔME DE MAÎTRISE ÈS SCIENCES APPLIQUÉES

(GÉNIE MÉTALLURGIQUE)

AVRIL 1996

© Jean-Marc Simard, 1996.

National Library of Canada
Bibliothèque nationale du Canada

Acquisitions and Bibliographic Services
Acquisitions et services bibliographiques

395 Wellington Street
Ottawa ON K1A 0N4
Canada

395, rue Wellington
Ottawa ON K1A 0N4
Canada

Your file Votre référence

Our file Notre référence

The author has granted a non-exclusive licence allowing the National Library of Canada to reproduce, loan, distribute or sell copies of this thesis in microform, paper or electronic formats.

L'auteur a accordé une licence non exclusive permettant à la Bibliothèque nationale du Canada de reproduire, prêter, distribuer ou vendre des copies de cette thèse sous la forme de microfiche/film, de reproduction sur papier ou sur format électronique.

The author retains ownership of the copyright in this thesis. Neither the thesis nor substantial extracts from it may be printed or otherwise reproduced without the author's permission.

L'auteur conserve la propriété du droit d'auteur qui protège cette thèse. Ni la thèse ni des extraits substantiels de celle-ci ne doivent être imprimés ou autrement reproduits sans son autorisation.

0-612-26514-5

Canada

UNIVERSITÉ DE MONTRÉAL

ÉCOLE POLYTECHNIQUE DE MONTRÉAL

Ce mémoire intitulé :

FATIGUE OLIGOCYCLIQUE DES SUPERALLIAGES MONOCRISTALLINS À BASE DE NICKEL

présenté par : SIMARD Jean-Marc

en vue de l'obtention du diplôme de : Maîtrise ès Sciences appliquées

a été dûment accepté par le jury d'examen constitué de :

M. BAÏLON Jean Paul, Ph.D., président
M. MARCHAND Norman, Ph.D., membre et directeur de recherche
M. HONGOH Mashamichi, Ph.D., membre et co-directeur
M. DICKSON Ivan, Ph.D., membre

À mon frère Alain.

REMERCIEMENTS

Je tiens tout particulièrement à remercier le professeur Jean-Paul Baïlon, directeur du département de métallurgie et de génie des matériaux, qui tout au long des pérégrinations de cette maîtrise m'a apporté support et encouragement.

Je tiens à exprimer toute ma reconnaissance à mon co-directeur de recherche, le docteur Mashamichi Hongoh, de Pratt & Whitney Canada à Longueuil, pour les conseils qu'il m'a prodigués et pour la confiance qu'il m'a témoignée lors de la réalisation de ce projet.

Je désire également remercier le professeur Ivan Dickson ainsi que monsieur Jean Claudinon, ancien technicien au département de métallurgie et de génie des matériaux, pour leur aide lors de l'étude fractographique des faciès de rupture ainsi que pour les nombreuses pistes qu'ils m'ont fournies.

Je tiens à remercier spécialement madame Céline Lemire-Mercier qui, par sa gentillesse, son professionnalisme et son dévouement, facilite tellement la vie des étudiants.

Il est important selon moi de souligner l'appui et l'aide que nous apporte le personnel du département de métallurgie et de génie des matériaux afin de nous éviter et d'aplanir toutes les tracasseries administratives inhérentes à une institution d'enseignement de l'importance de l'École Polytechnique de Montréal. Ils font tout pour ramener notre département à une dimension humaine et je dois avouer qu'ils le réussissent fort bien.

Je tiens à remercier le CRSNG pour son assistance financière que j'ai reçu par le biais d'une bourse d'étude.

Enfin, il est essentiel de souligner l'importance qu'ont eu pour moi les gens avec qui j'ai le plus échangé durant la période où j'étais au banc d'essais TMF, à Pratt & Whitney à Longueuil, messieurs Jean-François Masson et Simon Pelletier. Nos discussions, bien que parfois très animées, se sont toujours passées dans une atmosphère de franche camaraderie et les idées qui en ressortaient m'ont souvent grandement aidé.

RÉSUMÉ

La conception de turbines haute performance, commercialement fiables, requiert des techniques de prédiction de vie de pièces en service. Pour ce faire, le comportement micromécanique des matériaux doit être connu de façon précise et ceci nécessite des techniques de caractérisation micromécanique d'autant plus précises et fiables.

Dans le cadre de ce projet nous avons adapté, pour la compagnie Pratt & Whitney Canada à Longueuil, un système de détection de croissance de fissures en temps réel (système unique au monde) qui se base sur l'utilisation de la différence de potentiel d'un courant alternatif (ACPD) qui survient lors de l'apparition d'une fissure. Originalement ce système était utilisé pour des éprouvettes de géométrie simples (éprouvette SEN *ou Single Edge Notch*) et les modifications apportées permettent son utilisation pour des éprouvettes de grandeurs réelles, soit les éprouvette STFT (*Single Tooth Fir Tree*). Nous avons montré que la technique reproduit les résultats obtenus par la méthode conventionnelle et que des fissures beaucoup plus petites peuvent être détectées et suivies. Dans les faits nous avons démontré que la technique utilisant la différence de potentiel du courant alternatif (ACDP) pour détecter l'initiation d'une fissure peut être utilisée pour une éprouvette monocristalline de grandeur réelle à haute température et ceci avec une fiabilité estimée à 95% pour une fissure de 75 μm de profondeur.

La reproductibilité de ces essais a été assurée par la production d'un manuel d'utilisation du banc d'essais (annexe 2) où est décrit en détails un essai STFT de l'instrumentation de l'éprouvette, en passant par l'essai proprement dit et en terminant par le dépouillement des résultats bruts. Ceci a permis qu'à ce jour au delà de 140 essais STFT ont été faits,

principalement sur des alliages monocristallins, chez Pratt & Whitney Canada à Longueuil.

En effet, cette technique (complètement automatique) permet et a permis des économies substantielles car nous pouvons suivre directement l'initiation et la progression des fissures et ceci sans la présence d'un technicien. Elle s'applique de la température ambiante jusqu'aux températures maximales d'utilisation des matériaux, c'est-à-dire de 25°C à 1200°C.

En ce qui a trait aux mécanismes de propagation, les surfaces de rupture montrent que nous sommes en présence d'une rupture cristallographique dont l'initiation macroscopique se produit sur un plan {111} et la propagation sur un plan {211}. La simulation par élément fini concorde avec la présence d'un plan de propagation {211} mais ne permet pas d'identifier le plan d'initiation {111}.

Nous avons démontré que le facteur d'intensité de contraintes (K) d'une éprouvette de grandeur réelle (monocristalline) en déformation plane dépend, en plus des paramètres usuels et de l'anisotropie des propriétés élastique, des systèmes de glissement activés. Ceci rend la formulation d'une expression de K extrêmement difficile et nous avons donc fourni la courbe da/dN en fonction de "a" plutôt qu'en fonction de ΔK. Étant donné que nous pouvons détecter et suivre des fissures beaucoup plus petites que 400 µm, l'utilisation des courbes de charges en fonction de N_i (pour une fissure de 400 µm ou 1/64") s'avère être très fiable et d'une grande efficacité.

ABSTRACT

The conception of commercially reliable high performance turbines requires new techniques for lifing parts in service. In this case, the micromechanic behavior of materials must be known. Therefore a reliable and precise characterization method is required.

In this project we adapted, for Pratt & Whitney Canada in Longueuil, a system for fatigue crack initiation and crack growth in real time. We used an advanced alternative current potential drop system (ACPD) to measure crack initiation and growth. Originally this system was developed for simple geometries (SEN sample or Single Edge Notch) and was modified to execute test on real scale samples, such as STFT samples (Single Tooth Fir Tree). We have shown that the ACPD technique gave the same results as the conventional method but we have a more accurate precision for on-line monitoring of the initiation and the propagation of short cracks. In fact we have demonstrated that we can use the ACPD method to measure the initiation and the growth of a fatigue crack in full scale samples of nickel based single crystals at high temperature. In this case we have a probability of detection estimated at more than 95% for a crack of 75 μm (length).

The reproducibility of the tests was provided by the production of a user's manual: Computerized TMF test rig operations manual (annex 2). In this manual we have a complete description of the execution of an STFT test: instrumentation of a sample, testing and analysis of the data files. To this day, more than 140 STFT tests were done, on single crystal alloys, at Pratt & Whitney Canada in Longueuil.

The completely automated ACPD technique is economical because we can follow the initiation and the growth of a fatigue crack without the continuous presence of a

technician. It can be used from room temperature to the a maximum temperature of utilization for nickel based superalloys (25°C to 1200°C).

Concerning the crack growth mechanisms, the fracture surfaces indicate the presence of a crystallographic fracture with macroscopic initiation on plane {111} and macroscopic growth on plane {211}. A finite elements simulation agrees with the presence of a {211} propagation plane but not with a {111} initiation plane.

We have demonstrated that the stress intensity factor (K) of a full scale single crystal sample in plane deformation is related to: usual parameters, elastic anisotropy and the activated slip planes. In this case the formulation of K is very complex. Therefore da/dN versus "a" was given instead of da/dN versus ΔK. Because we have the capacity to detect and measure on-line cracks smaller than 400 μm, the utilization of nominal stress versus N_i curves (initiation of a crack length of 400 μm or 1/64") are very reliable.

TABLE DES MATIÈRES

DÉDICACE iv
REMERCIEMENTS v
RÉSUMÉ vii
ABSTRACT ix
TABLE DES MATIÈRES xi
LISTE DES TABLEAUX xiv
LISTE DES FIGURES xvi
LISTE DES ANNEXES xxi

INTRODUCTION 1

CHAPITRE I: REVUE DE LA LITTÉRATURE 4
1.1 Aubes de turbine 4
1.1.1 Le moteur Turbofan 4
1.1.2 Aube de turbine haute pression 8
1.1.3 Fabrication des aubes de turbine monocristallines 10
1.2 Alliages monocristallins 14
1.2.1 Comportement anisotrope des monocristaux 14
1.2.2 Générations de monocristaux à base de nickel 17
1.2.3 Microstructure 19
1.2.4 Solutions utilisées pour les facteurs d'intensité de contrainte dans les éprouvettes monocristallines. 24
1.2.4.1 Facteur d'intensité de contrainte isotropique 26
1.2.4.2 Validation pour une éprouvette CT monocristalline du facteur d'intensité de contraintes de la norme ASTM E647 par Chan et Cruse 28

1.2.4.3 Facteur d'intensité de contrainte efficace basé sur un taux de restitution d'énergie élastique 36
1.2.4.4 Discussion sur la validité des solutions proposées 45
1.3 Mesure de la longueur d'une fissure 47
1.3.1 Mesure de la différence de potentiel d'un courant continu (DCPD) 47
1.3.2 Mesure de la différence de potentiel d'un courant alternatif (ACPD) 48
1.3.2.1 Profondeur de la couche limite δ 49
1.3.2.2 Différence de potentiel et fissure 51
1.3.2.3 Relations entre la différence de potentiel et la longueur d'une fissure 52
1.3.2.4 Corrections du signal 55
1.3.2.5 Impédance des sondes de lecture 56

CHAPITRE II: MÉTHODE EXPÉRIMENTALE 58
2.1 Description des essais à effectuer 58
2.2 Montage expérimental 60
2.2.1 Description du montage 60
2.2.2 Chauffage par induction 62
2.2.3 Instrumentation de l'éprouvette 65
2.3 Procédure expérimentale 69
2.3.1 Éprouvette STFT 69
2.3.2 Paramètres expérimentaux 69

CHAPITRE III: RéSULTATS ET DISCUSSION 71
3.1 Mesure de la longueur de la fissure avec la technique de l'ACPD 71
3.1.1 Fichier de données obtenu par le programme de contrôle du banc d'essais 71
3.1.2 Définition de la longueur de la fissure 73
3.1.3 Dépouillement des résultats expérimentaux 74
3.1.3.1 Signal non corrigé 74

3.1.3.2 Signal corrigé 76
3.1.4 Nombre de cycles pour l'initiation d'une fissure de 0.4 mm 83
3.1.5 Différence de potentiel en fonction de la longueur de la fissure 87
3.1.6 Comparaison des résultats pour l'initiation avec des valeurs existantes 91
3.2 Vitesse de la fissure en fonction de la longueur 94
3.2.1 Vitesse de la fissure mesurée sur un faciès de rupture 94
3.2.2 Vitesse de la fissure calculée à partir des mesures de l'ACPD 101
3.3 Mécanismes de propagation 104
3.3.1 Faciès de rupture 104
3.3.1.1 Faciès de rupture cristallographique 104
3.3.1.2 Plans d'initiation et de propagation macroscopiques 108
3.3.2 Simulation du chargement 115

CONCLUSION ET RECOMMANDATIONS 122

RÉFÉRENCES 127

ANNEXES 133

LISTE DES TABLEAUX

Tableau 1.1 Contrainte d'écoulement de l'alliage monocristallin PWA 1480E 15
Tableau 1.2 Propriétés d'un monocristal en fonction de son orientation 17
Tableau 1.3 Composition chimique d'alliages utilisés en aéronautique 17
Tableau 1.4 Composition chimique d'alliages utilisés en aéronautique 18
Tableau 1.5 Constantes pour la loi de Paris ($da/dN = C\ \Delta Km$) 35
Tableau 1.6 Orientation cristallographique des éprouvettes et des entailles 38
Tableau 1.7 Conductivité électrique, perméabilité magnétique et couche limite à la température de la pièce 50
Tableau 2.1 Grille des paramètres expérimentaux (tous les essais ont été faits à 1 Hz) ... 69
Tableau 3.1 Fichier partiel des données minimales et maximales de l'essai ST44 (côté droit de l'éprouvette) 72
Tableau 3.2 Résultats expérimentaux (tous les essais ont été faits à 1 Hz) 83
Tableau 3.3 Conditions expérimentales des essais STFT faits sur du PWA 1492+Y 88
Tableau 3.4 Différence de potentiel et longueur finale de la fissure pour le PWA 1492+Y 88
Tableau 3.5 Résultats expérimentaux pour le monocristal de PWA 1480 à 1 Hz (fournis par Pratt & Whitney Hartford) 92
Tableau 3.6 Vitesse d'avancée de la fissure en fonction de a 99
Tableau 3.7 Calcul de la longueur de la fissure 100
Tableau 3.8 Comparaison entres la vitesse de propagation mesurée sur le faciès de rupture et celle calculée à partir de l'ACPD 103
Tableau 3.9 Grille des paramètres expérimentaux et résultats pour les trois faciès de rupture qui présentent peu d'usure (PWA 1480) 104
Tableau 3.10 Angle entre les plans (011) et {a11} 110

Tableau 3.11 Plans mesurés 111
Tableau 3.12 Cissions maximales et orientations 121

LISTE DES FIGURES

Figure 1.1 Moteur Turbofan....4
Figure 1.2 Éléments principaux d'un moteur turbofan....5
Figure 1.3 Température et taux de compression en fonction de la position....7
Figure 1.4 Turbine haute pression....8
Figure 1.5 Aubes de turbine produites par la fonderie conventionnelle et la solidification directionnelle ainsi que la microstructure résultante....9
Figure 1.6 Type de croissance en fonction de la vitesse de croissance et du gradient thermique....11
Figure 1.7 a) deux aubes solidifiées et b) montage pour la coulée....12
Figure 1.8 Module d'Young du monocristal PWA 1480, à 22°C, en fonction de l'orientation....15
Figure 1.9 L'anisotropie de la résistance au fluage d'un monocristal de PWA 1480 en fonction de la température....16
Figure 1.10 La contrainte d'écoulement ($\sigma_{0.2}$), en dessous de 760°C, est inversement proportionnelle à la taille de précipités γ,. 21
Figure 1.11 Effet de la taille des précipités γ, sur la durée de vie en fluage (à 982°C) d'un monocristal. 22
Figure 1.12 Microstructure d'un plan (100) pour le monocristal PWA 1480....23
Figure 1.13 da/dN en fonction de ΔK pour du PWA 1480 à 870°C....27
Figure 1.14 Dimensions de l'éprouvette CT, sollicitée en mode 1, présentant une fissure inclinée: (a) vu de côté et (b) vu de l'arrière....29
Figure 1.15 $\frac{b\sqrt{W}K_I}{P}$ en fonction de a'/W pour une éprouvette CT....30
Figure 1.16 $\frac{b\sqrt{W}K_{II}}{P}$ en fonction de a'/W pour une éprouvette CT....32

Figure 1.17 Éprouvette CT monocristalline (a) W = 38.1 mm, a = 0.30W et B = 4.75 mm, (b) repère cristallographique 33

Figure 1.18 Vitesse de propagation de fissure en fonction de ΔK pour une éprouvette de René N4 (vitesse mesurée pendant un intervalle d'environ 0.25 mm) 34

Figure 1.19 Vitesse de propagation de fissure en fonction de ΔK pour une éprouvette de René N4 (vitesse mesurée pendant un intervalle d'environ 0.5 mm) 35

Figure 1.20 Éprouvette de traction-torsion et le repère de l'entaille (dimensions en mm) 36

Figure 1.21 da/dN en fonction de ΔK_{eff} pour différentes orientations cristallographiques d'éprouvettes (MAR-M200 à 982°C) et d'entailles $\Delta\tau / \Delta\sigma = 0$ 39

Figure 1.22 da/dN en fonction de ΔK_{eff} pour différentes orientations cristallographiques d'éprouvettes (MAR-M200 à 982°C) et d'entailles $(\Delta\tau / \Delta\sigma = 0)$ 40

Figure 1.23 da/dN en fonction de ΔK_{eff} pour différentes orientations cristallographiques d'éprouvettes (MAR M200 à 982°C) et d'entailles $(\Delta\tau / \Delta\sigma \neq 0 \text{ et } \Delta\tau / \Delta\sigma = 0)$ 41

Figure 1.24 Modes de chargement pour la flexion quatre points de monocristaux U720 42

Figure 1.25 Comparaison de la vitesse de propagation entre le mode I et le mode mixte pour l'alliage monocristallin U720 (température ambiante) 44

Figure 1.26 Distribution de la densité du courant alternatif dans un conducteur cylindrique 49

Figure 1.27 Représentation schématique du courant: (a) courant continu et (b) courant alternatif....51
Figure 1.28 Trajet parcouru par le courant....52
Figure 1.29 Longueur de la fissure (en d) en fonction de la différence de potentiel....54
Figure 1.30 Les fils qui servent à la mesure du potentiel forment une bobine à une spire....56
Figure 2.1 Aube de turbine haute pression monocristalline....58
Figure 2.2 Aube de turbine et schéma de l'éprouvette de grandeur réelle....59
Figure 2.3 Schéma du montage expérimental....61
Figure 2.4 Chauffage par induction....62
Figure 2.5 Distribution de la densité de courant....63
Figure 2.6 Éprouvette, mors inférieur et bobine d'induction....64
Figure 2.7 Zones de concentration de contraintes sur l'éprouvette STFT....66
Figure 2.8 Échantillon avec ses trois sondes et ses fils d'alimentation en courant....66
Figure 3.1 Schéma de la fissure utilisée comme définition dans les essais STFT (toutes les dimensions sont en mm)....73
Figure 3.2 Valeurs de la différence de potentiel pour les canaux de lecture et de référence de l'essai ST44 (PWA 1492+Y)....75
Figure 3.3 Longueur de la fissure (sans correction) en fonction du nombre de cycle pour l'essai ST44 (PWA 1492+Y)....76
Figure 3.4 Échantillon avec ses trois sondes de lectures et ses fils d'alimentation en courant....77
Figure 3.5 Valeurs de la différence de potentiel pour les canaux de lectures (côté gauche et droit) et le canal de référence de l'essai ST44 (PWA 1492+Y)....79
Figure 3.6 Valeurs de la différence de potentiel des 2200 derniers cycles de l'essai ST44 (PWA 1492+Y)....80

Figure 3.7 Valeurs de la différence de potentiel pour le canal de travail (VA2), le canal de référence (VA1) et le canal de travail corrigé (VA2 corrigé) de l'essai ST44 (PWA 1492+Y) 81
Figure 3.8 Longueur de la fissure en fonction du nombre de cycles (calculé à partir de VA2 corrigé) de l'essai ST44 (PWA 1492+Y) 82
Figure 3.9 Longueur finale de la fissure en fonction de la différence de potentiel à la fin d'un essai 89
Figure 3.10 La variation de la position des fils sortants des tubes de céramiques modifie l'impédance des sondes de lectures 90
Figure 3.11 Contrainte maximale en fonction du nombre de cyles pour l'initiation d'une fissure de 0.4 mm 93
Figure 3.12 Positions de mesures des distances interstries 95
Figure 3.13 Lignes d'arrêt de la fissure (a ≅ 1.6 mm, da/dN=2.7 μm/cycle) 95
Figure 3.14 Progression d'une fissure de fatigue dans le PWA 1480 96
Figure 3.15 Pour a ≅ 1.6 mm, (a) photographie normale à la fissure et (b) photographie transversale à la fissure 97
Figure 3.16 Pour a ≅ 3.4 mm, (a) photographie normale à la fissure et (b) photographie transversale à la fissure 98
Figure 3.17 Vitesse de la fissure en fonction sa longueur pour l'essai S14 (calculé par le programme Maitrise.exe) 102
Figure 3.18 Faciès de rupture de l'éprouvette S14 (σ_{max} = 170.7 MPa) 105
Figure 3.19 Faciès de rupture de l'éprouvette S09 (σ_{max} = 202.3 MPa) 106
Figure 3.20 Faciès de rupture de l'éprouvette S11 (σ_{max} = 233.9 MPa) 106
Figure 3.21 Dureté en fonction du diamètre des précipités γ' 107
Figure 3.22 Espaces vides laissés par les précipités γ' déchaussés 108
Figure 3.23 Coupe transversale de la surface de rupture de l'échantillon S14 110
Figure 3.24 (a) surface de rupture et (b) réseau dendritique du plan (211) 113

Figure 3.25 Maillage de la zone de fixation de l'aube de turbine.....115
Figure 3.26 Distribution de la contrainte de Von Misès ($\bar{\sigma}$).....117
Figure 3.27 Contraintes selon l'axe 11 (σ_{11}).....118
Figure 3.28 Contraintes selon l'axe 22 (σ_{22}).....119
Figure 3.29 Contraintes selon l'axe 12 (σ_{12}).....120

LISTE DES ANNEXES

ANNEXE 1: COMPORTEMENT ÉLASTIQUE D'UN MONOCRISTAL.....133
ANNEXE 2: DISTRIBUTION DE LA TEMPÉRATURE POUR
LES ESSAIS STFT.....147
ANNEXE 3: MANUEL D'UTILISATION DU BANC D'ESSAIS TMF.....148
ANNEXE 4: PLAN DE L'ÉPROUVETTE STFT (SKN 70050).....225
ANNEXE 5: PROGRAMME DE DÉPOUILLEMENT DES DONNÉES.....226
ANNEXE 6: GRAPHIQUES DES ESSAIS FAITS SUR LE PWA 1492+Y.....263

INTRODUCTION

L'aéronautique est un domaine qui exige de plus en plus l'obtention de données précises et fiables. La détermination de la durée de vie des pièces qui y sont utilisées est primordiale car la moindre erreur peut être très coûteuse: nous devons être en mesure d'estimer cette durée le plus précisément possible.

Une des pièces les plus critiques est actuellement l'aube de turbine haute pression car elle est soumise aux conditions les plus rigoureuses tant au niveau de la température que du taux de compression. L'aube de turbine peut être subdivisée en deux parties: la partie supérieure (celle qui est en contact avec les gaz de combustion) qui atteint des températures maximales d'environ 1200 °C et un taux de compression d'environ 21 (*airfoil*) et la partie inférieure, soit la fixation en sapin ou *fir tree*, qui est à des températures beaucoup plus basse (environ 650 °C). Le type de chargement qui correspond à chaque partie de l'aube est différent: nous avons pour la partie supérieure (*airfoil*) un chargement de type fatigue thermo-mécanique (TMF) alors que la fixation en sapin (*fir tree*) est soumise à un chargement de fatigue oligocyclique (LCF).

Étant donné que la performance énergétique du moteur dépend de la température des gaz de combustion qui entraîne la turbine haute pression, les producteurs de turbines développent des alliages qui permettent d'augmenter cette température de plus en plus. C'est dans cette optique que furent développé les premiers alliages solidifiés directionnellement (DS) et les alliages monocristallins (SX).

Parce que nous avons deux zones de températures sur aube de turbine, soit la partie chaude de l'aube (airfoil) et la partie froide (*fir tree*), il s'ensuit que les mécanismes

d'initiation et de propagation d'une fissure changent d'une position à l'autre. Il en découle que l'orientation cristallographique secondaire d'une aube de turbine monocristalline est un compromis fait pour concilier les mécanismes d'initiation et de propagation de ces deux zones: l'orientation cristallographique secondaire la plus efficace pour la fixation en sapin n'est pas la même pour la partie supérieure de l'aube et vice versa. Étant donné la grande importance que représentent les économies de carburant, les producteurs de turbines essaient constamment d'augmenter la température d'utilisation de la turbine haute pression et ceci au détriment de la durée de vie de la queue d'aronde: actuellement la durée de vie d'une aube de turbine monocristalline est limitée par l'initiation de fissures de fatigue oligocyclique dans la fixation en sapin (*fir tree*).

Il est donc devenu impératif de quantifier l'initiation de fissures dans les aubes et plus précisément dans la queue d'aronde. Pour les aubes de turbine de moteur à réaction on utilise généralement une machine de fatigue électromécanique où l'éprouvette, entourée d'un four électrique fermé, est soumise à bloc de cycles en contrainte ou déformation contrôlée. On procède ainsi à un essai de fatigue que l'on interrompt périodiquement pour examiner l'éprouvette afin de déterminer s'il y a eu l'initiation d'une fissure. Cette méthode est longue et coûteuse, car elle requiert de façon permanente la présence d'un technicien. De plus, elle ne permet pas de suivre directement l'initiation et l'évolution de la fissure et elle fournit des résultats présentant une grande dispersion.

Nous voulons donc, dans ce projet, développer une procédure permettant de suivre en continu et sans intervention l'initiation et la croissance de fissures de fatigue (à hautes températures) dans les aubes de turbine polycristallines et monocristallines et ceci, plus précisément, dans la fixation en sapin (*fir tree*).

Nous allons commencer par décrire le cadre d'utilisation des aubes de turbine et les alliages utilisés. Pour ces derniers nous allons présenter un aperçu de leurs propriétés

mécaniques anisotropiques, ensuite nous présenterons un des procédés de fabrication de monocristaux ainsi que leur microstructure. Nous allons insister plus particulièrement sur le caractère spécifique des monocristaux au niveau du facteur d'intensité de contrainte. Par la suite nous allons brièvement exposer les notions théoriques ayant trait à la méthode de mesure de croissance de fissures (différence de potentiel d'un courant alternatif ou ACPD) et du chauffage par induction utilisé. Nous allons ensuite parler de la technique expérimentale et des difficultés rencontrées, suivie des résultats expérimentaux. Nous allons aussi analyser les mécanismes de propagation et fournir les résultats d'une simulation de chargement par éléments finis suivis d'une discussion sur les éléments à prendre en compte pour la prédiction de la durée de vie des aubes de turbines monocristallines. Nous allons finalement proposer des recommandations afin d'améliorer la technique proposée.

CHAPITRE I
REVUE DE LA LITTÉRATURE

1.1 Aubes de turbine

1.1.1 Le moteur Turbofan

Afin de mieux comprendre les conditions d'utilisation des aubes de turbine, nous allons succinctement présenter le type de moteur généralement employé pour les avions de lignes modernes, c'est-à-dire le moteur turboréacteur à double flux (turbofan) [LAM90]. Nous porterons une attention particulière au fonctionnement de la turbine haute pression et de ses aubes.

Le moteur turbofan, comme nous pouvons le voir à la figure suivante, est essentiellement composé de deux ensembles:

- un générateur de gaz;
- une soufflante (fan) entraînée par une turbine.

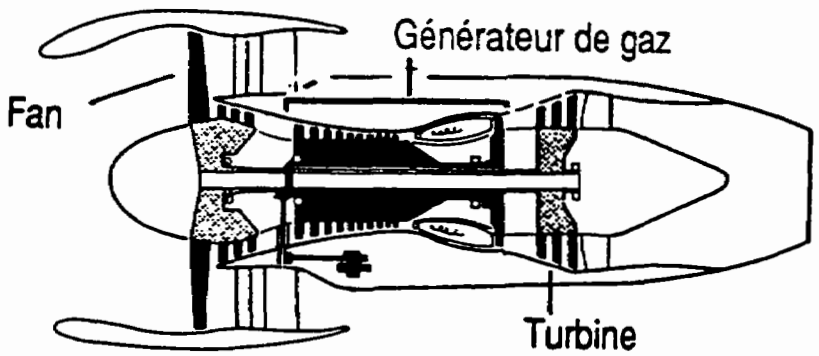


Figure 1.1 Moteur Turbofan

Le générateur de gaz alimente la turbine située à l'arrière du moteur et entraîne la soufflante qui à elle seule produit 80% de la poussée. Le reste de la poussée est produite par le générateur de gaz car la puissance thermique n'est pas entièrement utilisée pour l'entraînement de la soufflante. Dans ce type de moteur nous avons donc, comme on peut le voir à la figure suivante, l'ensemble composé de la soufflante, du compresseur basse et turbine basse pression qui tourne à une vitesse relativement faible (N_1) alors que l'ensemble compresseur haute pression et turbine haute pression tourne de deux à trois fois plus vite (N_2) soit une vitesse qui se situe entre 8000 et 30000 tours par minute (en fonction du modèle). Généralement plus une turbine est petite plus elle tourne vite. Ainsi les aubes de moteurs Pratt & Whitney Canada (JT6, PW100, PW200 et PW300) tournent entre 26000 et 35000 rpm.

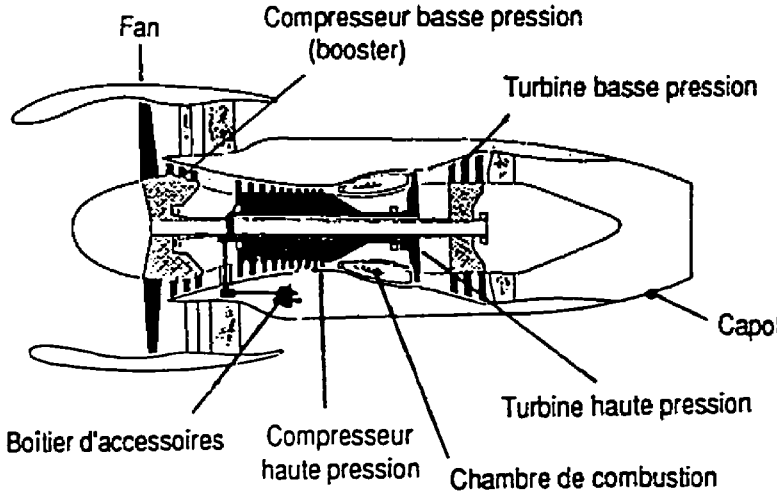


Figure I.2 Éléments principaux d'un moteur turbofan

Le générateur de gaz d'un moteur turbofan possède trois composantes, soit:

- un compresseur haute pression;
- une chambre de combustion;
- une turbine haute pression.

Le compresseur haute pression a pour fonction de faire circuler dans la chambre de combustion un débit d'air approprié à la poussée désirée sous une pression permettant le fonctionnement correct de cette chambre. Dans la chambre à combustion l'air voit sa température augmenter de 470°C jusqu'à 1080°C. La proportion carburant/air pour un mélange stoechiométrique (carburant/air ≡ 15) donne une température de 2000°C ce qui est beaucoup trop élevé. En effet le gaz sortant de la chambre à combustion alimente la turbine haute pression et la température à cet endroit est critique. On doit donc diminuer la proportion carburant/air afin d'obtenir une température de l'ordre de 1080°C. En augmentant la quantité d'air dans la chambre de combustion on diminue la température du gaz sortant car une partie de l'énergie thermique sert à chauffer l'air qui n'a pas réagi. La turbine haute pression est donc une composante limitative du moteur: plus la température d'utilisation est élevée plus l'efficacité énergétique du moteur augmente.

À la sortie du générateur de gaz, à la sortie de la turbine haute pression, la détente des gaz entraîne la turbine basse pression qui à son tour entraîne la soufflante.

On peut visualiser le fonctionnement d'un moteur turbofan en observant la distribution de la température et du taux de compression ce que l'on peut voit à la figure 1.3.

Dans cette figure le moteur est divisé en 5 parties. Nous allons décrire brièvement ce qui se passe dans chacune de celle-ci:

- premièrement, à l'entrée de la soufflante (prise d'air), le taux de compression est de 1 et la température de 15°C (niveau de la mer) et dans la partie supérieure des aubes de la soufflante, le taux de compression est de 1.54 et la température de 54°C;
- deuxièmement, à l'entrée du compresseur basse pression le taux de compression est de 1.2 et la température de 100°C;
- troisièmement, à la sortie du compresseur basse pression, la température et le taux de compression augmentent jusqu'à respectivement 470°C et 21;

- quatrièmement, dans la chambre à combustion, le taux de compression diminue légèrement . mais la température augmente à 1080°C:
- cinquièmement, la température et le taux de compression, à la sortie de la turbine basse pression, descendent respectivement à 450°C et 1.42.

Nous voyons donc clairement que la turbine haute pression est la composante la plus fortement sollicitée et ceci autant au niveau de la température que de la compression.

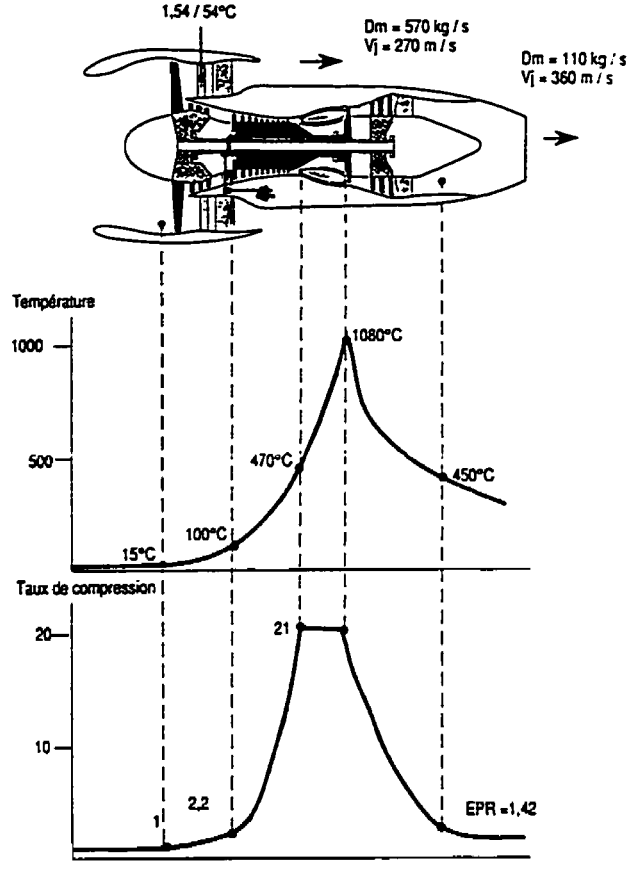


Figure 1.3 Température et taux de compression en fonction de la position

1.1.2 Aube de turbine haute pression

La turbine haute pression se compose comme nous pouvons le voir à la figure suivante d'un stator équipé d'aubes fixes suivi d'un rotor.

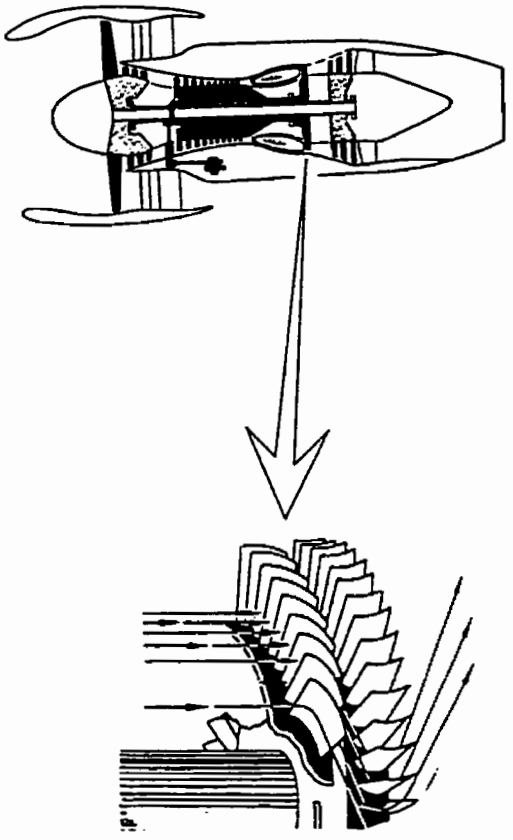


Figure 1.4 Turbine haute pression

Les gaz qui traversent cette turbine subissent deux phénomènes, soit:

- la transformation d'une partie de leurs énergies cinétiques d'écoulement en énergie mécanique (afin d'actionner le compresseur haute pression);
- une chute de pression et de température.

La pièce que nous étudions dans le cadre de ce travail est l'aube de turbine haute pression monocristalline (figure 1.5). Cette pièce est soumise à des pressions de l'ordre de 21 atmosphères et à une température de 1080°C. Les contraintes maximales se développent dans la partie supérieure de la fixation en pied de sapin que nous avons indiqué par des flèches sur la figure suivante. Cette partie de l'aube de turbine qui se nomme *fir tree root* en anglais possède plusieurs équivalences françaises dont, entres autres: emmanchement en sapin, fixation en sapin, emplanture en sapin, racine en sapin, etc. [GOU88, LAM91 et LEX93]. Il semble qu'il n'y ai pas eu jusqu'à maintenant une seule et unique expression d'acceptée et nous avons choisi, pour la suite de ce travail, d'utiliser fixation en pied de sapin comme traduction de *fir tree root*.

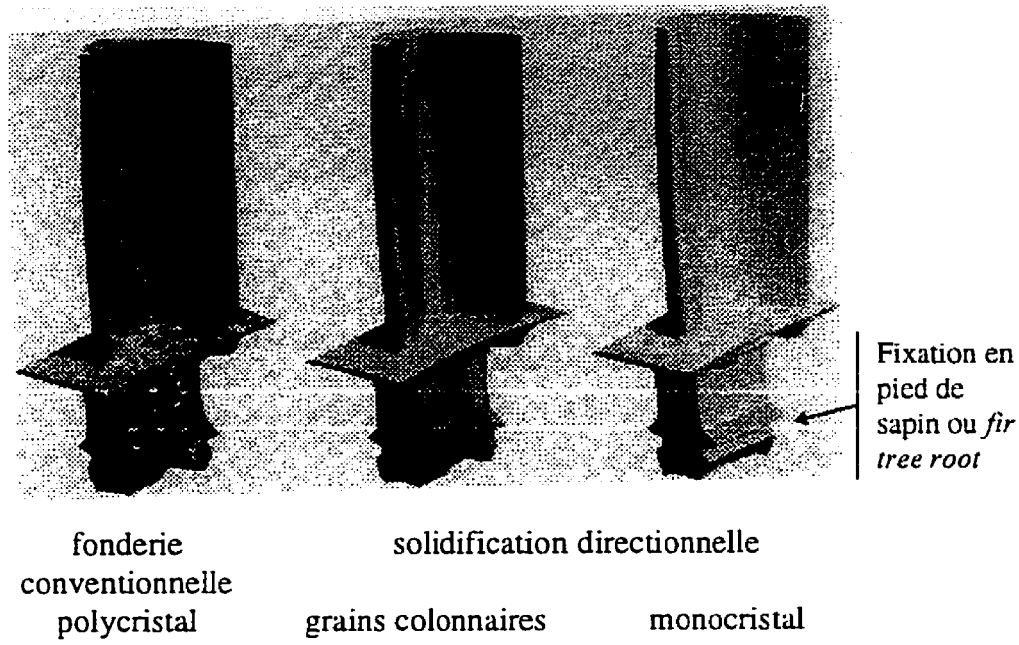


Figure 1.5 Aubes de turbine produites par la fonderie conventionnelle et la solidification directionnelle ainsi que la microstructure résultante

Alors que la température de la partie supérieure de l'aube est de 1080°C. nous avons à la fixation en pied de sapin de l'aube une température de l'ordre de 650°C. Lors d'un cycle de vol (décollage, vol et atterrissage) les sollicitations maximales se produisent au décollage et à l'atterrissage. La fixation en pied de sapin d'une aube de turbine monocristalline est donc soumise à un chargement de fatigue oligocyclique (LCF) et nous avons constaté que les fissures s'initient dans la partie supérieure de la fixation en pied de sapin *(fir tree)*.

1.1.3 Fabrication des aubes de turbine monocristallines

Suite à une pénurie de cobalt dans les années 50 [SIM84], l'utilisation des alliages à base de nickel s'est répandue. Ces alliages bien que répondant au besoin de l'époque ont vu, au cours des années suivantes, augmenter la température d'utilisation des pièces qui en étaient constituées. En effet l'efficacité énergétique d'un moteur augmente avec l'accroissement de la température d'utilisation des aubes de turbine haute pression et rapidement on s'est heurté aux limites d'un alliage polycristallin, soit principalement leur résistance:

- au fluage à haute température:
- aux chocs thermiques.

Le fluage fonctionne par divers mécanismes dont entre autre la diffusion de lacunes produites aux joints de grains qui sont perpendiculaires à la contrainte. Bien que ce mécanisme de fluage ne soit pas le plus important on a tenté, au milieu des années 60, de diminuer la surface des joints de grains et pour y parvenir Francis L. Versnyder (de Pratt & Whitney Aircraft) a développé un système permettant la croissance de grains colonnaires [VER70]. Il s'est appuyé sur le fait qu'en contrôlant le gradient thermique entre le solidus et le liquidus on pouvait passer de la croissance équiaxiale (polycristalline) à une croissance directionnelle, ce que l'on peut voir à la figure 1.6.

Divers problèmes furent rencontrés dont la formation de *freckle* qui sont des défauts apparaissant lors de la solidification et qui proviennent d'une macro ségrégation [VER70]. Nous constatons sur le graphique de la figure 1.6 que si l'on est en mesure d'imposer un gradient thermique suffisamment grand nous pouvons obtenir la croissance directionnelle des grains. C'est une idée qui semble fort simple mais qui pour l'ingénieur de l'époque était très difficile à réaliser. Après avoir produit des pièces à grains colonnaires. Versnyder s'est attaqué à la fabrication de pièces monocristallines.

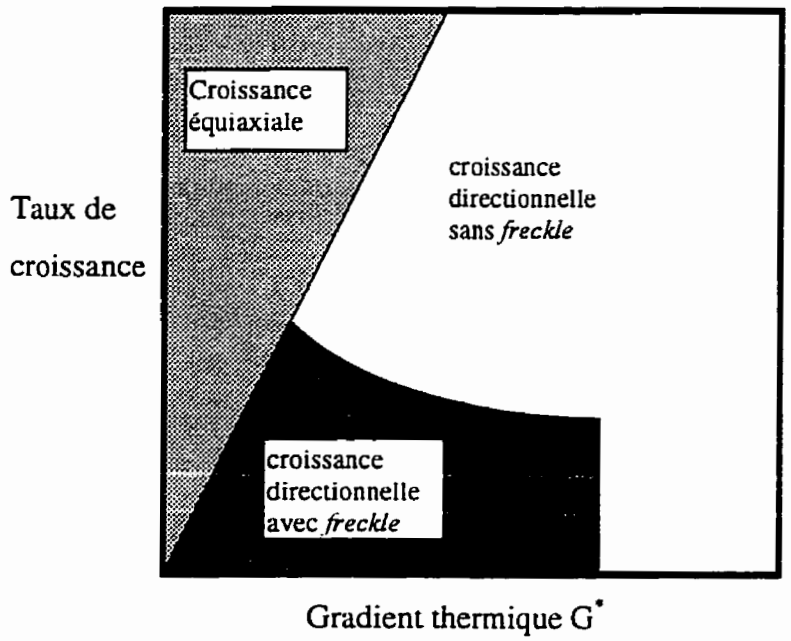


Figure 1.6 Type de croissance en fonction de la vitesse de croissance et du gradient thermique

Le principe est le même que pour les grains colonnaires mais il fallait réussir à s'assurer la croissance d'un seul de ces grains ce qu'il fit en imposant une diminution de section au moule, afin d'assurer la croissance des grains le mieux orientés, et ensuite en imposant des changements de direction de croissance pour que finalement un seul grain puisse

croître. À la figure 1.7 nous pouvons voir la représentation schématique de deux aubes solidifiées (1.7 a) et l'ensemble four à induction, moule et système de refroidissement (figure 1.7 b). Avant la coulée le moule est chauffé à une température supérieure à la température de fusion de l'alliage. Avec le chauffage par induction et le système de refroidissement nous pouvons contrôler le gradient thermique entre le solidus et le liquidus et produire la croissance de plusieurs grains d'orientation <001>.

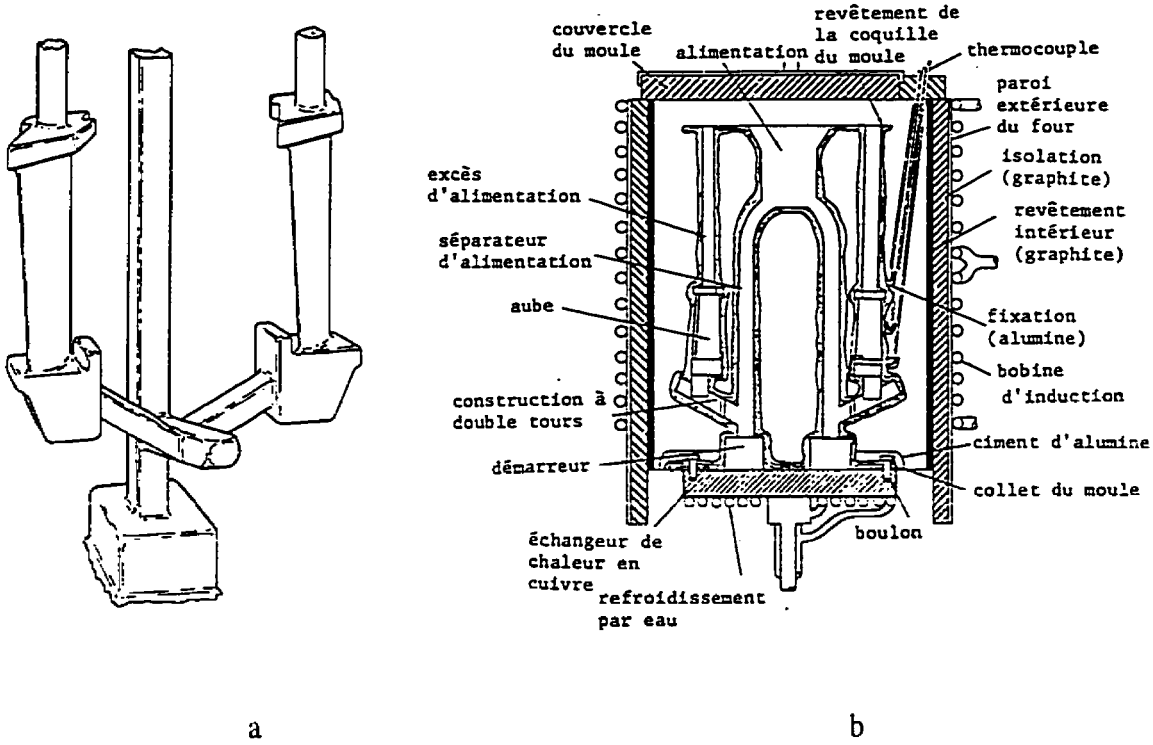


Figure 1.7 a) deux aubes solidifiées et b) montage pour la coulée

Seuls les grains les mieux orientés, ceux au centre du démarreur, poursuivront leur croissance passée la zone d'étranglement (a). Plusieurs d'entre eux bifurquent à l'horizontal au premier angle droit rencontré (b). Au second angle droit (c), seulement un grain va continuer à croître de part et d'autre du moule pour former deux aubes de turbine

monocristallines. L'angle de 15° que nous pouvons observer entre la racine de l'aube et le second angle droit est la pour maintenir un gradient thermique entre le solidus et le liquidus. C'est de cette façon que Pratt & Whitney Aircraft produit ses aubes de turbine monocristallines.

1.2 Alliages monocristallins

1.2.1 Comportement anisotrope des monocristaux

La caractéristique fondamentale d'un monocristal est l'anisotropie de ses propriétés mécaniques[1]. En effet, le module d'Young (module d'élasticité apparent) et la limite d'élasticité tant en compression qu'en tension varient en fonction de l'orientation du cristal.

Pour l'alliage PWA 1480 (à la température de la pièce) le module d'Young est plus élevé pour l'orientation [111] (310 GPa) et diminue lorsque l'on s'approche de l'orientation [001] (126 GPa). Étant donné que le module d'Young est fondamentalement une mesure de l'intensité des liens atomiques, ces résultats sont cohérents pour une structure CFC (cubique à face centrée). À l'équation suivante nous avons la relation reliant le module d'Young apparent aux coefficients de la matrice d'élasticité d'un monocristal CFC et ceci sur la région couverte par un triangle stéréographique standard:

$$E^{-1} = S_{11} - \left[2(S_{11} - S_{12}) - S_{44}\right] \times \left[\cos^2\phi\left(\sin^2\theta - \sin^2\theta\cos^2\phi\cos^2\theta\right)\right] \qquad (1.1)$$

Nous avons à la figure 1.8 la réprésentation des angles ϕ et θ que l'on peut voir sur le triangle stéréographique (1.8 a) ainsi que le module d'Young apparent (1.8 b).

Nous observons le même phénomène au niveau de la contrainte d'écoulement car cette propriété varie aussi en fonction de l'orientation cristallographique. Nous fournissons à titre indicatif le tableau 1 où nous avons la contrainte d'écoulement (en traction) pour

---

[1] Voir l'annexe 1 (comportement élastique d'un monocristal).

quelques orientations cristallographiques de l'alliage PWA 1480E (moins de carbone que le PWA 1480) [CHE91].

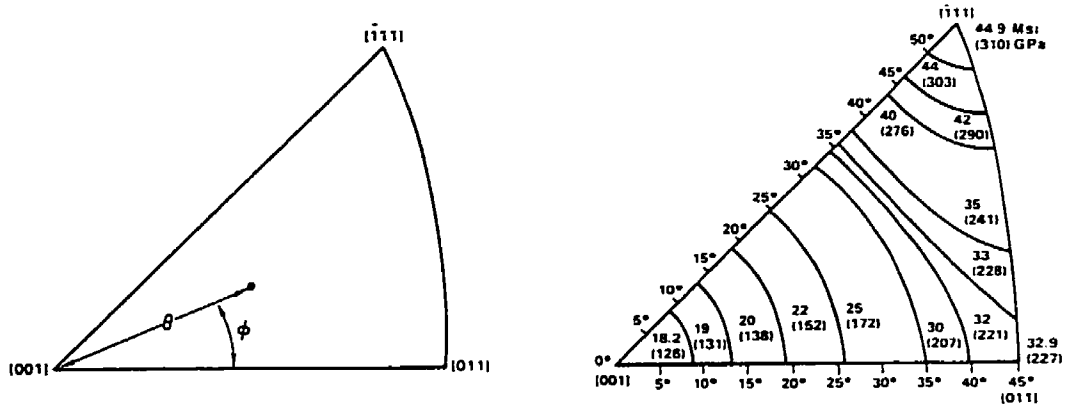


Figure 1.8 Module d'Young du monocristal PWA 1480, à 22°C, en fonction de l'orientation

Tableau 1.1 Contrainte d'écoulement de l'alliage monocristallin PWA 1480E dans l'hélium à 22°C

Orientations cristallographiques	Contraintes d'écoulement (MPa)
<111>	1566,6
<223>	1618,4
<112>	1633,2
<123>	1672,5
<110>	1692,1
<013>	1583,1
<100>	1534,1

Nous constatons que la ductilité dépend aussi de l'orientation cristallographique. Nous avons par exemple un allongement à la rupture de 2,9% pour l'orientation <100> et 24,3% (en l'absence d'hydrogène) pour l'orientation <130> [WAL88].

Une propriété non isotropique importante des monocristaux est le comportement en fluage. En effet, selon l'axe d'orientation du monocristal et de la température, le comportement en fluage change. Par exemple, à 760°C l'orientation <001> est celle qui résiste le mieux au fluage alors qu'à 982°C c'est l'orientation <111> [DUH89].

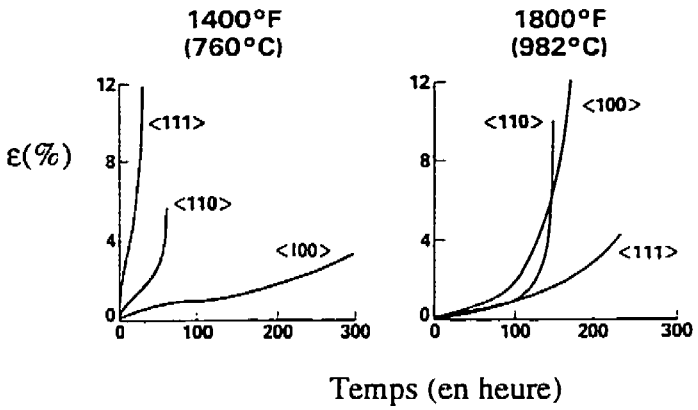


Figure 1.9 L'anisotropie de la résistance au fluage d'un monocristal de PWA 1480 en fonction de la température

D'autres propriétés comme la résistance en flexion et en torsion sont des fonctions du module d'élasticité et un choix judicieux de l'orientation du monocristal dans le design d'une pièce permet d'en obtenir une plus longue durée de vie en service. Dans le tableau suivant nous présentons de façon qualitative l'effet de l'orientation d'un monocristal sur quelques unes de ses propriétés [NOR84].

Tableau 1.2 Propriétés d'un monocristal en fonction de son orientation

Propriétés	Orientation		
	<100>	<110>	<111>
Fluage primaire	haut	bas	bas
Module d'Young	bas	moyen	élevé
Durée de vie en fatigue	haute	basse	haute
Ductilité	haute	haute	basse

1.2.2 Générations de monocristaux à base de nickel

Les superalliages utilisés pour les aubes de turbine était originellement des polycristaux mais la recherche incessante menée afin d'augmenter la température de la chambre de combustion a mené à l'apparition des premiers alliages solidifiés de façon directionnelle (DS). Par exemple l'alliage MAR M247 LC (tableau 1.3), lorsque solidifié de façon directionnelle, voit sa température d'utilisation augmenter de 14°C par rapport à l'état polycristallin (P). Cette augmentation de la température de la chambre de combustion a une importance primordiale sur les économies de carburant: plus elle est élevée et moins le moteur consomme d'énergie.

Il a été compris assez tôt que l'avenue la plus intéressante afin d'augmenter la température d'utilisation des aubes de turbine haute pression était d'utiliser de tels alliages. La recherche s'est naturellement poursuivie et l'on a constaté qu'il était possible d'augmenter davantage cette température en utilisant des monocristaux. Nous avons regroupé au tableau 1.4 les compositions chimiques de quelques monocristaux utilisés en aéronautique.

Tableau 1.3 Composition chimique d'alliages utilisés en aéronautique

%poids	IN100 (P)	MAR M200 (P ou DS)	MAR M247 LC (P ou DS)
Al	5.5	4.7	5.5
B	0.014	-	0.015
C	0.18	-	-
Co	15	10	10.0
Cr	10	9	8.3
Hf	-	-	1.5
Mo	3	-	0.7
Nb	-	1.7	-
Ta	-		3.0
Ti	4.7	1.7	1.0
V	1	-	-
W	-	12.5	10.0
Zr	0.06	-	0.05
Ni	le reste	le reste	le reste

Tableau 1.4 Composition chimique d'alliages monocristallins utilisés en aéronautique

	MONOCRISTAUX							
	1ière génération			**2ième génération**			**3ième génération**	
% poids	PWA 1480	CMSX2	René N4	PWA 1484	CMSX4	René N5	CMSX10	René N6
Al	5.0	5.6	3.7	5.6	5.6	6.2	5.0-7.0	5-6.25
Co	5.0	5.0	8.0	10.0	9.0	8.0	1.5-9.0	10.0-15.0
Cr	10.0	8.0	9.0	5.0	6.5	7.0	1.8-4.0	4.25-6.0
Hf	-	-	-	0.1	0.1	0.2	0- 0.15	0.1-0.5
Mo	-	0.6	2.0	2.0	0.6	2.0	0.25-2.0	0.5-2.0
Nb	-	-	0.5	-	-	-	0- 0.5	0-1.0
Re	-	-	-	3.0	3.0	3.0	5-7	5.1-5.6
Ta	12.0	6.0	4.0	9.0	6.5	7.0	7.0-10.0	7.0-9.25
Ti	1.5	1.0	4.2	-	1.0	-	0.1-1.2	-
W	4.0	8.0	6.0	6.0	6.0	5.0	3.5-7.5	5.0-6.5
Ni	le reste	le reste	le reste	le reste	le reste	le reste	le reste	le reste

Les premiers monocristaux qui ont été utilisés pour la fabrication d'aubes de turbine monocristallines sont appelés monocristaux de première génération et ils ont permis un gain entre 17 et 22°C. L'ajout de 3% de rhénium, principale caractéristique des monocristaux de seconde génération, a permis d'augmenter leur température d'utilisation entre 31 et 36°C de plus que la précédente génération. Actuellement le domaine de l'aéronautique est rendu à la troisième génération de monocristaux et malgré le peu d'information disponible, il semble que l'augmentation en rhénium (maintenant à environ 6%) permet un gain supplémentaire de 30°C [ERI95]. Il est à noter que dans le cas des monocristaux, l'augmentation de la température d'utilisation se traduit par l'augmentation de la température du solvus des précipités γ'. La section suivante va vous permettre de mieux comprendre l'influence des précipités sur les propriétés mécaniques des monocristaux à base de nickel.

1.2.3 Microstructure

Nous pouvons constater, au tableau 1.4, que la composition chimique des monocristaux présente généralement de 7 à 8 éléments et que le nickel et le cobalt représentent au moins 50% (% poids). Ces monocristaux sont des alliages de structure cubique à face centrée formés d'une matrice γ et de précipités γ' dont la fraction volumique se situe entre 60 et 65%. La présence de porosités (0.3% vol.) est due à la croissance dendritique. L'alliage brut de fonderie présente une structure dendritique composée d'environ 60% de γ' (précipités cohérents) formés principalement de $Ni_3(Al,Ti)$ dans une matrice γ (solution solide à base de nickel). Les régions interdendritiques de l'alliage brut de fonderie sont formées d'un eutectique γ/γ' avec une faible quantité de carbure [VER70].

Afin de modifier la distribution des précipités γ' les monocristaux subissent un traitement thermique en trois étapes:

1) mise en solution des précipités γ' à une température de 1285°C[2] pendant quatre heures;
2) germination et croissance de précipités γ' à une température de 1080°C pendant 4 heures;
3) germination et croissance de fins précipités γ' à une température de 870°C pendant 32 heures.

L'exemple fourni précédemment s'applique au PWA 1480 mais le traitement thermique de tous les monocristaux utilisés en aéronautique vise les mêmes objectifs, soit:

- l'homogénéisation de la composition entre les dendrites et l'espace interdendritique;
- la dissolution des précipités γ' suivie de la germination et de la croissance de nouveaux précipités γ' de dimensions contrôlées.

L'obtention de précipités γ' de dimensions contrôlées est primordiale car en dessous de 760°C la contrainte d'écoulement est une fonction inversement proportionnelle à la taille des précipités. De plus la taille des précipités γ' a un effet sur le mouvement des

---

[2] Le solvus des précipités dans un alliage polycristallin à base de nickel est d'au maximum 1200°C alors que dans le PWA 1480 il est à 1285°C. En prenant une marge de sécurité suffisante il est possible d'augmenter, pour le PWA 1480, la température d'utilisation de 20 à 25°C.

dislocations. Dans un monocristal le glissement des dislocations peut se faire de trois façons:

1) la dislocation contourne les précipités γ' en changeant de plan;
2) la dislocation cisaille les précipités γ';
3) la dislocation évite les précipités γ' en se courbant entres ceux-ci et en se recombinant après (mécanisme d'Orowan).

Dans le cas des superalliages monocristallins à base de nickel il existe, pour la résistance maximale au fluage, une taille optimale soit, comme on peut le voir à la figure 1.11, de 0.3 à 0.4 micron.

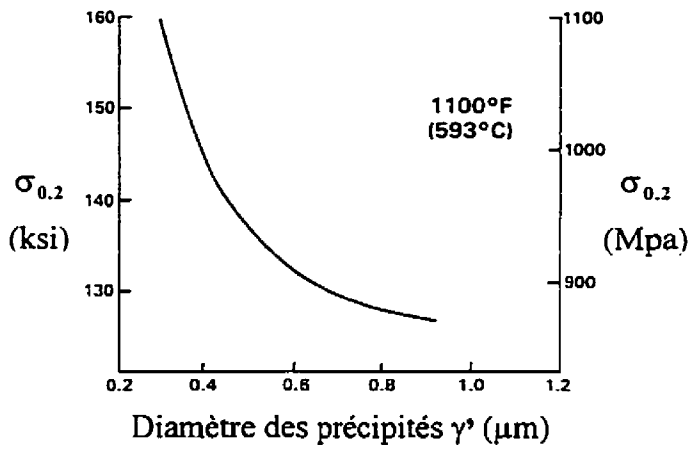


Figure 1.10 La contrainte d'écoulement ($\sigma_{0.2}$), en dessous de 760°C, est inversement proportionnelle à la taille de précipités γ'.

En effet, lorsque la température est supérieure à 815°C (ce qui est en dessous de la température d'utilisation des aubes de turbine haute pression), l'activation thermique devient importante et il est plus facile pour les dislocations de contourner les précipités

que de les cisailler (et le temps de service en fluage diminue). Si les précipités ont une dimension supérieure à 0.4 micron, les dislocations agissent selon le mécanisme d'Orowan et nous aurons encore une diminution de la durée de service en fluage [DUH89].

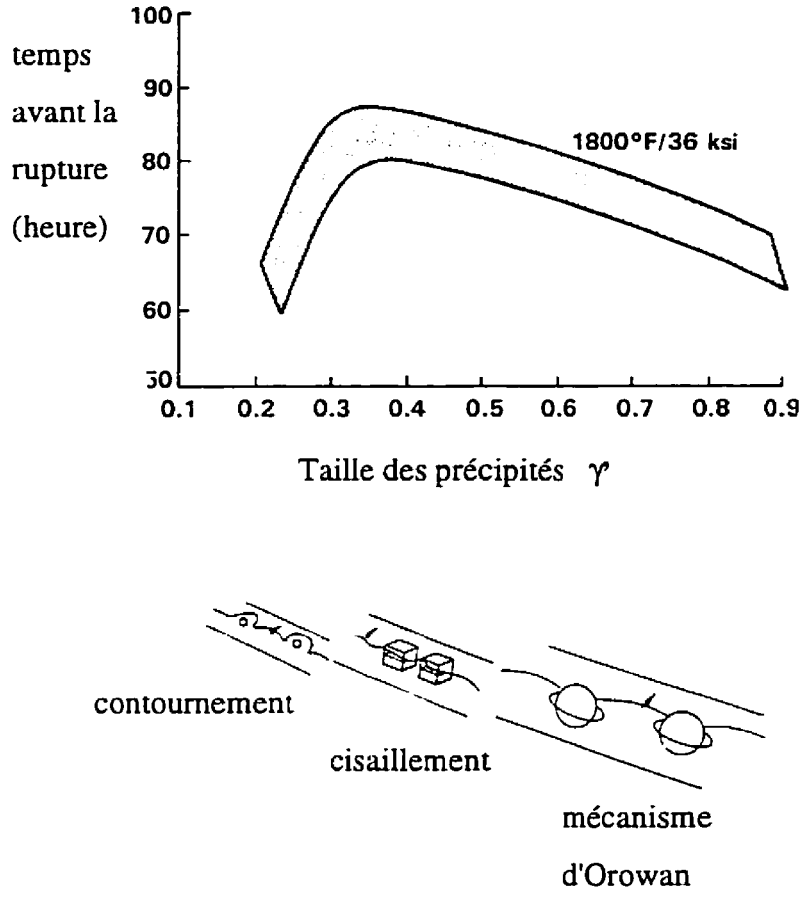


Figure 1.11 Effet de la taille des précipités γ' sur la durée de vie en fluage (à 982°C) d'un monocristal.

Comme nous l'avons mentionné précédemment la microstructure d'un monocristal à base de nickel se limite à des précipités γ' dans une matrice γ (solution solide à base de nickel).

Nous pouvons voir à la figure 1.10 la microstructure d'un plan (100) pour un monocristal de PWA 1480.

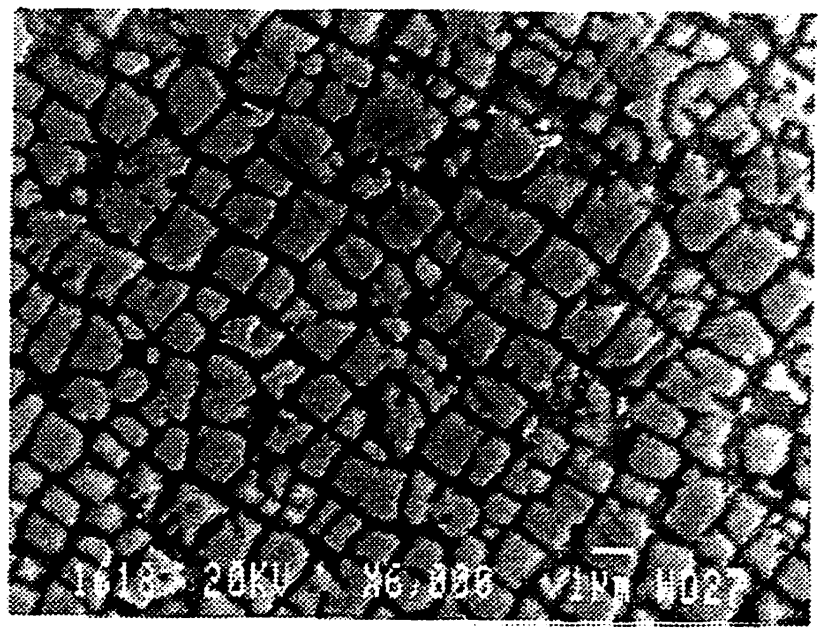


Figure 1.12 Microstructure d'un plan (100) pour le monocristal PWA 1480

1.2.4 Solutions utilisées pour les facteurs d'intensité de contrainte dans les éprouvettes monocristallines.

Comme nous l'avons mentionné dans l'introduction, la durée de vie des aubes de turbine haute pression est principalement controlée par leur résistance à la fatigue oligocyclique. Au tableau 1.2 nous avons montré, de façon qualitative, l'influence de l'orientation cristallographique sur la durée de vie des aubes de turbine haute pression. L'avènement de nouveaux critères de rupture combinés au fait que les compagnie d'aviation exigent des moteurs dont les temps d'utilisation, entres chaque période d'entretien, sont de plus en plus longs requiert une prédiction de la durée de vie d'autant plus précise et fiable. Naturellement ceci exige une meilleure compréhension, pour les aubes de turbine, des mécanismes de fatigue à chaud et en particulier des mécanismes de fatigue-propagation.

Les auteurs des premières publications sur la fatigue propagation dans les monocristaux utilisaient un facteur d'intensité de contrainte pour un matériau isotrope [DIB87]. Parallèlement des recherches étaient effectuées au niveau du calcul des facteurs d'intensité de contrainte pour les matériaux anisotropes.

Dans les années 70, Snyder et Cruse [SNY75] ont développé une procédure numérique permettant de calculer le facteur d'intensité de contrainte dans une plaque infinie (2D) d'un matériau anisotrope (composite). Par la suite Chan et Cruse [CHA86a] ont étendu cette approche pour les éprouvettes CT monocristallines (2D). Ensuite différents auteurs dont entre autres Chan et Leverant [CHA87] se sont servis des résultats de ces derniers pour justifier l'utilisation d'un facteur d'intensité de contrainte efficace ($\Delta K = (\Delta G / C_1)^{1/2}$). Les fondements théoriques de cette approche proviennent de Paris et Sih [PAR64] qui ont démontré que pour un matériau (isotrope ou anisotrope) nous avons:

$$G = G_I + G_{II} + G_{II} \tag{1.2}$$

$$G = C_1 K_I^2 + C_2 K_{II}^2 + C_3 K_{III}^2 \tag{1.3}$$

Pour un matériau anisotrope les constantes C_i sont les suivantes:

$$C_1 = \frac{-S_{22}}{2} \mathrm{Im}\left[\frac{(\mu_1 + \mu_2)}{\mu_1 \mu_2}\right] \tag{1.4 a}$$

$$C_2 = \frac{S_{11}}{2} \mathrm{Im}[\mu_1 + \mu_2] \tag{1.4 b}$$

$$C_3 = \frac{1}{2} \frac{S_{44} S_{55}}{\left(S_{44} S_{55} - S_{45}^2\right)^{1/2}} \tag{1.4 c}$$

Les coefficients S_{ij} représentent les coefficients du tenseur d'élasticité et les μ_k sont les racines complexes ($\mu = \alpha + i\beta$) de l'équation caractéristique suivante:

$$S_{11}\mu^4 - 2S_{16}\mu^3 + (2S_{12} + S_{66})\mu^2 - 2S_{26}\mu + S_{22} = 0 \tag{1.5}$$

Le développement complet pour obtenir cette dernière équation est donné par Lekhnitskii [LEK63].

1.2.4.1 Facteur d'intensité de contrainte isotropique

L'utilisation d'un facteur d'intensité de contrainte d'un matériau istotrope pour un monocristal s'est fait naturellement. En effet, bien que les notions théoriques étaient accessibles [LEK63] peu de gens avaient travaillé sur le sujet et les solutions de K n'étaient pas disponibles. Il s'en est suivi que les premières études ne tenaient pas compte de l'anisotropie d'un monocristal au niveau de la formulation des facteurs d'intensité de contrainte.

Diboine, Peltier et Pelloux ont fait des essais sur des éprouvettes monocristallines de PWA 1480 [DIB87]. Le but de cette étude était de déterminer l'effet de l'orientation de l'axe primaire (α) et de l'axe secondaire (β) sur la fatigue-propagation à la température de la pièce et à 870°C. L'orientation primaire α est l'angle entre la direction [001] et l'axe de traction alors que l'orientation secondaire β est l'angle entre la direction de propagation de la fissure et la direction [010]. Pour ce faire ils ont utilisé des éprouvettes SEN de PWA 1480 dont le facteur d'intensité de contrainte[3] (isotrope) est le suivant:

$$\Delta K = \frac{\Delta\sigma}{BW}(\pi a)^{1/2}\left\{F_1\left(\frac{a}{W}\right) - 6F_2\left(\frac{a}{W}\right)\left[\frac{C_{12}\left(\frac{a}{W}\right)}{\frac{12L}{W} + C_{22}\left(\frac{a}{W}\right)}\right]\right\} \qquad (1.6)$$

Où F_1, F_2, C_{12}, et C_{22} sont des facteurs de corrections géométriques, B l'épaisseur, W la largeur et L la longueur de l'échantillon.

---

[3] Ce facteur d'intensité de contrainte a été développé pour une éprouvette dont les extrémités ne sont pas libres d'effectuer une rotation (*fixed grip*).

En prenant les extrèmes de l'orientation secondaire β (0° et 45°) ils ont constaté que lorsque le rapport R (S_{min}/S_{max}) est égal à -1, le da/dN pour l'orientation [010] (β =0°) est plus élevé que pour l'orientation [110] (β =0°) et ceci aussi bien à la température de la pièce qu'à haute température (870°C). Lorsqu'il utilisaient un ratio R de 0.1 cet écart, tant à la température de la pièce qu'à 870°C (figure 1.13), s'amoindrissait considérablement. Selon eux ceci s'explique par l'augmentation du nombre de systèmes de glissement activés lorsque la température est accrue.

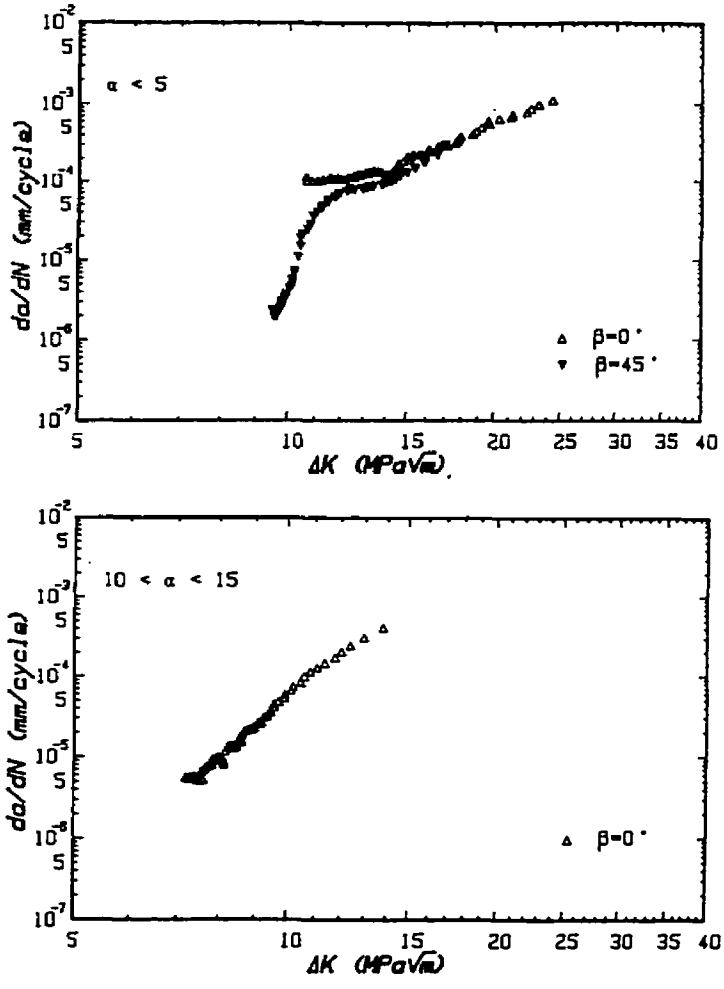


Figure 1.13 da/dN en fonction de ΔK pour du PWA 1480 à 870°C

1.2.4.2 Validation pour une éprouvette CT monocristalline du facteur d'intensité de contraintes de la norme ASTM E647 par Chan et Cruse

Pour calculer les facteurs d'intensité de contrainte K_I et K_{II} (nous sommes en déformation plane) Chan et Cruse utilisent la mécanique du rupture élastique linéaire (LEFM ou *Linear Elastic Fracture Mechanics*). Étant donné que la contrainte est singulière en fond de fissure nous avons:

$$\frac{K_I}{\sqrt{2\pi}} = \lim_{r\to 0} \sqrt{r}\ \sigma_{y|\theta=0} \qquad (1.7\ a)$$

$$\frac{K_{II}}{\sqrt{2\pi}} = \lim_{r\to 0} \sqrt{r}\ \tau_{xy|\theta=0} \qquad (1.7\ b)$$

Si nous remplaçons les contraintes en x et en xy par leurs valeurs respectives nous obtenons:

$$K_I = \lim_{r\to 0}\left\{\sqrt{2\pi r}\left[C_{12}\varepsilon_{11|\theta=0} + C_{22}\varepsilon_{22|\theta=0} + 2C_{26}\varepsilon_{12|\theta=0}\right]\right\} \qquad (1.8\ a)$$

$$K_{II} = \lim_{r\to 0}\left\{\sqrt{2\pi r}\left[C_{16}\varepsilon_{11|\theta=0} + C_{26}\varepsilon_{22|\theta=0} + 2C_{26}\varepsilon_{12|\theta=0}\right]\right\} \qquad (1.8\ b)$$

Les quantités $\lim_{r\to 0} \sqrt{r}\,\varepsilon_{ij|\theta=0}$ sont évaluées numériquement par la méthode des éléments de frontières.

Nous pouvons voir à la figure 1.14 l'éprouvette CT utilisée, le repère XY ainsi que les angles α et β. L'angle α sert à mesurer l'orientation cristallographique de la pièce et l'angle β mesure la déviation de la fissure par rapport à l'axe perpendiculaire à l'axe de traction.

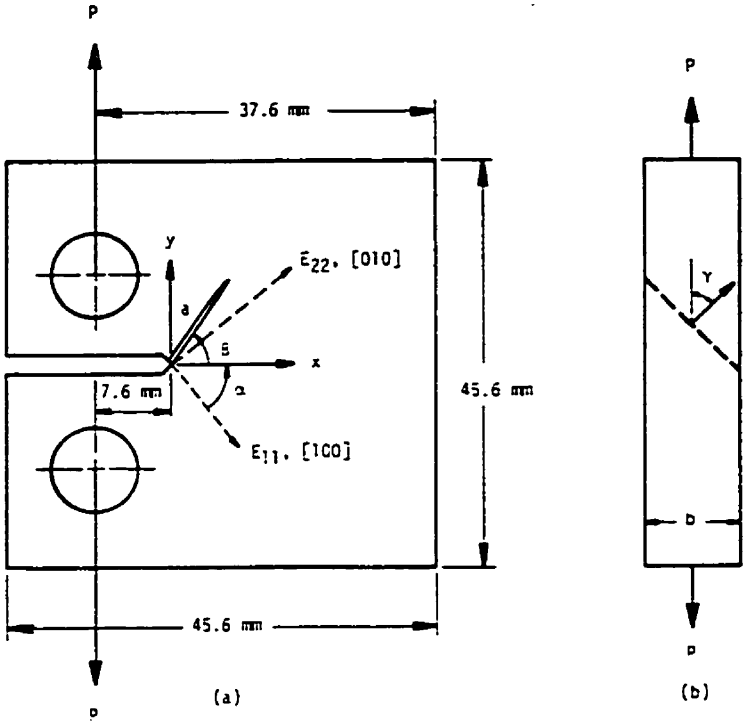


Figure 1.14 Dimensions de l'éprouvette CT, sollicitée en mode 1, présentant une fissure inclinée: (a) vu de côté et (b) vu de l'arrière

À l'heure actuelle les équations de Chan et Cruse sont les plus utilisées pour les monocristaux [AST93]. Cependant il existe plusieurs problèmes avec l'application de cette approche aux aubes de turbine monocristallines. Ainsi, étant donné que l'analyse de Chan et Cruse est est en deux dimensions il s'ensuit que l'inclinaison de la fissure par rapport au plan XY (angle γ de la figure 1.13 b) ne peut être considérée. De plus, dans le système de repères utilisé, l'axe [001] est perpendiculaire à la surface de la pièce (axe Z de la figure 1.13 a), il est impossible de reproduire la sollicitation d'une aube de turbine

en service[4]. Un autre des problèmes de Chan et Cruse est qu'ils ont effectué leurs calculs, pour le MAR-M200, à partir de propriétés élastiques obtenues en utilisant la loi des mélanges[5]. Les résultats obtenus pour le facteur d'intensité de contrainte en mode I (K_I) apparaissent à la figure suivante.

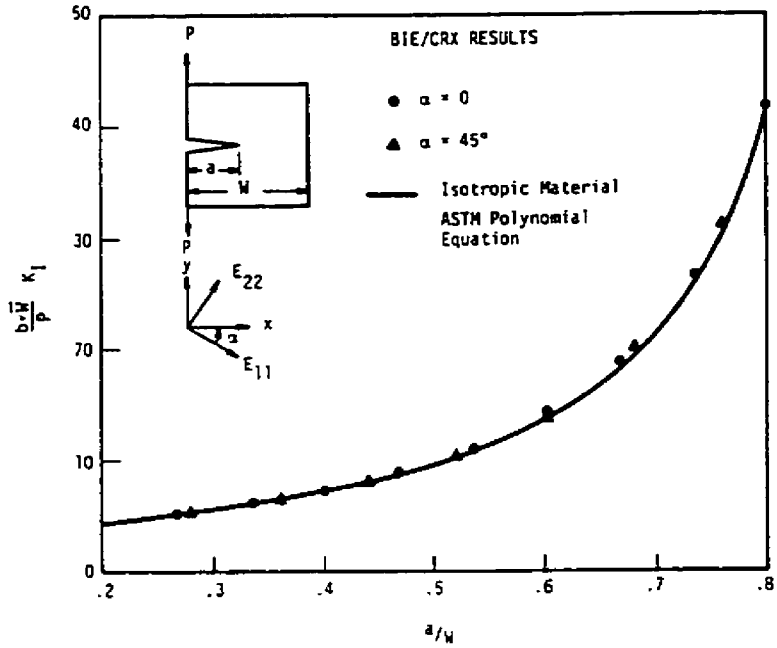


Figure 1.15 $\frac{b\sqrt{W}K_I}{P}$ en fonction de a'/W pour une éprouvette CT monocristalline ($a' = l + a\cos b$)

Nous remarquons que plus la fissure dévie de l'axe X, plus le facteur d'intensité de contrainte diminue. De plus nous constatons que pour des fissures dont l'angle β est de 0°

---

[4] Une aube de turbine est dans le repère $X_1 = [100]$, $X_2 = [110]$ et $X_3 = [1\underline{1}0]$ afin que la propagation d'une fissure se produise dans une direction de propagation lente(direction [110]).

[5] Ils ont utilisé les valeurs de S_{11}, S_{12} et S_{44} pour un monocristal de nickel pur et pour un monocristal de Ni_3Al. En utilisant une loi des mélanges (aucun détail n'est fourni) ils obtiennent les valeurs de E_{11}, E_{12} ($E_{11} = E_{22}$), G_{12} et ν_{12}.

ou de 30° les résultats numériques concordent avec le facteur d'intensité de contrainte utilisé pour les éprouvettes CT dans la norme ASTM E647-83 [AST83], soit:

$$\Delta K_I = \frac{\Delta P}{B\sqrt{W}} \frac{(2+\alpha)}{(1-\alpha)^{3/2}} (0.886 + 4.64\alpha - 13.32\,\alpha^2 + 14.72\,\alpha^3 - 5.6\,\alpha^4) \quad (1.9)$$

avec $\alpha = a/W$

P = force appliquée

B = l'épaisseur de l'éprouvette

W = la largeur de l'éprouvette

Les valeurs obtenues pour le mode II apparaissent à la figure 1.16. Étant donné qu'elles sont beaucoup plus petites que celles obtenues en mode I, Chan et Cruse concluent que la solution fournie dans la norme ASTM E647-83 fournie une bonne approximation du facteur d'intensité de contrainte dans une éprouvette CT monocristalline (ceci pour autant que la fissure dévient d'au plus 30°).

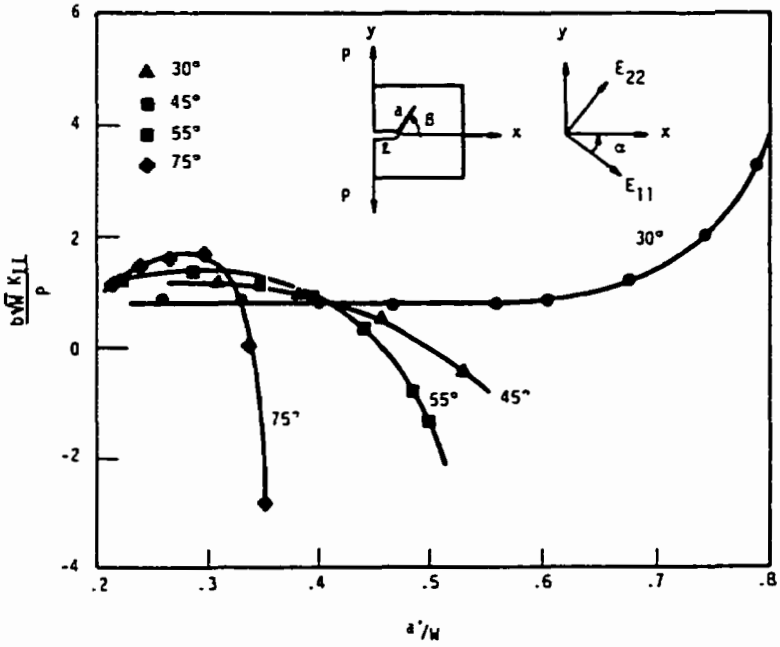
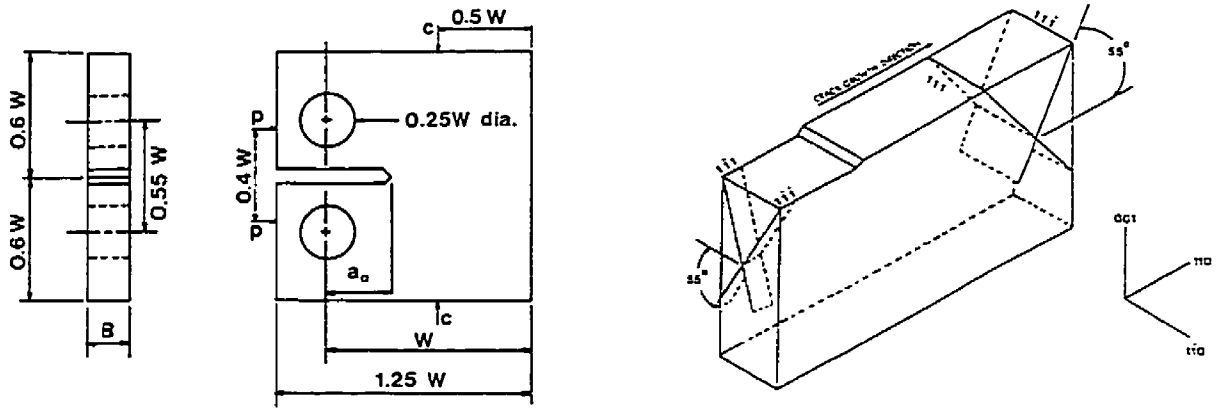


Figure 1.16 $\frac{b\sqrt{W}K_{II}}{P}$ en fonction de a'/W pour une éprouvette CT monocristalline ($a' = l + a\cos b$)

L'article de Chan et Cruse est cité dans la norme ASTM E647-93 [AST93] comme référence lorsque nous devons évaluer le K (ou le ΔK) d'une éprouvette CT monocristalline. Il semble donc admis que nous pouvons approximer le facteur d'intensité de contrainte d'une éprouvette CT monocristalline par la solution développée pour un milieu isotrope.

Les résultats expérimentaux fournis dans cette section proviennent de l'article de Lerch et Antolovich [LER90] qui ont fait des essais de fatigue sur des éprouvettes CT monocristallines de René N4. Nous pouvons voir à la figure 1.17 l'éprouvette utilisée ainsi que son repère cristallographique



(a) (b)

Figure 1.17 Éprouvette CT monocristalline (a) W = 38.1 mm, a = 0.30W et B = 4.75 mm, (b) repère cristallographique

La composition de l'alliage René N4 apparaît au tableau 1.4. Les essais ont été effectués à 0.5 Hz (R=0.1) et pour cinq températures, soit: 21°C, 704°C, 927°C, 1038°C et 1093°C. Ils ont tous été fait en conformité de la norme ASTM E647-83 et la solution de K développée pour une éprouvette polycristalline a été utilisée. Nous pouvons voir à la figure 1.18 les courbes obtenues. Les auteurs mentionnent que les irrégularités des courbes proviennent probablement de l'intervalle pendant lequel ils considèrent le ΔK constant. En effet les mesures de da/dN ont été prises pendant un $\Delta a \equiv 0.25$ mm ce qui, selon eux, entraîne plus de dispersion qu'en utilisant un $\Delta a \equiv 0.5$ mm. Nous pouvons voir sur la figure 1.19 qu'en augmentant le Δa à 0.5 mm nous réduisons la dispersion des résultats mais ceci entraîne une diminution des données expérimentales.

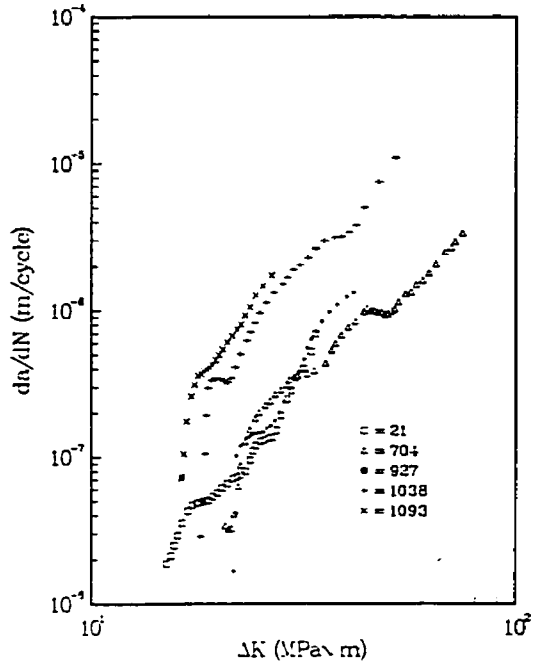


Figure 1.18 Vitesse de propagation de fissure en fonction de ΔK pour une éprouvette de René N4 (vitesse mesurée pendant un intervalle d'environ 0.25 mm)

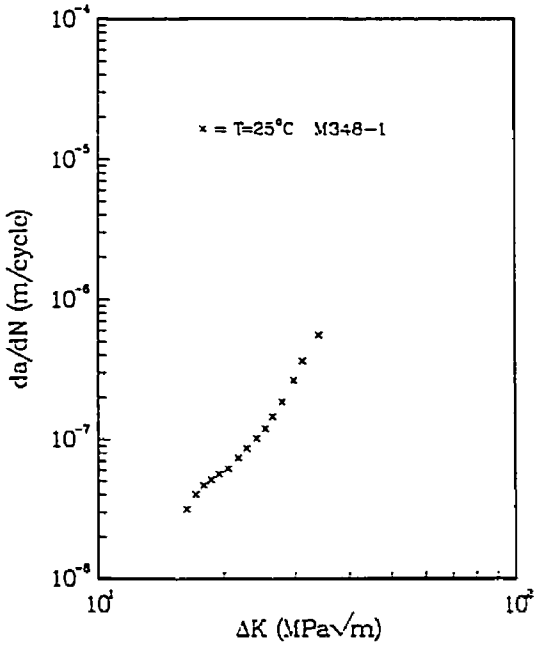


Figure 1.19 Vitesse de propagation de fissure en fonction de ΔK pour une éprouvette de René N4 (vitesse mesurée pendant un intervalle d'environ 0.5 mm)

Nous pouvons voir au tableau 1.5 les valeurs des constantes de la loi de Paris obtenues. pour les six essais, en utilisant une régression linéaire.

Tableau 1.5 Constantes pour la loi de Paris ($da/dN = C\,\Delta K^m$)

Température (°C)	Constantes de la loi de Paris		
	C (m / cycle) / $\left[MPa\sqrt{m}\right]^m$	m	R^2
704	8.7×10^{-11}	2.4	0.985
927	9.3×10^{-14}	4.4	0.971
1038	1.1×10^{-11}	3.5	0.974
1093	2.1×10^{-12}	4.1	0.992
21	7.2×10^{-13}	3.8	0.947
704	3.0×10^{-13}	4.0	0.984

Les courbes de propagation semblent se réunir en deux groupes, soit: le premier pour les températures de 21°C, 704°C et 927°C; le deuxième pour les températures de 1038°C et 1093°C. Les auteurs mentionnent qu'ils n'ont pas trouvé de corrélation entre C, m et la température et qu'en plus ils ignorent la raison qui entraîne une augmentation de la vitesse de propagation lorsque nous sommes à 1038°C et 1093°C.

1.2.4.3 Facteur d'intensité de contrainte efficace basé sur un taux de restitution d'énergie élastique

Résultats expérimentaux pour une éprouvette de traction-torsion

L'approche utilisée par Chan et Leverant [CHA87] consiste à poser que les solutions de K (K_I, K_{II} et K_{III}) développées pour des éprouvettes polycristallines s'appliquent aux éprouvettes monocristallines. Pour valider cette hypothèse ils procèdent à des essais de fatigue et comme les résultats expérimentaux consolident une loi de Paris ils concluent que l'hypothèse de départ est vraie. Pour justifier l'hypothèse de départ, Chan, Hack et Leverant [CHA86b] écrivent: "De récents calculs de facteurs d'intensité de contrainte pour des éprouvettes CT de MAR M200[6] monocristallines indiquent que le degré d'anisotropie n'est pas suffisant pour affecter les solutions de K". Ils ont donc étudié l'effet d'un chargement de torsion-traction sur la vitesse de propagation en fonction de ΔK pour différentes orientations cristallographiques (d'éprouvettes et d'entailles). L'éprouvette utilisée ainsi que le repère de l'entaille apparaissent à la figure suivante.

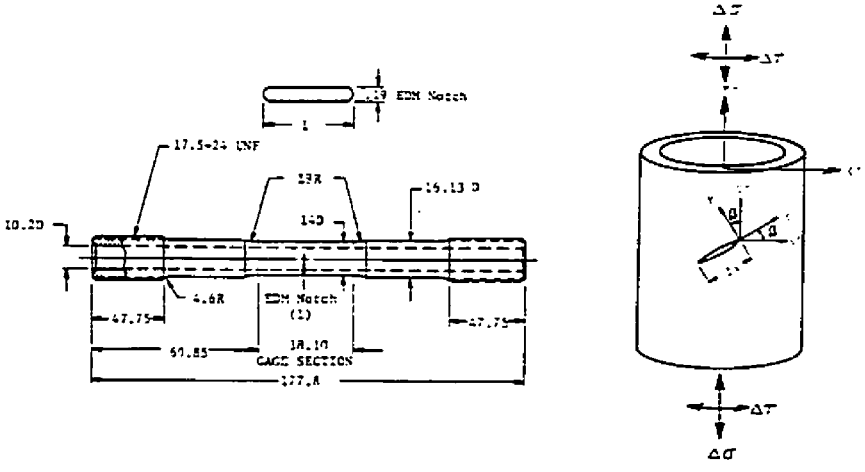


Figure 1.20 Éprouvette de traction-torsion et le repère de l'entaille (dimensions en mm)

---

[6] Ils font référence à l'article de Chan et Cruse [CHA86a].

Ils ont utilisé le facteur de correction pour un tube à paroi mince isotrope et les ΔK obtenus sont les suivant:

$$\Delta K_I = \beta \Delta \sigma_{yy} \sqrt{\pi a} \tag{1.10 a}$$

$$\Delta K_{II} = \beta \Delta \tau_{xy} \sqrt{\pi a} \tag{1.10 b}$$

$$\Delta K_{III} = \beta \Delta \tau_{yz} \sqrt{\pi a} \tag{1.10 c}$$

Avec $\beta = 1 + 0.115\alpha + 5.073 * 10^{-2}\alpha^2 - 5.819 * 10^{-3}\alpha^3$ et $\alpha = \frac{a'}{\sqrt{\pi r t}}$ (a' est la longueur de la fissure projetée, r est le rayon à la mi-épaisseur du tube et t est l'épaisseur du tube). Tout comme pour Paris et Sih [PAR64] nous posons que:

$$G = C_1 K_I^2 + C_2 K_{II}^2 + C_3 K_{III}^2 \tag{1.11}$$

De plus ils posent que le ΔK_{eff} suivant:

$$\Delta K_{eff} = (\Delta G / C_1)^{1/2} = \left[\Delta K_i^2 + \frac{C_2}{C_1} K_{II}^2 + \frac{C_3}{C_1} K_{III}^2 \right]^{1/2} \tag{1.12}$$

Pour un matériau anisotrope les constantes C_i sont les suivantes:

$$C_1 = \frac{-S_{22}}{2} \mathrm{Im}\left[\frac{(\mu_1 + \mu_2)}{\mu_1 \mu_2} \right] \tag{1.4 a}$$

$$C_2 = \frac{S_{11}}{2} \mathrm{Im}[\mu_1 + \mu_2] \tag{1.4 b}$$

$$C_3 = \frac{1}{2} \frac{S_{44} S_{55}}{(S_{44} S_{55} - S_{45}^2)^{1/2}} \tag{1.4 c}$$

Nous devons donc calculer la matrice des S_{ij} dans le repère utilisé et ensuite obtenir les racines de l'équation caractéristique suivante:

$$S_{11}\mu^4 - 2S_{16}\mu^3 + (2S_{12} + S_{66})\mu^2 - 2S_{26}\mu + S_{22} = 0 \qquad (1.5)$$

Lorsque nous avons les S_{ij} et les μ_i nécessaires nous pouvons calculer les coefficients C_i. Les coefficients C_i calculés par Chan et Leverant apparaissent au tableau 1.6.

Tableau 1.6 Orientation cristallographique des éprouvettes et des entailles ainsi que les coefficients C_i

Essai	Orientation Éprouv.	Orientation Entaille	$\Delta\tau / \Delta\sigma$	Angle de la fissure (β)	$\overline{C}_{11}$ (10^{-11} Pa^{-1})	$\overline{C}_{22}$ (10^{-11} Pa^{-1})	$\overline{C}_{33}$ (10^{-11} Pa^{-1})
T1	[010]	[001]	0	3.5°	0.5619	0.4858	0.5619
T2	[010]	[001]	0.5	19.5°	0.4992	0.5246	0.4775
T3	[010]	[001]	1	32°	0.4370	0.4831	0.5438
T4	[010]	[001]	1	32.5°	0.4370	0.4831	0.5438
T5	[011]	[0$\underline{1}$1]	1	24.5°	0.4030	0.4790	0.848
T6	[111]	[$\underline{2}$11]	0	4°	-	-	-
T7	[111]	[0$\underline{1}$1]	0	3.5°	0.4030	0.4790	0.848
T8	[211]	[$\underline{1}$22]	0	0°	0.4030	0.4790	0.848

Sur la figure 1.21 nous pouvons constater que, dans le cas d'une chargement uniaxial $(\Delta\tau / \Delta\sigma = 0)$, l'orientation cristallographique de l'éprouvette ainsi que de l'entaille ont un effet minimal sur la vitesse de propagation.

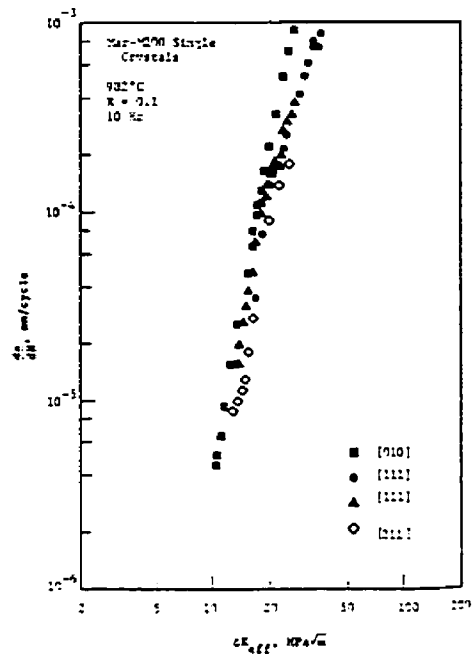


Figure 1.21 da/dN en fonction de ΔK_{eff} pour différentes orientations cristallographiques d'éprouvettes (MAR-M200 à 982°C) et d'entailles $(\Delta\tau / \Delta\sigma = 0)$.

Sur la figure 1.22 nous constatons que l'orientation cristallographique ainsi que le mode de chargement, lorsque $\Delta\tau / \Delta\sigma \neq 0$, entraîne aussi peu d'effet sur la vitesse de propagation.

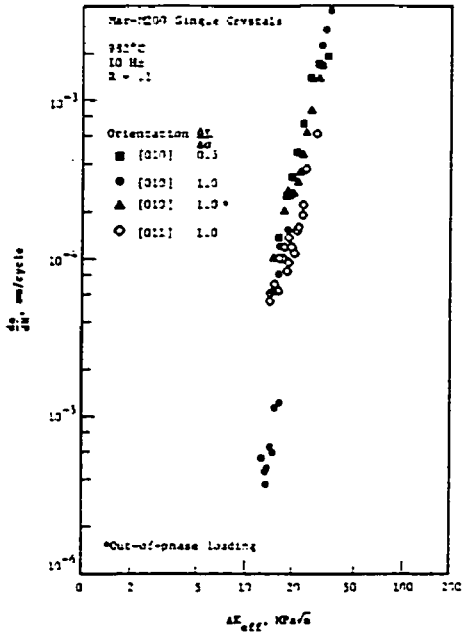


Figure 1.22 da/dN en fonction de ΔK_{eff} pour différentes orientations cristallographiques d'éprouvettes (MAR-M200 à 982°C) et d'entailles $(\Delta\tau / \Delta\sigma = 0)$.

Les résultats des deux précédentes figures se trouvent réunis dans un même graphique à la figure 1.23. Nous pouvons voir qu'avec le ΔK_{eff} utilisé les résultats sont regroupés avec une faible dispersion (selon leurs propres termes). Chan et Leverant concluent que nous pouvons utiliser les solutions de K développées pour un matériau isotrope si nous les regroupons dans un ΔK_{eff} par l'utilisation des constantes C_i appropriées, c'est-à-dire:

$$\Delta K_{eff} = \left[\Delta K_I^2 + \frac{C_2}{C_1} K_{II}^2 + \frac{C_3}{C_1} K_{III}^2 \right]^{1/2} \qquad (1.12)$$

Ils considèrent que les ΔK_i sont peu affectés par l'anisotropie du matériau mais que le regroupement des ΔK_i doit se faire à l'aide de constantes tenant compte de l'anisotropie (C_i).

Naturellement nous sommes en droit de nous interroger sur la validité de ces résultats. En effet, ces auteurs parlent d'une faible dispersion mais en observant le graphique de la figure 1.23 nous constatons que pour un da/dN donné nous avons effectivement une variation de ΔK_{eff} de l'ordre d'un facteur 2. Si nous prenons l'inverse, c'est-à-dire que pour un ΔK_{eff} donné nous regardons l'enveloppe pour les da/dN correspondants, nous avons une variation de l'ordre d'un facteur 10 , ce qui selon nous, est une importante variation même si cela est parfois rencontrée expérimentalement.

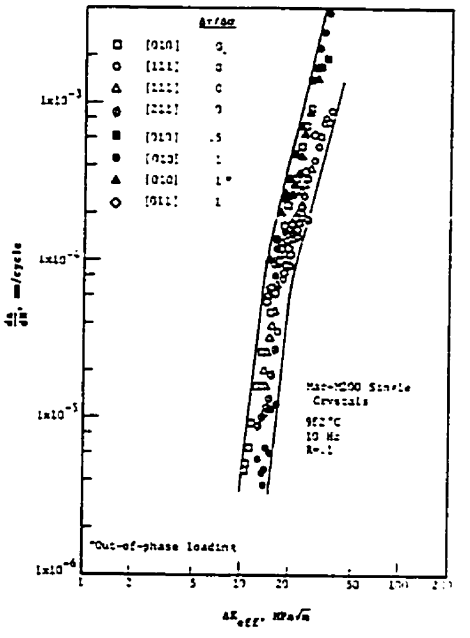


Figure 1.23 da/dN en fonction de ΔK_{eff} pour différentes orientations cristallographiques d'éprouvettes (MAR M200 à 982°C) et d'entailles $(\Delta\tau / \Delta\sigma \neq 0 \text{ et } \Delta\tau / \Delta\sigma = 0)$.

Résultats expérimentaux pour une éprouvette en flexion quatre points

Reed et King [REE92], dans leur article, disent que le ΔK_I n'est pas suffisant pour consolider une loi de Paris parce qu'une fissure courte, dans une pièce monocristalline sous haute contrainte, se déplace sur des plans cristallographiques. Ils émettent des réserves sur les travaux de Chan et Cruse [CHA86a] en remarquant qu'il n'est pas évident qu'un ΔK_{eff} basé uniquement sur un taux de restitution d'énergie élastique, ne tenant pas compte du mode de chargement, peut suivre réellement une loi de Paris. Par contre ils utilisent quand même cette approche car elle a été, selon eux, utilisée fréquemment dans les analyses théoriques de défaillance en mode mixte lorsque nous avons des ruptures rapides.

Ils ont étudié la flexion quatre points sur des monocristaux de U720[7]. Les deux modes de chargement (symétrique et antisymétrique) apparaissent à la figure 1.24.

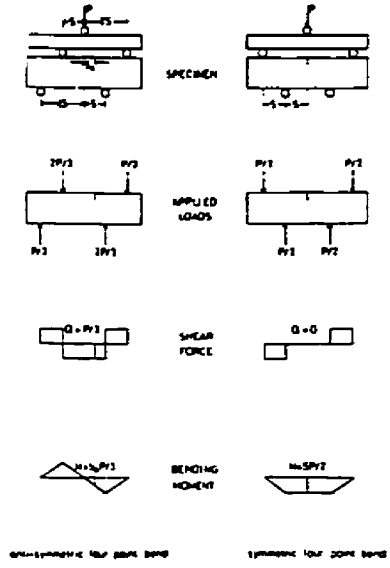


Figure 1.24 Modes de chargement pour la flexion quatre points de monocristaux U720

[7] Composition chimique (%poids): 2.6 %Al, 14.6 %Co, 17.9 %Cr, 3 %Mo, 2.5 %Ta, 5.1 %Ti, 1.3 % W et le reste est du Ni.

Pour évaluer K_I et K_{II} ils ont utilisé les expressions suivantes:

$$K_I = Y_I \, M/BW^{3/2} \tag{1.13 a}$$

$$K_{II} = Y_{II} \, Q/BW^{1/2} \tag{1.13 b}$$

Dans le cas du mode de chargement symétrique de l'éprouvette de flexion quatre points (S4P) nous avons seulement le mode I et dans ce cas M = SP/2 et dans le cas du chargement antisymétrique (AS4P) nous avons $M=SP_o/3$ et Q = P/3. Pour consolider la courbe en mode mixte ils ont utilisé le développement suivant:

$$G_I = K_I^2 / E' \text{ et } G_{II} = K_{II}^2 / E' \tag{1.14 a}$$

$$G_I = K_I^2 / E' \text{ et } G_{II} = K_{II}^2 / E' \tag{1.14 b}$$

(E' = E en contrainte plane et $E' = \frac{E}{1-\nu^2}$ en déformation plane)

$$G_{eff} = G_I + G_{II} \tag{1.15}$$

$$\frac{K_{eff}^2}{E'} = \frac{K_I^2}{E'} + \frac{K_{II}^2}{E'} \tag{1.16}$$

$$\Delta K_{eff} = \sqrt{\Delta K_I^2 + \Delta K_{II}^2} \tag{1.17}$$

Nous constatons immédiatement que Reed et King utilisent un critère basé sur un taux de restitution d'énergie pour un matériau isotrope, ce qui simplifie davantage la formulation utilisée par rapport à celle de Chan et Cruse [CHA86a]. Les résultats obtenus pour l'alliage U720 à la température ambiante apparaissent à la figure 1.25.

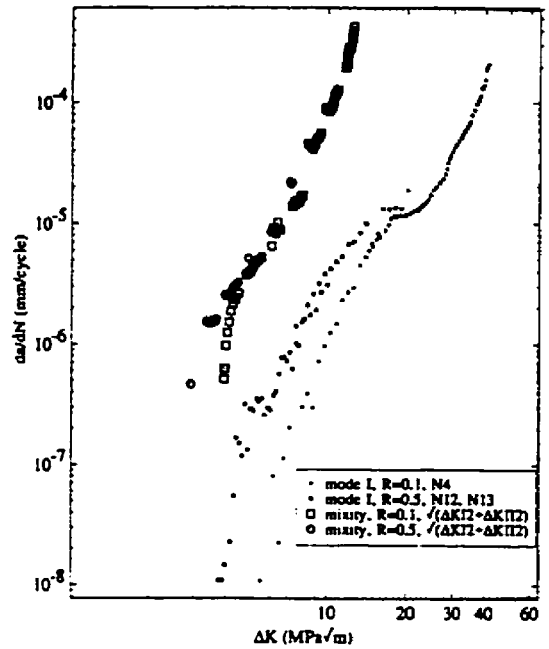


Figure 1.25 Comparaison de la vitesse de propagation entre le mode I et le mode mixte pour l'alliage monocristallin U720 (température ambiante)

D'après le peu de résultats présentés il est difficile de voir si le ΔK_{eff} utilisé consolide bel et bien une loi de Paris. Par contre nous constatons que dans le cas du mode mixte le ratio R importe peu alors que dans le mode I pur le rapport R (S_{min}/S_{max}) influence la vitesse de propagation.

1.2.4.4 Discussion sur la validité des solutions proposées

Les résultats numériques obtenus par Chan et Cruse [CHA86a] semblent concorder pour une éprouvette CT monocristalline et les résultats présentés par différents auteurs dont entre autres Lerch et Antolovich [LER90] montrent effectivement un plateau dans les courbes da/dN vs ΔK (pour différentes températures) mais ils mentionnent qu'ils n'ont trouvé aucune corrélation entre C, m et la température ($da/dN = C\Delta K^m$). L'utilisation d'une solution isotropique pour le calcul de ΔK d'une éprouvette CT monocristalline concorde donc assez bien avec les résultats expérimentaux. L'étape suivante fut franchie par Chan et Leverant [CHA87] qui se servirent des résultats précédents pour dire qu'étant donné que les ΔK_i sont peu affectés par l'anisotropie du matériau nous les regroupons dans un ΔK_{eff}[8] par l'utilisation des constantes C_i[9]. Les résultats qu'ils fournissent consolident, selon eux, une loi de Paris (ce qui est contestable) mais les raisons nous semblent discutables. En effet, il est possible que l'environnement joue un rôle plus important que l'anisotropie, et étant donné qu'ils ne présentent pas de résultats d'essais effectués sous vide il est difficile d'affirmer que leur ΔK_{eff} consolide bel et bien une loi de Paris.

Par contre, l'équation utilisée pour calculer les coefficients C_i, $S_{11}\mu^4 - 2S_{16}\mu^3 + (2S_{12} + S_{66})\mu^2 - 2S_{26}\mu + S_{22} = 0$, doit être selon nous démontrée de

---

[8] $\Delta K_{eff} = (\Delta G / C_1)^{1/2} = \left[\Delta K_I^2 + \frac{C_2}{C_1} K_{II}^2 + \frac{C_3}{C_1} K_{III}^2 \right]^{1/2}$.

[9] $C_1 = \frac{-S_{22}}{2} \mathrm{Im}\left[\frac{(\mu_1 + \mu_2)}{\mu_1 \mu_2} \right]$, $C_2 = \frac{S_{11}}{2} \mathrm{Im}[\mu_1 + \mu_2]$ et $C_3 = \frac{1}{2} \frac{S_{44}S_{55}}{(S_{44}S_{55} - S_{45}^2)^{1/2}}$.

nouveau. En effet, la seule démonstration de cette formule que nous avons provient de Lekhnitskii [LEK63]. Il ne semble pas que d'autres auteurs aient repris cette démonstration dans des publications subséquentes. Paris et Sih [PAR64] mentionnent que les formules qu'ils utilisent proviennent de Lekhnitskii et bien que nous sommes persuadés qu'ils les aient vérifiées nous croyons qu'il est essentiel de refaire cette démarche. Étant donné que les résultats les plus concluant (si nous négligeons l'effet de l'environnement) proviennent de Chan et Leverant [CHA87] il faut s'assurer, avant de continuer dans cette direction, que les bases théoriques de cette approche sont exactes. De plus, il nous semble discutable de relier le taux de restitution d'énergie d'un matériau anisotrope avec des facteurs d'intensité de contrainte d'un matériau isotrope par l'entremise de coefficients développés pour une structure cristalline non isotropique.

En ce qui a trait aux éprouvettes monocristallines en flexion quatre points les auteurs poussent la simplification plus loin en posant la valeur des coefficients C_i à 1. Les résultats obtenus sont insuffisants pour consolider les données expérimentales en une seule et unique loi de Paris.

Peu d'auteur semble s'interroger sur la similitude qu'il existe entre une fissure dans un monocristal et une fissure courte, en mode I, dans un alliage polycristallin. À part dans l'article de Diboine, Peltier et Pelloux [DIB87], peu d'auteurs s'interrogent sur l'importance du nombre de systèmes de glissement actifs. Étant donné les similitudes mentionnées ils nous semblent que le facteur d'intensité de contrainte d'un monocristal devrait en tenir compte.

1.3 Mesure de la longueur d'une fissure

Pour être en mesure de caractériser le comportement en fatigue-propagation il est essentiel de pouvoir mesurer avec précision (a_0 = 100 µm) l'initiation et l'avancée des fissures (longueur en fonction du nombre de cycles). Cependant ceci n'est pas toujours aisé d'autant plus si nous travaillons à haute température.

La technique traditionnelle pour déterminer l'initiation d'une fissure en fatigue consiste à utiliser une machine de fatigue servo hydraulique où l'éprouvette, placée dans un four radiant, est soumise à un certain nombre de cycles en contrainte contrôlée ou en déformation contrôlée. On procède ainsi à un essai de fatigue que l'on arrête périodiquement pour examiner l'éprouvette afin de déterminer s'il y a eu l'initiation d'une fissure. Cette méthode en plus d'être longue est coûteuse car elle requiert de façon permanente la présence d'un technicien. De plus elle ne permet pas de suivre directement l'initiation et la propagation d'une fissure et de plus, elle fournit des résultats présentant une grande dispersion.

1.3.1 Mesure de la différence de potentiel d'un courant continu (DCPD)

Les techniques alternatives misent de l'avant au cours des dernières années, proposaient d'exploiter le fait que suite à l'apparition d'une fissure dans un conducteur où l'on impose un courant électrique il y a une diminution de potentiel (*Direct Current Potential Drop*) [VER81].

Les premières tentatives dans cette direction furent effectuées en utilisant un courant continu. La différence de potentiel qui apparaît suite à l'initiation et la progression d'une fissure était causée par la réduction de section: en réduisant localement la section d'un conducteur on augmente sa résistance électrique. Le problème majeur de cette technique

est son manque de sensibilité. Pour de longues fissures cette technique est adéquate mais pour de courtes elle est inefficace. En effet, pour obtenir une résolution de 50 μm avec des éprouvettes de géométrie simple il faut obtenir un courant stable dont la variation doit être inférieure à ±0.01%.

Ce degré de stabilité est facilement obtenu pour de faibles courants mais pour que l'on puisse mesurer une différence de potentiel due à l'apparition d'une fissure il faut de très grands courants continus (de l'ordre de 30 à 50A pour les aciers) [HWA92]. Dans ce cas il est très difficile d'obtenir un courant qui varie d'au plus ±0.01%.

1.3.2 Mesure de la différence de potentiel d'un courant alternatif (ACPD)

Une autre avenue explorée pour détecter l'initiation d'une fissure par une différence de potentiel est l'utilisation du courant alternatif. Contrairement au courant continu qui se distribue uniformément dans la section du conducteur, la distribution du courant alternatif n'est pas uniforme. Cette distribution du courant dans un conducteur cylindrique (densité de courant J(r)) est présentée de façon schématique à la figure 1.26. Sur cette figure nous constatons que la densité du courant alternatif part d'une valeur minimale (à r = 0) pour atteindre sa valeur maximale en périphérie du cylindre (à r = R). Nous constatons aussi que la densité du courant semble être une fonction exponentielle croissante.

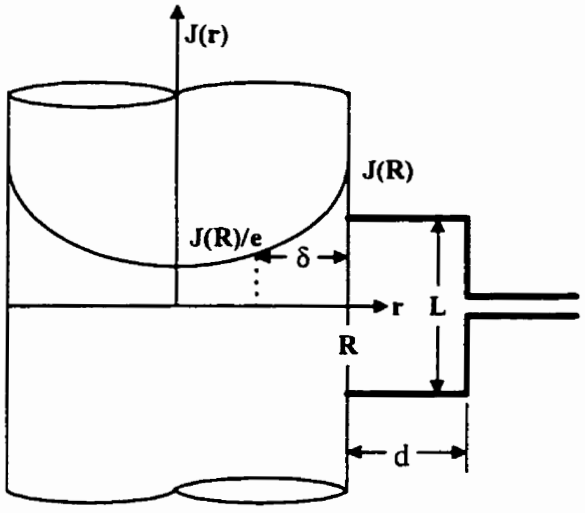


Figure 1.26 Distribution de la densité du courant alternatif dans un conducteur cylindrique

1.3.2.1 Profondeur de la couche limite δ

Une des caractéristiques de la distribution d'un courant alternatif est la profondeur de la couche limite (δ). Celle-ci est définie comme étant la différence entre le rayon maximum (R) et la valeur du rayon où la densité de courant égale 0,3678 fois la densité maximale, c'est-à-dire qu'à $r = R - \delta$, $J(r) = J(R)/e$. Lorsque l'on augmente la fréquence du courant alternatif la profondeur de pénétration diminue, ce qui revient à dire que le courant se concentre en périphérie du conducteur. L'épaisseur δ d'une barre cylindrique, pour un matériau donné est [DOV80et JAB93]:

$$\delta = \frac{1}{\sqrt{\pi f \sigma_c \mu}} \tag{1.18}$$

Dans la précédente équation δ est la profondeur de la couche limite (en m). f est la fréquence du courant alternatif (en Hz), σ_c est la conductivité électrique (en $\Omega^{-1}m^{-1}$) et μ est la perméabilité magnétique (en H m^{-1}). Pour l'alliage Ti-6Al-4V à une fréquence de 30 kHz δ est estimé à 3.7 mm et à 100 kHz δ est estimée à 2.4 mm [DAI93b]. Nous avons au tableau suivant l'épaisseur de la couche limite pour quelques matériaux ainsi que leurs propriétés magnétique et électrique [HWA92].

Tableau 1.7 Conductivité électrique, perméabilité magnétique et couche limite à la température de la pièce

Matériau	σ_c (x 10^{-6} Ω m)$^{-1}$	μ (x 10^6 H m^{-1})	Couche limite, δ (mm)	
			10 kHz	200 kHz
Alliage 600[10]	0.97	1.26	5.10	1.14
alliage X-750[11]	0.87	1.26	5.39	1.20
AISI 316	1.40	1.26	4.25	0.95
Cuivre	60	1.26	0.65	0.15
Aluminium	37	1.26	0.83	0.18
Acier (0.7 %C)	5	200	0.18	0.04
Ti	1.12	1.26	4.75	1.06
Zr	2.2	1.26	3.39	0.75

[10] Alliage 600: 74.68 %Ni, 14.95 %Cr, 9.6 %Fe, 0.22%Ti, 0.22 %Al, 0.05 %Co, 0.21 %Mn, 0.22 %Si, 0.33 %Cu, 0.014 %C, 0.006 %P et 0.003 %S (en %poids)

[11] Alliage X-750: 70.6 %Ni, 15.0 %Cr, 6.78 %Fe, 3.94 %Ti, 1.23 %Al, 1.36 %Nb, 0.077 %Co, 0.15 %Mn, 0.09 %Si, 0.1 %Cu, 0.058 %C, 0.048 %Zr, 0.003 %P et < 0.002 %S (en %poids)

Nous pouvons constater que les matériaux qui ont une combinaison $\sigma_e\mu$ élevée présente une faible couche limite et que pour un même matériau, plus la fréquence est grande moins la couche limite est profonde. Dans le cas des monocristaux à base de nickel les données (conductivité électrique et perméabilité magnétique) ne sont pas disponibles mais nous pouvons supposer que la perméabilité magnétique sera de l'ordre de 1.26×10^{-6} H m^{-1}. En ce qui a trait à la conductibilité électrique nous devons l'approximer par celle d'un polycristaux de composition chimique semblable bien que cela entraîne que nous ne tiendrons pas compte de l'anisotropie des propriétés électriques. Nous allons donc utiliser une valeur de 0.85×10^6 $(\Omega\ m)^{-1}$ (à 540°C) [ASM80] avec une fréquence de 30 kHz, ce qui nous donne une couche δ de 5.6 mm et, pour une fréquence de 200 kHz, nous obtenons 3.1 mm.

1.3.2.2 Différence de potentiel et fissure

La comparaison entre la distribution du courant dans un conducteur soumis à un courant continu et un autre soumis à un courant alternatif est schématisée à la figure 1.27.

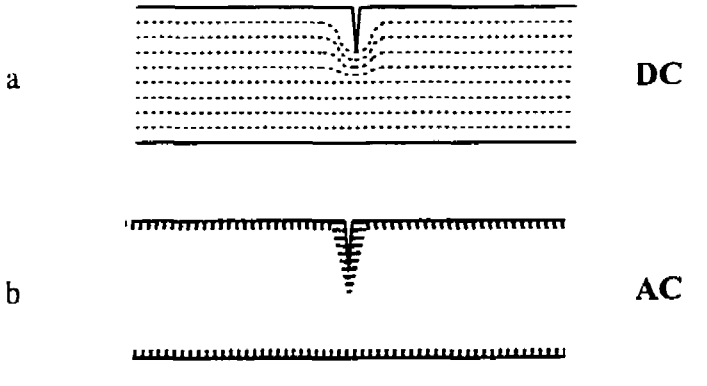


Figure 1.27 Représentation schématique du courant: (a) courant continu et (b) courant alternatif

Lorsque nous utilisons un courant alternatif de haute fréquence, la différence de potentiel mesurée, lorsque la fissure est plus longue que la couche limite, est due à l'augmentation de la longueur du trajet parcouru par le courant suite à l'apparition de la fissure et non plus à cause de la réduction de la section du conducteur, comme c'est le cas avec le courant continu. En résumé l'utilisation du courant alternatif par rapport au courant continu offre 3 avantages majeurs:

-il y a augmentation de la différence de potentiel pour un courant donné;
-la filtration du bruit de fond est plus aisée;
-il est plus facile d'amplifier le signal reçu.

1.3.2.3 Relations entre la différence de potentiel et la longueur d'une fissure

Nous pouvons voir à la figure suivante le trajet parcouru par le courant. Selon Hwang et Ballinger [HWA92], lorsque la fissure est plus grande que la couche limite δ nous avons une relation linéaire entre l'augmentation de la différence de potentiel et la longueur de la fissure.

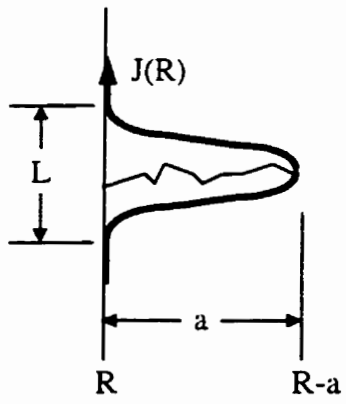


Figure 1.28 Trajet parcouru par le courant

Par contre, toujours selon les mêmes auteurs, si la fissure est plus petite que δ (dans ce cas nous nous rapprochons d'une distribution de courant continu) nous avons la relation polynomiale suivante:

$$\frac{\Delta V(a)}{\Delta V(a=0)} = 1 + C_1^*\left(\frac{a}{L}\right) + C_2^*\left(\frac{a}{L}\right)^2 \qquad (1.19)$$

où C_1^* et C_2^* sont des constantes.

Des essais faits sur du Ti-6Al-4V [DAI93b] montrent clairement que la relation entre la différence de potentiel et la longueur de la fissure est linéaire et ceci même lorsque la fissure est plus petite que la couche limite (δ). En effet ces auteurs avaient une couche limite de 3.7 mm et ils montrent clairement qu'ils ont obtenu une relation linéaire entre ΔV et a. Il semble donc possible d'obtenir une relation linéaire même si la fissure est plus petite que la couche limite δ.

Un récent article [TIK95] fournit des résultats plus complets concernant la linéarité d'une relation entre la différence de potentiel et la longueur d'une fissure. En effet des essais fait sur des éprouvettes SEN de Al 7075 donnent une relation polynomiale du second degré et ceci avec (lorsqu'ils ont effectué la régression) un coefficient r de 0.995. La relation polynomiale du second degré semble bien représentée les résultats expérimentaux mais il n'en demeure pas moins que nous sommes en droit de nous interroger sur l'interprétation de ces résultats. En regardant ces résultats nous constatons que les fissures mesurées vont de 200 μm à 6 mm et nous savons qu'aux conditions expérimentales utilisées (Al 7075 avec un courant d'une fréquence de 30 kHz) la longueur de la couche limite est d'environ 0.48 mm [HWA92]. Il s'ensuit que ces fissures couvrent deux régimes de l'ACPD soit lorsque la fissure est plus petite que δ et soit lorsqu'elle est

plus grande que δ. Évidemment si nous désirons obtenir une relation qui couvre les deux régimes il est alors impossible d'obtenir une relation linéaire.

Ces derniers résultats concordent avec une simulation par éléments finis qui a été faite sur un échantillon 3D mesurant 6δ par 6δ par 10δ [TIK94]. Cette simulation a mis en évidence que nous avons deux régimes linéaires pour la relation entre la différence de potentiel et la longueur de la fissure: le premier lorsque la fissure est plus petite que 0.5δ et le second lorsqu'elle est plus longue que 1.1 δ. Nous pouvons visualiser ceci à la figure suivante.

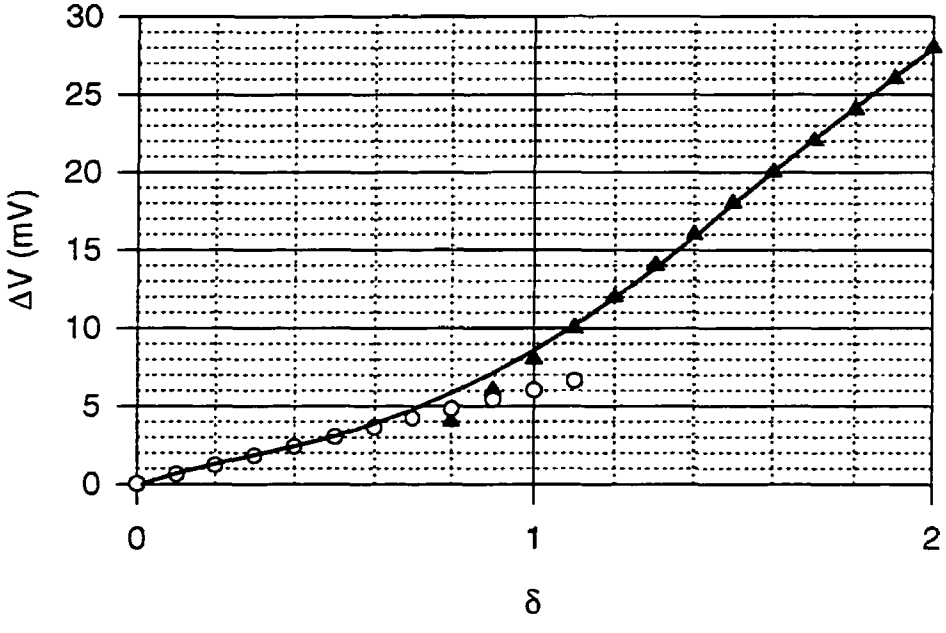


Figure 1.29 Longueur de la fissure (en δ) en fonction de la différence de potentiel

Comme nous pouvons le constater il y a un régime transitoire entre 0.5 δ et 1.1 δ où la relation n'est plus linéaire. Ces résultats, en ce qui à trait à une fissure plus petite que δ. sont en désaccord avec Hwang et Ballinger [HWA92] mais des résultats expérimentaux [DAI93b et GEN94] montrent que la linéarité de la relation dans ce cas est une très bonne approximation de la réalité.

Par contre il est important de noter que lorsqu'une fissure est très longue (plusieurs fois δ) il n'est pas évident que la linéarité sera conservée étant donné que le courant ne suivra plus obligatoirement le contour de la fissure et pourra prendre un chemin où la résistance est moindre [VER81].

1.3.2.4 Corrections du signal

Les variations de la différence de potentiel peuvent provenir de plusieurs sources, soit:

- l'initiation et la propagation de fissures:
- les transformations de phases:
- la variation de la densité de dislocations:
- la dérive des appareils électroniques.

De ces quatre sources nous désirons mesurer seulement l'effet de la première. Il est possible afin de minimiser l'effet des trois dernières d'utiliser un canal de référence afin de corriger le signal lu. Pour que ce canal de référence puisse remplir cette fonction il doit obligatoirement se situer, sur l'éprouvette, à un endroit soumis exactement aux mêmes conditions expérimentales mais ne présentant pas de fissure. Dans ce cas nous obtenons un signal tenant compte des transformations de phases, de la variation de la

densité de dislocations et de la dérive des appareils électroniques: nous pourrons donc l'utiliser comme référence.

La majeure partie des personnes utilisants l'ACPD pour mesurer des fissures de fatigue n'utilisent pas un canal de référence pour corriger les variations de lectures sur le canal de travail [DAI93b, GEN95, LU95 et TIK95] mais il faut conserver à l'esprit qu'il peut être intéressant d'être en mesure de vérifier l'efficacité d'une telle correction.

1.3.2.5 Impédance des sondes de lecture

L'utilisation d'un courant alternatif amène l'apparition d'une impédance supplémentaire dans la mesure de la différence de potentiel. Comme on peut le voir à la figure suivante, les 2 fils qui servent à mesurer la différence de potentiel forment une bobine à une spire.

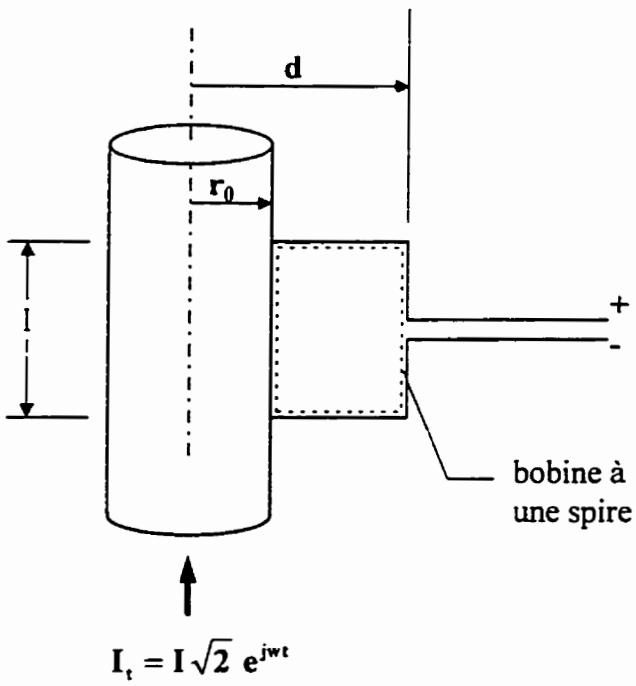


Figure 1.30 Les fils qui servent à la mesure du potentiel forment une bobine à une spire

Cette bobine entraîne une chute de potentiel égale à: $1\mu f \ln(d / r_0)$ [VER81].

Nous voyons qu'en augmentant la fréquence du courant (f), on augmente la chute de potentiel provenant des fils qui servent à la mesurer. Il faut donc, afin de restreindre l'importance de ce terme, placer ces fils de façon à diminuer le rapport d/r_0 et de minimiser la distance l.

CHAPITRE II

MÉTHODE EXPÉRIMENTALE

2.1 Description des essais à effectuer

La pièce que nous étudions dans le cadre de ce travail est l'aube de turbine haute pression monocristalline (figure 2.1). Cette pièce est soumise à des pressions, comme nous l'avons mentionné à la section 1.1.2, de l'ordre de 21 atmosphères et à une température de 1080°C. Les contraintes maximales se développent dans la partie supérieure de la fixation en pied de sapin (indiquée par une flèche sur la figure 2.1).

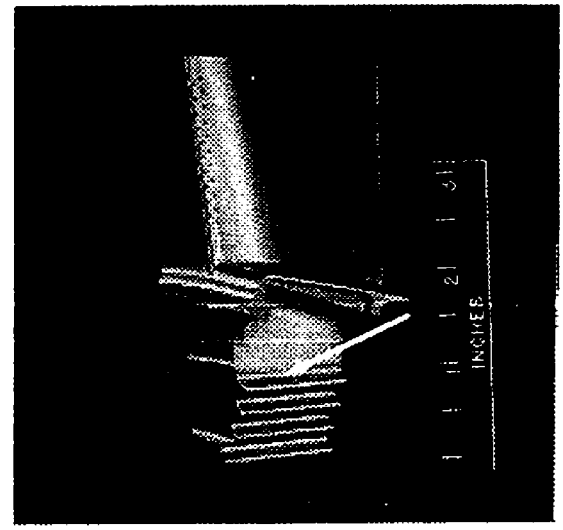


Figure 2.1 Aube de turbine haute pression monocristalline

Alors que la température de la partie supérieure de l'aube est de 1080°C, nous avons à la fixation en pied de sapin une température de l'ordre de 650°C. Lors d'un cycle de vol (décollage, vol et atterrissage) les sollicitations maximales se produisent au décollage et à l'atterrissage. La racine de l'aube de turbine monocristalline est donc soumise à un

endommagement de type fatigue oligocyclique (LCF) et il a été constaté que les fissures s'initient dans la partie supérieure de la fixation en pied de sapin. Afin de déterminer la durée de vie en fatigue d'une aube de turbine, il faut procéder à des essais de fatigue oligocyclique. L'éprouvette que l'on peut voir à la figure suivante est de grandeur réelle. Comme la zone critique de l'aube se situe juste en haut de fixation en pied de sapin. c'est la zone située entre cette dernière et la plate-forme de l'aube qui est reproduite sur l'éprouvette.

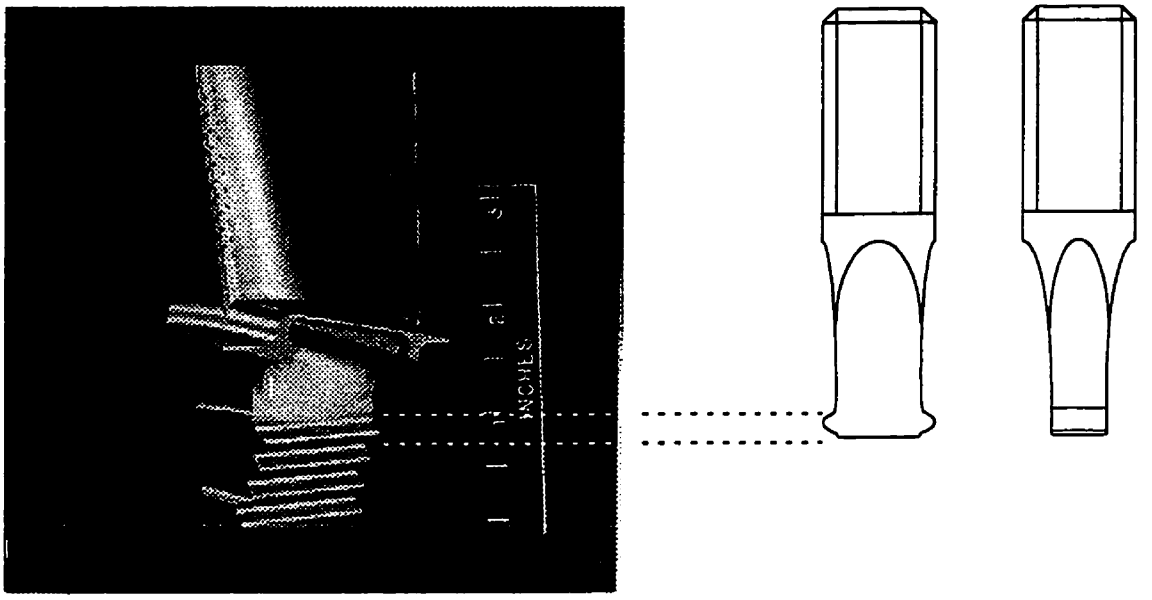


Figure 2.2 Aube de turbine et schéma de l'éprouvette de grandeur réelle

2.2 Montage expérimental

2.2.1 Description du montage

Le montage expérimental utilisé pour effectuer les essais est le même que celui développé par messieurs N.J. Marchand, Y. Dai et M. Hongoh [DAI93]. À la page suivante nous avons une représentation schématique de ce montage. Il est composé:

- d'une machine servo-hydraulique Instron 8500;
- d'une console de contrôle;
- d'un contrôleur de température Honeywell UDC 3000;
- d'un générateur de 15 kW de marque Tocco;
- d'un appareil de détection de croissance de fissures "CGM5-Marchand Version":
- d'un appareil d'acquisition de données HP 3852;
- d'un micro ordinateur HP 9000 (série 300 SYS).

Ce montage peut être subdivisé en deux boucles de contrôle:

-l'une pour le contrôle de la température;
-l'autre pour le contrôle mécanique de l'essai.

De plus, nous avons un appareil de détection de la croissance de fissure (CGM5) et aussi un système d'acquisition de données (HP 3852). Le contrôle de la température de l'échantillon se fait par l'intermédiaire du contrôleur de température UDC 3000 qui ajuste la puissance du générateur Tocco en fonction de l'information qu'il reçoit d'un thermocouple fixé sur l'échantillon. Nous utilisons un thermocouple de type K gainé d'Incoloy-600 afin que le champ d'induction magnétique auquel est soumis l'échantillon, n'interfère pas sur sa lecture. Le thermocouple est fabriqué à partir de fils de nickel de

250 µm (0,01 pouce) ce qui permet d'obtenir une plus grande vitesse de réponse lors d'un changement de température.

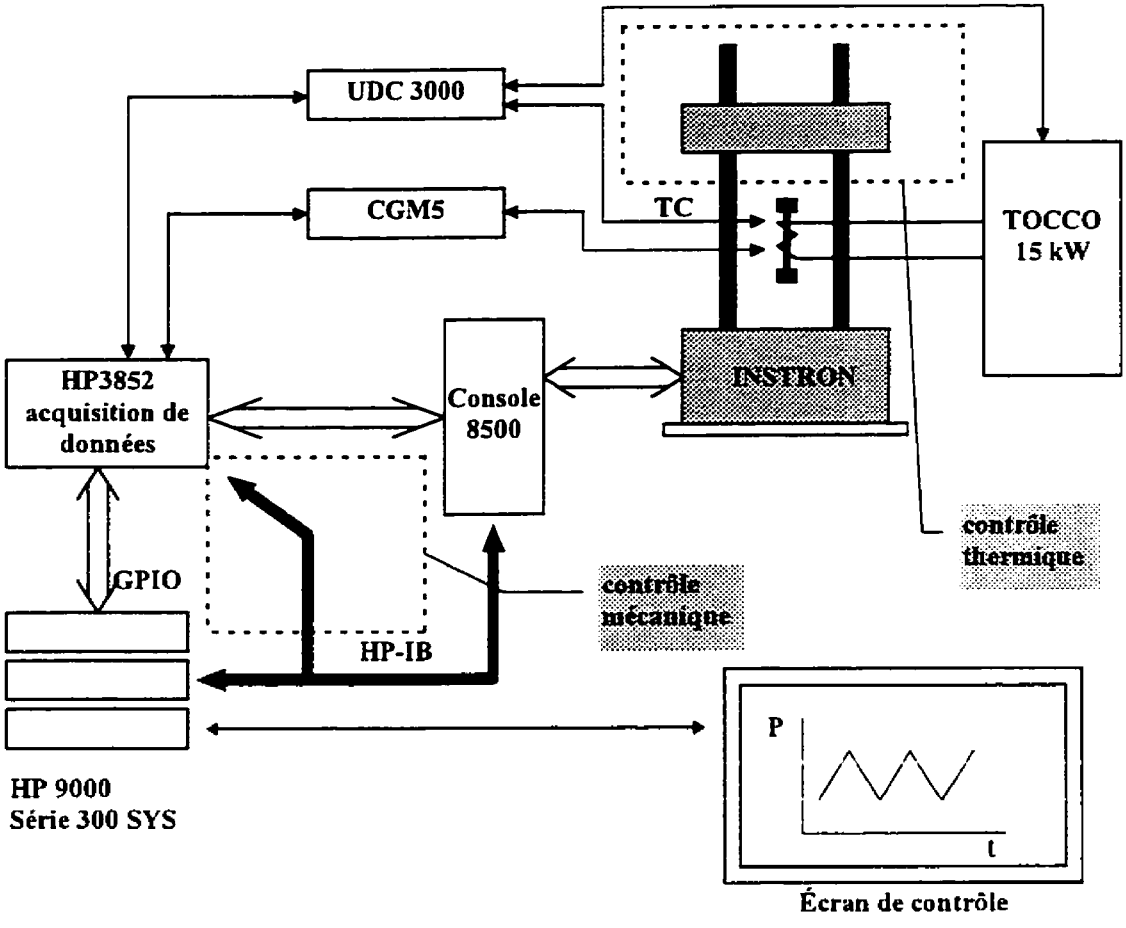


Figure 2.3 Schéma du montage expérimental

2.2.2 Chauffage par induction

Pour chauffer l'éprouvette nous allons utiliser la technique du chauffage par induction. Dans un solénoïde, fabriqué avec un tube de cuivre où circule de l'eau afin de le refroidir [DAV79], on applique un voltage de haute fréquence (450 kHz) . Ce voltage (champ électrique $\bar{E}$) engendre un champ magnétique ($\bar{H}$) qui à son tour crée un champ induit ($\bar{B}$). C'est ce champ d'induction qui entraîne l'apparition d'un courant de Foucault suffisamment intense pour chauffer l'éprouvette par effet Joule. Nous pouvons visualiser ceci avec la figure 2.4 où une bobine d'induction, composée d'un tube de cuivre, chauffe un cylindre de métal.

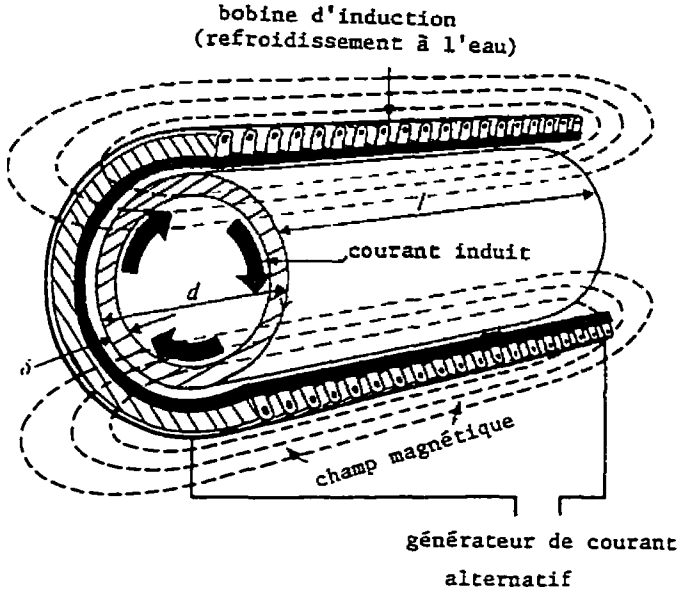


Figure 2.4 Chauffage par induction

Comme on a pu le remarquer sur cette figure, le courant induit dans la pièce est parallèle au courant circulant dans les spires. Étant donné que le courant induit par la bobine est

un courant alternatif, l'effet de peau (distribution de la densité de courant en périphérie de la pièce) est présent. Comme nous pouvons le constater à la figure 2.5, la densité de courant induit va diminuer exponentiellement (de façon approximative) en partant de R = 0δ (surface du cylindre) pour atteindre rapidement de très basse valeur. La profondeur de pénétration (δ) dépend de μ (la permittivité de l'éprouvette), ρ (la résistivité de l'éprouvette) et de la fréquence du champ induit.

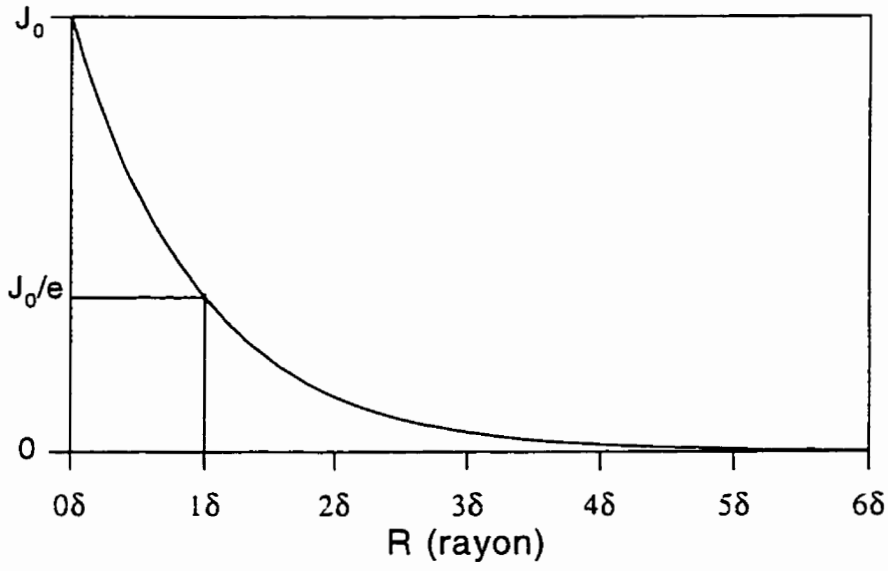


Figure 2.5 Distribution de la densité de courant

Il est important de noter qu'en choisissant de poser la bobine d'induction de façon à avoir les spires parallèles au plan de propagation de la fissure, on évite une surchauffe locale du fond de la fissure [MAR91].

Notre bobine d'induction devait être en mesure de chauffer l'assemblage éprouvette-mors que nous voyons à la figure 2.6. La zone ombrée, sur l'éprouvette de cette figure, représente la partie de l'éprouvette où nous voulions obtenir une température de 649°C (1200°F). Deux problèmes majeurs se sont présentés:

-premièrement, la géométrie complexe de l'assemblage;

-deuxièmement, la différence de matière entre l'éprouvette et le mors.

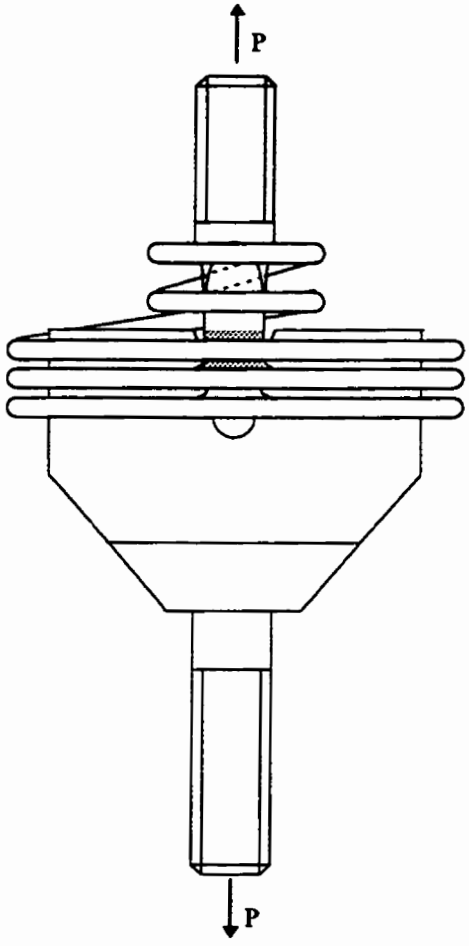


Figure 2.6 Éprouvette, mors inférieur et bobine d'induction

Le problème de géométrie a entraîné des difficultés au niveau de la fabrication de la bobine d'induction (tuyau de cuivre de 3/16 de pouce). Pour régler ce problème nous avons fabriqué un mandrin en aluminium ayant la géométrie désirée. Ensuite nous avons plié le tuyau sur le mandrin afin d'obtenir une bobine de la dimension voulue.

En fixant plusieurs thermocouples sur le mors inférieur et sur l'éprouvette nous avons modifié le nombre de spires et la position de la bobine jusqu'à ce que nous obtenions, dans la zone visée, une déviation de température d'au plus 5°C (annexe 2). Par la suite, lors des essais proprement dits, un seul thermocouple était fixé sur l'éprouvette.

2.2.3 Instrumentation de l'éprouvette

L'appareil de détection de croissance de fissures fonctionne simultanément avec deux canaux: un qui sert de référence alors que l'autre mesure la différence de potentiel à l'endroit où l'on croit qu'il va y avoir fissuration. Comme nous pouvons le voir à la figure 2.7, il y a deux zones de concentration de contraintes sur l'éprouvette. Étant donné que nous avons un seul canal de disponible pour mesurer la différence de potentiel de part et d'autre de l'éprouvette, un relais numérique change le canal de lecture à chaque nombre de cycles prédéterminé. Nous pouvons ainsi mesurer simultanément l'initiation et la propagation de fissures pour chaque côté de l'éprouvette.

Nous avons à la figure 2.8 le schéma de l'éprouvette avec les sondes de lectures et la sonde de référence ainsi que les fils d'alimentation en courant alternatif. Pour plus de détails sur la préparation de l'éprouvette il faut lire, à l'annexe 3, le chapitre I qui porte sur la préparation des éprouvettes.

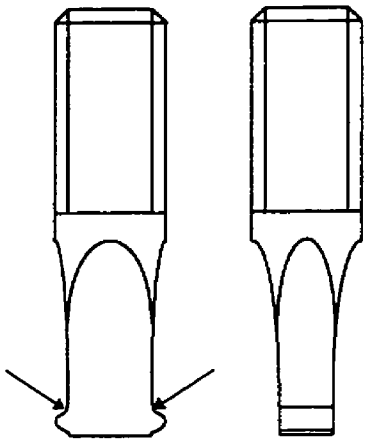


Figure 2.7 Zones de concentration de contraintes sur l'éprouvette STFT

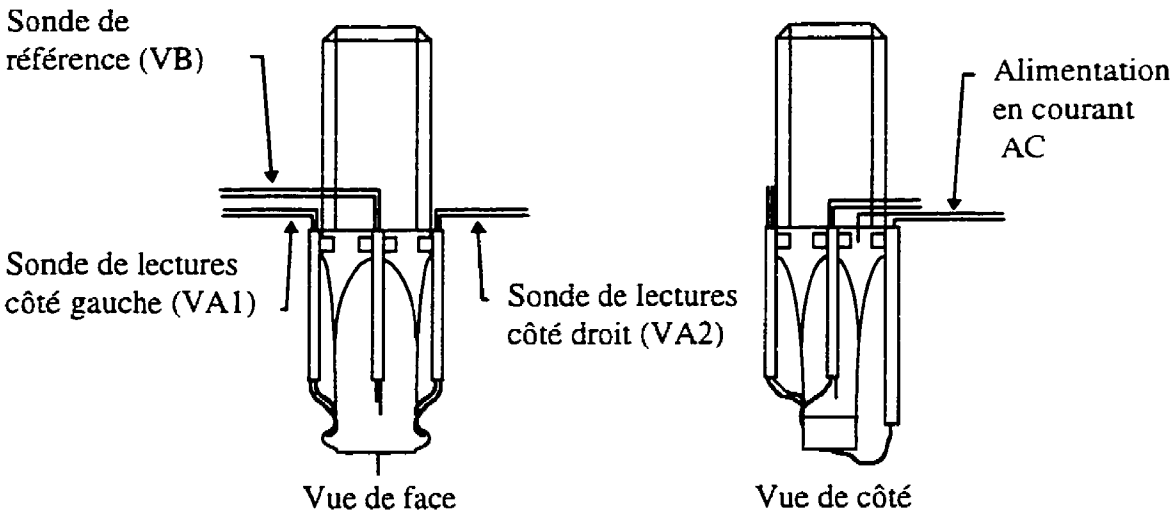


Figure 2.8 Échantillon avec ses trois sondes et ses fils d'alimentation en courant

Le canal qui sert de référence permet de tenir compte de la variation de la résistivité en fonction de la température. De plus, l'appareil de détection de croissance de fissures permet:

- d'amplifier et de filtrer le signal reçu:
- de varier l'amplitude du courant;
- de modifier la fréquence du courant.

De plus chaque fois que nous changeons de canal de lecture, il faut attendre un délai (lorsque nous sommes en mode automatique) pour que le système se stabilise car la lecture de la différence de potentiel se fait lorsque le canal lu est en phase avec le canal de référence. Si nous imposons manuellement la phase entre le courant et la lecture alors il n'y a plus délai. Il est à remarquer que les essais de cette maîtrise ont été faits en mode manuel ce qui permettait une meilleure reproductibilité des résultats. Nous avons à l'annexe 3, à la section 3.4-Ajustement et prise de données du CGM5, les détails de cette procédure.

Le système de contrôle mécanique permet de gérer la machine servo-hydraulique selon des paramètres prédéfinis. Le système d'acquisition et de gestion de l'information permet d'obtenir les données brutes de température et de différence de potentiel en fonction du nombre de cycles. L'unité centrale de contrôle est le micro ordinateur HP 9000 qui permet de coordonner l'ensemble de l'expérience. Durant toute la durée de l'essai nous pouvons aussi suivre, sur l'écran, la variation de potentiel (de chaque canal) en fonction du nombre de cycles.

Les mesures de différence de potentiel à effectuer requièrent une position optimale des sondes (chaque sonde est constituée de deux fils de nickel de 0.005" de diamètre). L'emplacement de la sonde de référence a été déterminé aisément car nous avions une très grande latitude: la seule condition à respecter était de la fixer dans la zone de température

calibrée à 649°C. L'emplacement des deux sondes de mesure a été plus difficile à choisir car la distribution du courant alternatif dans l'éprouvette n'est pas aussi symétrique que dans un conducteur cylindrique. Il s'ensuit que la distribution du courant, dans cette zone, présente un effet de peau moins prononcé que dans un conducteur cylindrique. Par la méthode d'essais et erreurs nous avons trouvé que la meilleure position, pour les deux fils d'une sonde, est d'en fixer un sur le côté latéral de l'éprouvette (au milieu) à une hauteur de 0.125" et de fixer l'autre sur la face avant de l'éprouvette à une hauteur de 0.125"(voir l'annexe 3, section 2.1). Ces fils sont soudés sur l'éprouvette avec un appareil de soudure par points et introduit dans un tube de céramique ayant deux trous de 0.008" de diamètre. Les tubes de céramique sont fixés à la base des filets en utilisant des bandelettes de nickel qui sont soudées de la même façon. À l'origine, les deux fils d'alimentation en courant alternatif était fixés ainsi: le premier sur le bas de l'éprouvette et le deuxième sur le haut.

Pour déterminer la meilleure position des fils d'alimentation nous avons encore procédé par essais et erreurs et nous avons trouvé que le fil supérieur devait être doublé (et relié à la même prise) afin d'obtenir une meilleure distribution du courant. Le fil inférieur est glissé dans un tube de céramique et tous les fils d'alimentation de courant sont fixés de la même façon que les fils des sondes. L'utilisation des tubes de céramique présente deux avantages: elle évite les courts-circuits, elle permet de diminuer l'aire de la bobine formée par la sonde.En effet, en s'assurant que les deux fils d'une sonde sont parallèles au champ magnétique produit par le passage du courant dans l'éprouvette nous diminuons considérablement l'influence de celui-ci sur la mesure de la différence de potentiel[1].

[1] La méthodologie expérimentale est expliquée en détail à l'annexe 3 (Manuel d'utilisation du banc d'essai TMF). Dans cet annexe nous avons décrit un essai STFT de la préparation de l'éprouvette, en passant par la réalisation de l'essai et en terminant par le dépouillement des données brutes.

2.3 Procédure expérimentale

2.3.1 Éprouvette STFT

L'éprouvette étudiée dans le cadre de cette maîtrise est utilisée par la compagnie Pratt & Whitney pour obtenir les résultats relatifs à la prédiction de la durée de vie des fixations en pied de sapin (*Fir Tree*). Elle porte le numéro SKN 70050 et nous avons placé en annexe 4 le plan de cette éprouvette.

2.3.2 Paramètres expérimentaux

Tous les essais ont été effectués à contrainte contrôlée. Les paramètres mécaniques des essais ainsi que le nombre d'échantillons apparaissent au tableau 2.1 de la page suivante. Les nombres de cycles prévus pour l'initiation (N_i) apparaissant dans ce tableau ont été fournis par Pratt & Whitney Aircraft, Hartford (Connecticut) en utilisant la technique du liquide ressuant.

Tableau 2.1 Grille des paramètres expérimentaux (tous les essais ont été faits à 1 Hz)

Matériaux	Nombre d'éprouvettes	Charge max. (kg)	R (S_{min}/S_{max})	Température (°C)	Type[2]	N_i prévu (cyles)
IN 100	5	1133	0.1324	593	P	-
IN 100	3	1449	0.1036	593	P	-
IN 100 G[3]	3	1133	0.1324	593	P	-
IN 100 G	6	1449	0.1036	593	P	-
MAR M200	3	999	0.1001	649	DS	-
MAR M200	3	1226	0.0816	649	DS	-

[2] "P" pour polycristallin, "DS" pour solidifié de façon directionnelle et "SX" pour monocristaux.
[3] "G" pour grenaillé.

Tableau 2.1 Grille des paramètres expérimentaux (tous les essais ont été faits à 1 Hz)(suite)

Matériaux	Nombre d'éprouvettes	Charge max. (kg)	R (S_{min}/S_{max})	Température (°C)	Type[4]	N_i prévu (cyles)
PWA 1480	3	1226	0.1224	649	SX	17000
PWA 1480	3	1453	0.0688	469	SX	5400
PWA 1480	3	1453	0.1032	649	SX	5400
PWA 1480	3	1680	0.0893	649	SX	1800
PWA 1484	7	999	0.1001	649	SX	-
PWA 1484	9	1226	0.0816	649	SX	-
PWA1492+Y	3	999	0.0816	649	SX	-
PWA1492+Y	3	1226	0.1001	649	SX	-

[4] "P" pour polycristallin, "DS" pour solidifié de façon directionnelle et "SX" pour monocristaux.

CHAPITRE III

RÉSULTATS ET DISCUSSION

3.1 Mesure de la longueur de la fissure avec la technique de l'ACPD

3.1.1 Fichier de données obtenu par le programme de contrôle du banc d'essais

Le logiciel de contrôle du banc d'essais enregistre, à tous les ΔN cycles (intervalle de lectures), 2 cycles entiers au cours desquels 6 canaux sont lus: la température, la déformation (que l'on ait ou non un extensomètre), la charge (en kg), la position du piston (en mm), VA (la valeur de la différence de potentiel du canal de travail) et VB (la différence de potentiel du canal de référence). Étant donné que nous avons deux canaux de lectures, soit le canal A1 (côté gauche de l'éprouvette) et le canal A2 (côté droit de l'éprouvette) nous prenons, pour un même côté, deux cycles de données à tous les $2\Delta N$ cycles.

Pour chaque canal nous avons 2500 points ce qui donne un total de 15000 points pour représenter deux cycles. Si nous utilisons un intervalle de lectures de 50 cycles ceci revient à dire qu'au cycle 50 nous prenons 2 cycles entiers pour le canal A1, qu'au cycle 100 nous prenons 2 cycles entiers pour le canal A2, qu'au cycle 150 nous prenons 2 cycles entiers pour le canal A1 et ainsi de suite jusqu'à la fin de l'essai. Chacun de ces deux cycles est enregistré sur le disque dur de l'ordinateur et porte le nom ST suivi du cycle correspondant plus un: nous avons donc les fichiers ST51, ST101, ST151, etc. Ces fichiers fournissent donc, à tous les $2\Delta N$ cycles (pour un côté de l'éprouvette), les variations de tous les canaux de données lus.

À la fin de l'essai ces fichiers sont traités afin d'extraire les valeurs minimales et maximales de trois de ces canaux, soit la contrainte, VA et VB. Nous obtenons donc deux fichiers, un pour le côté gauche de l'éprouvette (STXX_mn) et l'autre pour le côté droit (STXX_mn1). Vous pouvez voir au tableau 3.1 le fichier partiel correspondant à l'essai ST44_mn1.

Tableau 3.1 Fichier partiel des données minimales et maximales de l'essai ST44 (côté droit de l'éprouvette)

No.Cycles	SNmax	SNmin	VAmax_(V)	VBmax_(V)	VAmin_(V)	VBmin_(V)
0.049867[1]	72[2]					
101	24.70183	2.11087	0.05831	-0.02775	0.05603	-0.02937
201	24.70947	2.11214	0.05766	-0.02813	0.05628	-0.02921
301	24.71711	2.10546	0.05798	-0.0275	0.056	-0.02903
•	•	•	•	•	•	•
•	•	•	•	•	•	•
•	•	•	•	•	•	•
5101	24.72474	2.09654	0.0577	-0.0293	0.05648	-0.03032
5201	24.72729	2.09177	0.05773	-0.0291	0.05641	-0.03018
5301	24.72474	2.09018	0.05778	-0.02906	0.05655	-0.03028
•	•	•	•	•	•	•
•	•	•	•	•	•	•
•	•	•	•	•	•	•
6801	24.72729	2.08413	0.06069	-0.02985	0.05791	-0.03218
6901	24.72984	2.09272	0.06159	-0.03008	0.05883	-0.03238
7001	24.72984	2.08445	0.06275	-0.03033	0.05991	-0.03255
7101	24.72474	2.08827	0.06377	-0.03079	0.06113	-0.03315
7201	24.74511	2.09559	0.0653	-0.03099	0.06255	-0.03331

Sur la première ligne de ce fichier nous avons les en-têtes[3] correspondants aux colonnes et dans la deuxième ligne nous avons la longueur de la fissure et le nombre de lignes de données que contient le fichier. À partir du cycle 101, chaque ligne de ce fichier a été extraite d'un fichier de 15000 points (2500 point pour chaque canal lu) présentant le détail des deux cycles.

---

[1] Longueur de la fissure en pouce.

[2] Nombre de lignes de données que contient le fichier.

[3] SNmax est la contrainte maximale en ksi. SNmin la contrainte minimale en ksi, VAmax est la valeur maximale du canal de travail (en volt) et VAmin la valeur minimale alors que VB correspond au canal de référence.

3.1.2 Définition de la longueur de la fissure

Nous avions comme mandat de mesurer le nombre de cycle à l'initiation (N_i) d'une fissure de 0.8 mm de largeur et de 0.4 mm de profondeur (figure 3.1a). La technique de l'ACPD fournit un signal proportionnel à l'aire de la surface de la fissure. Dans les faits cette technique mesure une fissure dont la longueur effective est proportionnelle à l'aire totale de la fissure divisée par l'épaisseur de l'éprouvette [DAI93].

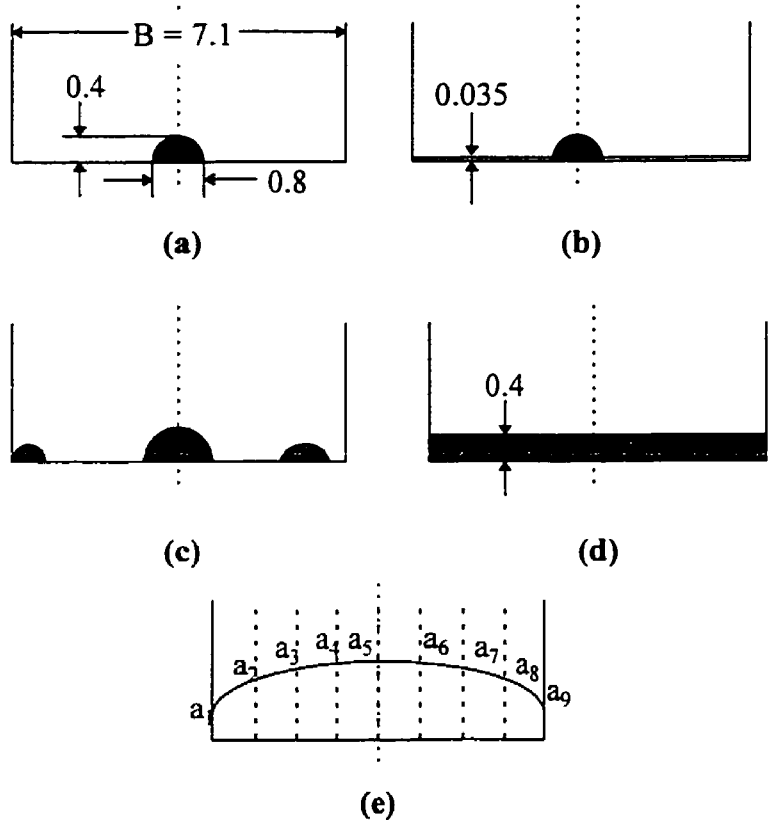


Figure 3.1 Schéma de la fissure utilisée comme définition dans les essais STFT (toutes les dimensions sont en mm)

Dans le cas idéal où nous avons une fissure unique, initiée au centre de l'éprouvette, cette longueur effective est de 0.035 mm (figure 3.1b). Une telle définition est inapplicable pour définir une fissure critique de longueur a_i car elle dépend de l'épaisseur de l'échantillon. De plus, comme il l'est mentionné par ce même auteur (pour du titane polycristallin) et comme nous l'avons observé sur nos faciès de rupture, il y a plusieurs sites d'initiation qui vont se rejoindre pour donner une fissure unique (figure 3.1c). Pour ces raisons nous avons donc décidé de définir la fissure comme étant une fissure bi-dimensionnelle (à travers l'épaisseur de l'échantillon) de 0.4 mm de profondeur (figure 3.1d). La longueur de la fissure finale est obtenue en subdivisant la fissure en huit sections égales et en calculant la moyenne arithmétique de la fissure en neuf points (figure 3.1e).

3.1.3 Dépouillement des résultats expérimentaux

3.1.3.1 Signal non corrigé

Nous présentons à la figure 3.2 les résultats typiques obtenus pour l'essai ST44 (canaux de lectures et de référence). Nous constatons qu'à partir du cycle 6000 le potentiel mesuré sur le canal de lectures augmente constamment et nous pouvons conclure, si nous ne tenons pas compte des changements métallurgiques[4] et de la dérive des instruments de mesures, que c'est à partir de ce moment que la (les) fissure(s) commence(nt) à s'initier.

[4] Les transformations de phases ainsi que la variation de la densité de dislocations changent la résistivité du matériau et entraîne une modification de la différence de potentiel lue.

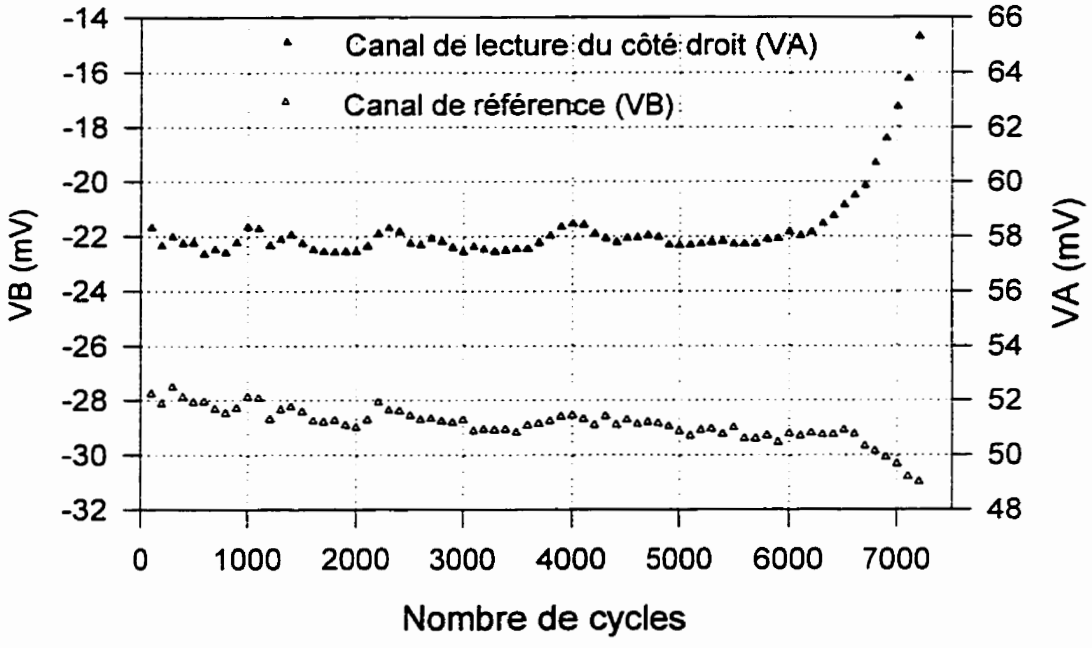


Figure 3.2 Valeurs de la différence de potentiel pour les canaux de lectures et de référence de l'essai ST44 (PWA 1492+Y)

Pour transformer VA en mm nous utilisons une relation linéaire[5] entre la longueur de la fissure et la différence de potentiel mesurée. Pour ce faire nous calculons la moyenne des premières lectures (en général les 10 premières) et la différence entre le voltage mesuré à la fin de l'essai et cette moyenne nous fournit le V qui correspond à a_{max}. Nous obtenons ainsi:

$$VA_{moy} = \frac{\sum_{i=1}^{i=n} VA_i}{n-1} \quad \text{(en général n = 10)}$$

$$C = \frac{a_f}{VA_{max}(N_f) - VA_{moy}}$$

[5] Dans les superalliages à base de nickel la relation est linéaire pour $0 < a < 2.8$ mm.

$$a(N) = \left(VA_{max}(N) - VA_{moy}\right) * C$$

Si nous effectuons cette conversion sur le fichier ST44mn1 nous obtenons le graphique de la figure suivante.

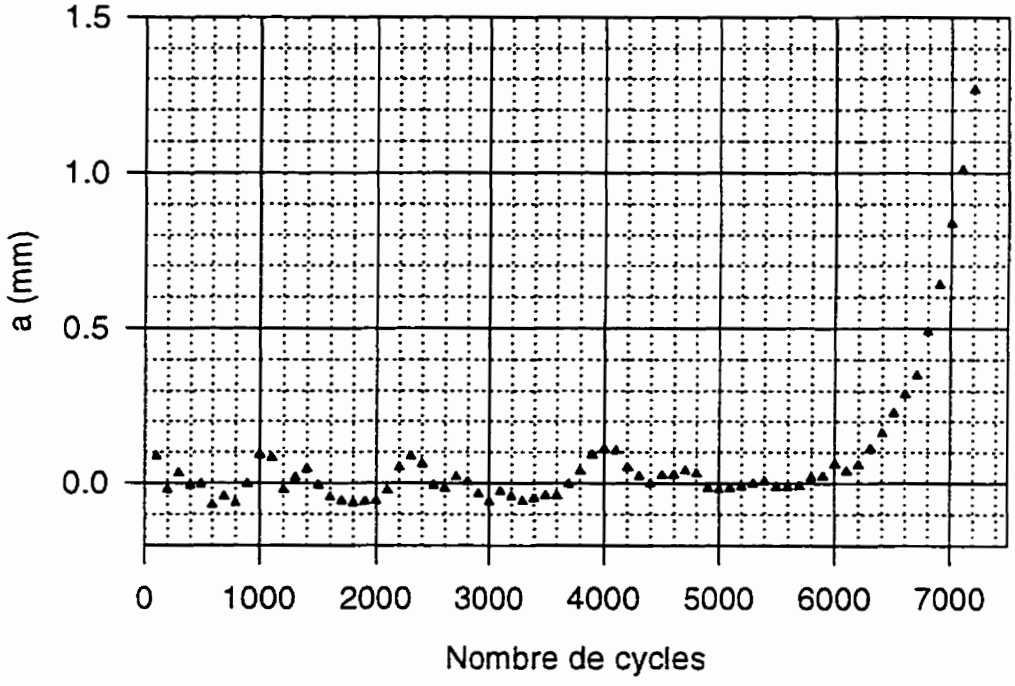


Figure 3.3 Longueur de la fissure (sans correction) en fonction du nombre de cycles pour l'essai ST44 (PWA 1492+Y)

3.1.3.2 Signal corrigé

Nous constatons à la figure précédente que la longueur de la fissure varie dans une enveloppe de 0.2 mm (± 0.1 mm). Plusieurs auteurs [JAB93, COL85 et LER90] ont proposé diverses méthodes pour corriger le signal lu afin de minimiser les variations de

potentiels provenant des modifications métallurgiques au cours de l'essai ainsi que la dérive du potentiel provenant de l'équipement électronique. Dans ce but l'appareil utilisé. soit le CGM5 (*Crack Growth Monitor model 5*), dispose de deux canaux de lectures (canal A et canal B). Naturellement l'échantillon doit lui aussi posséder une sonde de référence. Comme nous l'avons expliqué au chapitre précédent nous avons sur un échantillon trois sondes de lectures: une pour lire la différence de potentiel provenant de l'initiation et de la croissance d'une fissure sur le côté gauche, une autre pour le côté droit et la dernière placée à un endroit de l'échantillon où nous sommes sur qu'il n'y aura pas de fissure mais qui est à la même température. Cette dernière sonde est appelée référence car la variation de potentiel qu'elle mesure provient obligatoirement des sources mentionnées précédemment. Nous pouvons voir à la figure 3.4 le schéma d'un échantillon avec ses sondes et ses fils d'alimentation en courant alternatif.

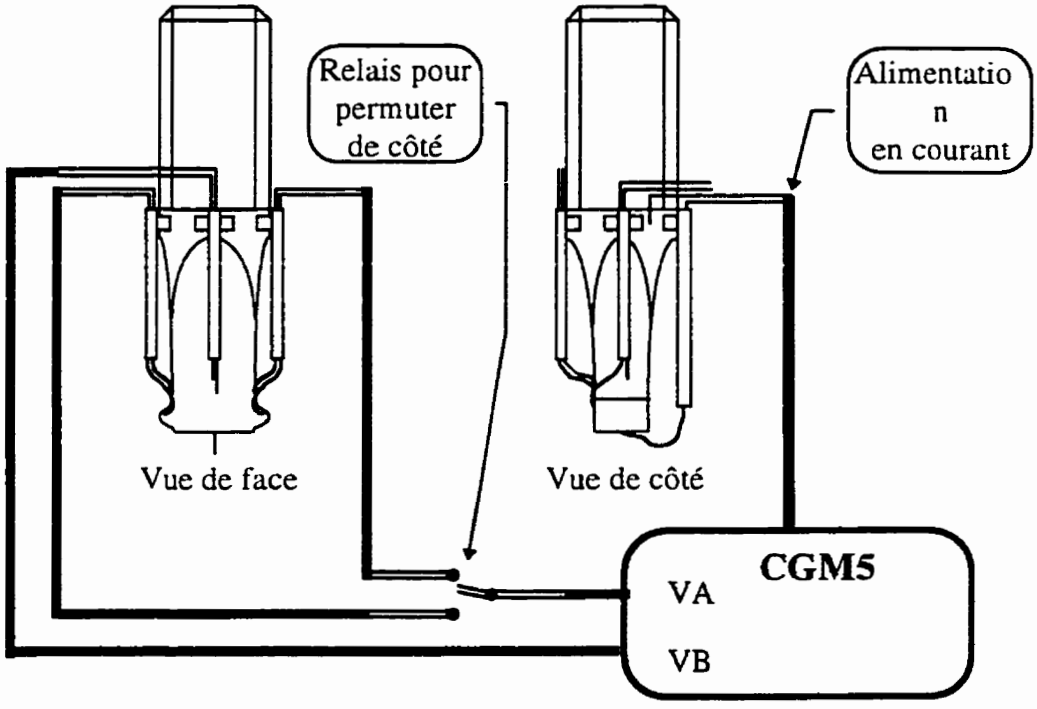


Figure 3.4 Échantillon avec ses trois sondes de lectures et ses fils d'alimentation en courant

Les deux séries de données de la figure 3.2 proviennent respectivement du canal de lectures (VA) du côté droit (le côté où il y a une fissure) et du canal de référence (VB). Dans ce cas il existe une correction simple et efficace:

$$VA_{corrigé}(N) = VA(N) - VB(N)$$

$$VA_{moy} = \frac{\sum_{i=1}^{i=n} VA_{corrigé}(i)}{n-1} \quad \text{(en général n = 10)}$$

$$C = \frac{a_f}{VA_{corrigé}(N_f) - VA_{moy}}$$

$$a(N) = \left(VA_{corrigé}(N) - VA_{moy}\right) * C$$

Nous avons essayé plusieurs types de correction mais malheureusement il s'avère que sur cet appareil les deux canaux ne sont pas complètement indépendant, c'est-à-dire que lorsque nous avons une fissure qui apparaît, les mesures faites par le canal B sont influencé par celle du canal A. Les résultats des valeurs corrigées avec le canal de référence présentent une variation beaucoup plus grande que sans correction et nous avons décidé d'abandonner l'idée de corriger le signal de la sonde de lectures avec le signal de la sonde de référence.

Par la suite il a été envisagé d'utiliser comme référence, lorsque cela est possible, les valeurs de la différence de potentiel du côté où il n'y a pas de fissure. Effectivement s'il y a une fissure moins importante qui s'est initiée sur l'autre côté de l'éprouvette il devient impossible d'utiliser les valeurs obtenues pour effectuer une correction. Dans la majeure partie des essais nous avons l'initiation et la propagation d'une fissure sur seulement un côté de l'éprouvette et nous pouvons donc utiliser les valeurs de potentiel obtenues. De plus nous pouvons vérifier facilement ce dernier point en regardant les résultats de

potentiel sur le côté où il n'y a pas de fissure. Nous avons ajouté au graphique de la figure 3.2 les différentes mesures de potentiels faites sur l'autre côté de l'éprouvette[6] (figure 3.5).

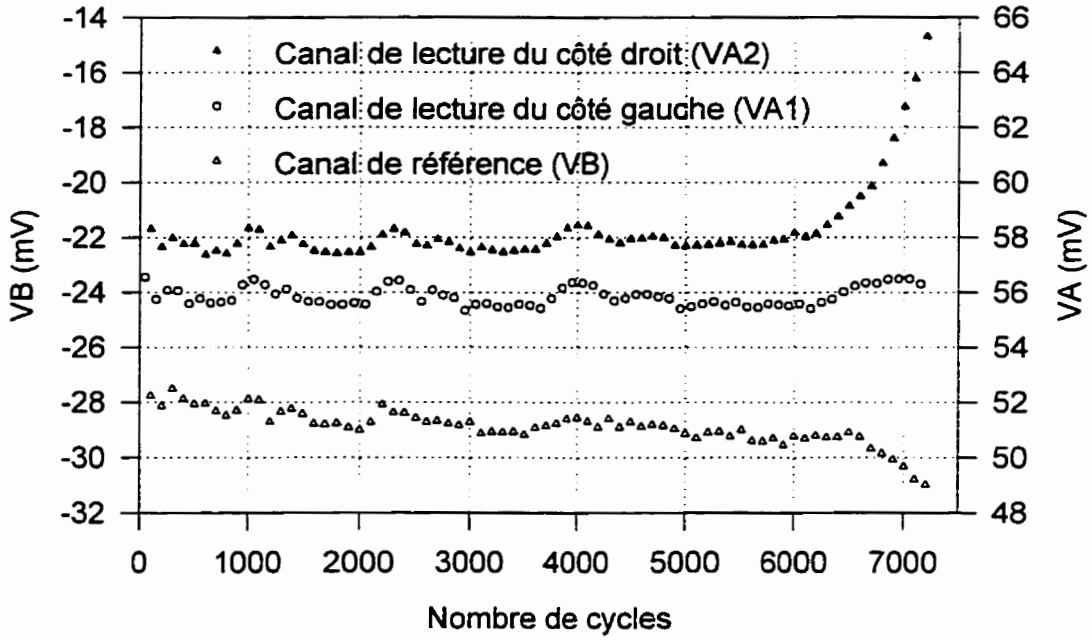


Figure 3.5 Valeurs de la différence de potentiel pour les canaux de lectures (côté gauche et droit) et le canal de référence de l'essai ST44 (PWA 1492+Y)

Nous voyons clairement que le signal de la sonde du côté gauche a une dérive moins importante que la référence et qu'en plus, les variations de potentiel sont en phase avec celles de la sonde du côté droit. Étant donné que nous avons vérifié qu'il n'y a pas de fissure, sur le côté gauche de l'éprouvette, cette sonde de lecture peut servir de référence car elle est soumise aux mêmes conditions expérimentales tant au niveau de la température que des contraintes. Évidemment lorsque la fissure commence à se propager nous n'aurons plus qu'une approximation des champs de déformation et de contrainte. Malgré tout nous croyons que cette référence est plus précise car, durant la majeure partie

[6] Sur ce côté aucune fissure ne s'est initiée.

de l'essai, elle est soumise aux mêmes conditions expérimentales que le côté où il y a une fissure. D'autre part si la référence placée sur l'échantillon (VB) était réellement indépendante du canal de lecture (VA) elle serait tout de même moins précise car elle n'est pas soumise au même champ de déformation et de contrainte. La correction proposée est la même que celle exposée précédemment mais nous utiliserons, comme canal de référence, le canal où il n'y a pas de fissure. La seule difficulté provient du fait qu'il y a un décalage de ΔN cycles entre chaque canal (VA1 et VA2), ce que nous pouvons visualiser à la figure 3.6.

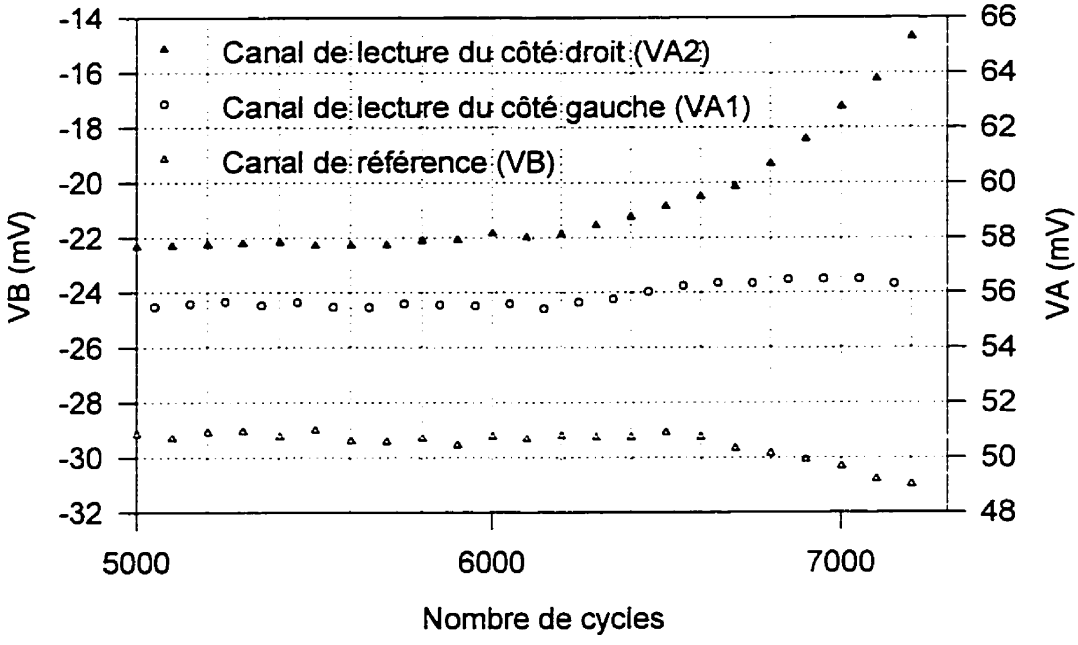


Figure 3.6 Valeurs de la différence de potentiel des 2200 derniers cycles de l'essai ST44 (PWA 1492+Y)

De l'exemple précédent nous désirons corrigé le canal VA2 (canal de travail) avec le canal VA1 (canal de référence). Afin d'obtenir une concordance entre les deux canaux nous avons utilisé un polynôme de degré 2 pour interpoler sur VA1 les valeurs

correspondantes à VA2 (à chaque valeur de VA2 correspond un polynôme de degré 2 calculé à partir des valeurs de VA1). Cette correction est calculée automatiquement par le programme "Maitrise.exe" dont le fichier source apparaît à l'annexe 5 (la fonction effectuant cette correction porte le nom de Genere_Fichier_Corrige). C'est un programme en langage C, sur le support LabWindows®/CVI, qui permet d'analyser les résultats d'un essai STFT et d'imprimer les différents graphiques produits: le voltage en fonction du nombre de cycles (V vs N), la longueur de la fissure en fonction du nombre de cycles (a vs N), la vitesse de propagation de la fissure en fonction du nombre de cycles (da/dN vs N) et la vitesse de la fissure en fonction de la longueur de la fissure (da/dN vs a). Nous avons à la figure suivante le voltage corrigé de l'essai ST44 (VA2 corrigé) ainsi que le voltage original (VA2) et le voltage qui sert de référence (VA1).

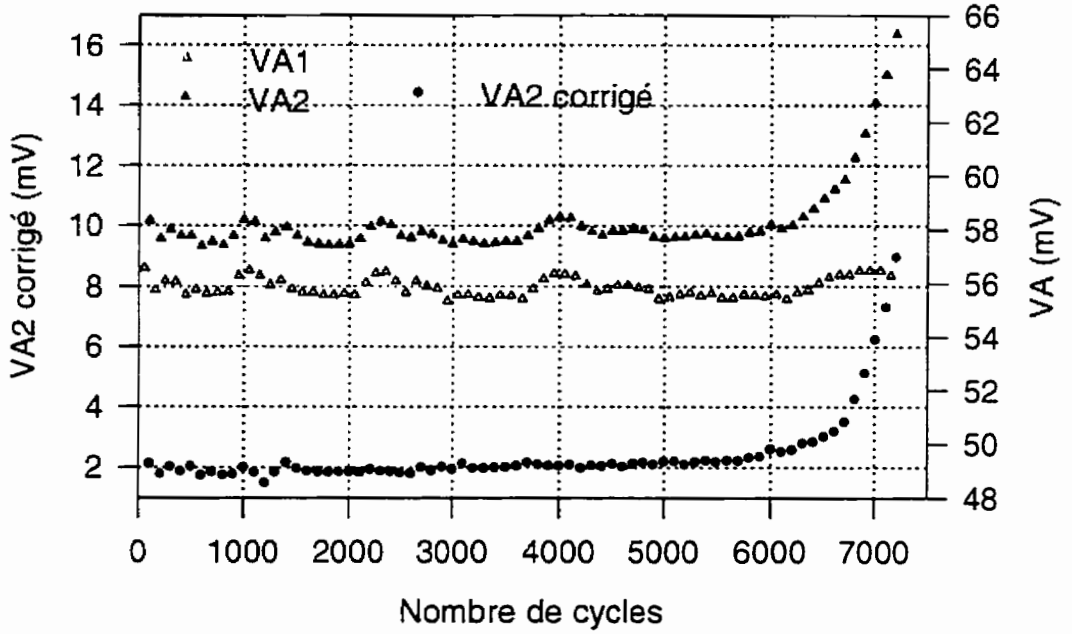


Figure 3.7 Valeurs de la différence de potentiel pour le canal de travail (VA2), le canal de référence (VA1) et le canal de travail corrigé (VA2 corrigé) de l'essai ST44 (PWA 1492+Y)

Nous pouvons constater aisément que le signal corrigé est beaucoup plus stable que le signal non corrigé. En effet, en procédant à cette correction nous avons pu éliminer les variations de potentiels qui ne provenaient pas de l'initiation et de la progression de la fissure (principalement les transformations de phase et la variation de la densité de dislocations). Nous avons à la figure 3.8 un graphique provenant du programme Maîtrise.exe et présentant la longueur de la fissure en fonction du nombre de cycles.

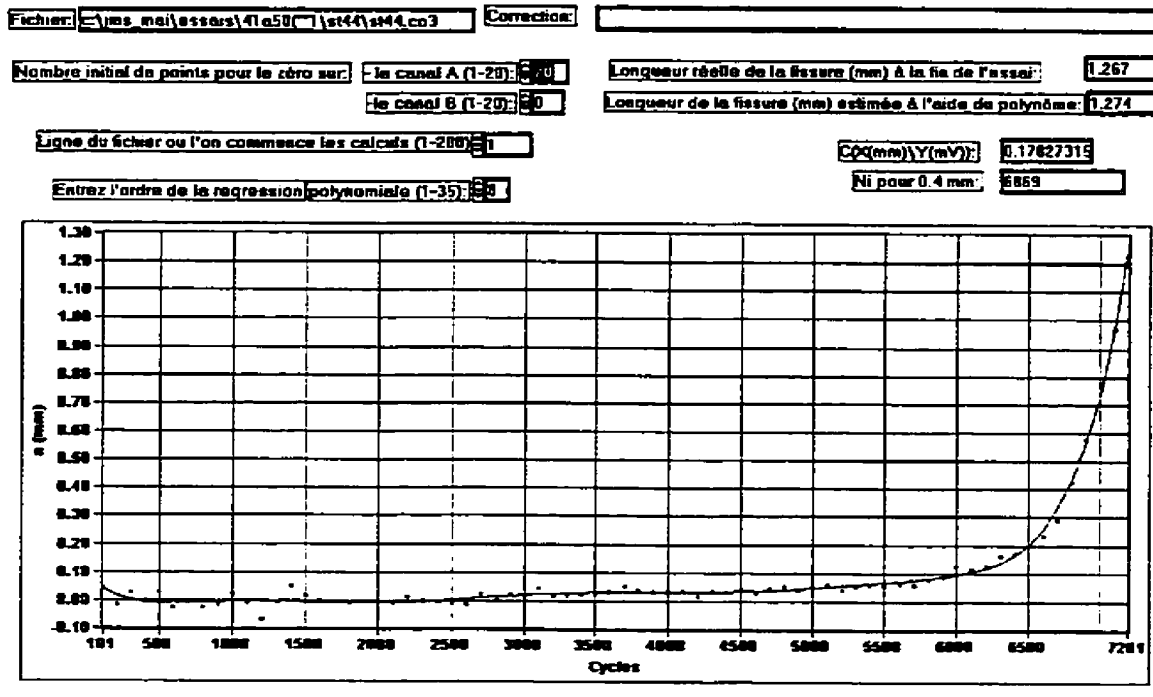


Figure 3.8 Longueur de la fissure en fonction du nombre de cycles (calculé à partir de VA2 corrigé) de l'essai ST44 (PWA 1492+Y)

En plus du graphique de la longueur de la fissure en fonction du nombre de cycles, cette figure présente le détail des données nécessaires à la conversion de "voltage à mm", du calcul du nombre de cycles (N_i) pour l'initiation d'un fissure de 0.4 mm et naturellement l'ordre du polynôme utilisé pour calculer N_i (la ligne pleine sur le graphique représente ce polynôme). Nous avons mis en annexe 6 les courbes correspondantes aux six derniers

essais de cette maîtrise (pour le PWA 1492+Y) et nous pouvons constater que la correction du canal de lecture que nous avons suggéré augmente considérablement la précision de nos résultats.

3.1.4 Nombre de cycles (N_i) pour l'initiation d'une fissure de 0.4 mm (1/64")

Nous présentons au tableau 3.2 les résultats pour l'ensemble des essais effectués. Ces résultats ont tous été calculés avec le programme de dépouillement de données Maitrise.exe.

Tableau 3.2 Résultats expérimentaux (tous les essais ont été faits à 1 Hz)

Matériau	Essai	T (°C)	S_{min} (Mpa)	S_{max} (Mpa)	R-ratio S_{min}/S_{max}	N_i (cycles)	N_f (cycles)	a_{max} (mm)
PWA 1480	S14	649	20.9	170.7	0.1224	19380	20701	4.86
	S15	649	20.9	170.7	0.1224	13690	14701	2.23
	S16	649	20.9	170.7	0.1224	17130	18301	2.92
	S06	649	20.9	202.3	0.1032	6570	7080	2.31
	S07	649	20.9	202.3	0.1032	4000	4697	2.30
	S08	649	20.9	202.3	0.1032	2320	2499	1.10
	S09	593	13.9	202.3	0.0688	2460	3041	2.40
	S17	593	13.9	202.3	0.0688	3600	3961	1.74
	S18	593	13.9	202.3	0.0688	3550	3867	2.31
	S11	593	20.9	233.9	0.0893	1410	1543	1.19
	S12	593	20.9	233.9	0.0893	1190	1387	1.12
	S19	593	20.9	233.8	0.0893	1540	1785	1.52

Tableau 3.2 Résultats expérimentaux (tous les essais ont été faits à 1 Hz) (suite)

Matériau	Essai	T (°C)	S_{min} (Mpa)	S_{max} (Mpa)	R-ratio S_{min}/S_{max}	N_i (cycles)	N_f (cycles)	a_{max} (mm)
PWA 1484	ST01	649	13.9	170.7	0.0814	4420	6001	1.76
	ST02	649	13.9	170.7	0.0814	5330	6201	3.64
	ST03	649	13.9	170.7	0.0814	6910	7551	2.18
	ST04	649	13.9	139.1	0.1000	19250	19351	0.93
	ST05	649	13.9	139.1	0.1000	---	58000	---[7]
	ST06	649	13.9	139.1	0.1000	34550	38213	3.06
IN 100	ST08	593	20.9	201.7	0.1036	940	1751	0.61
	ST09	593	20.9	201.7	0.1036	1065	2151	2.40
	ST10	593	20.9	157.8	0.1324	5695	6901	1.42
	ST11	593	20.9	157.8	0.1324	9170	11301	2.10
	ST23	593	20.9	157.8	0.1324	15940	17101	2.41
	ST24	593	20.9	157.8	0.1324	-	30012	4.57[8]
IN100G[11]	ST12	593	20.9	201.7	0.1036	3650	3751	2.94
	ST13	593	20.9	201.7	0.1036	---	2951	---[9]
	ST14	593	20.9	201.7	0.1036	---	1451	0.74[10]
	ST15	593	20.9	201.7	0.1036	3280	3522	2.85
	ST16	593	20.9	201.7	0.1036	3050	3701	1.32
	ST17	593	20.9	201.7	0.1036	4151	4701	1.40
	ST18	593	20.9	157.8	0.1324	10020	13001	1.22
	ST19	593	20.9	157.8	0.1324	11210	12151	1.33
	ST20	593	20.9	157.8	0.1324	11790	13051	2.26
	ST21	593	20.9	157.8	0.1324	13890	14251	0.81

[7] L'essai a été interrompu après 58000 cycles parce qu'il n'y avait pas de fissure d'initiée.
[8] La fissure s'est initiée sur une soudure.
[9] Une sonde s'est dessoudée.
[10] La fissure s'est initiée à l'extérieure de la zone de détection.
[11] "G" pour grenaillé.

Tableau 3.2 Résultats expérimentaux (tous les essais ont été faits à 1 Hz) (suite)

Matériau	Essai	T (°C)	S_{min} (Mpa)	S_{max} (Mpa)	R-ratio S_{min}/S_{max}	N_i (cycles)	N_f (cycles)	a_{max} (mm)
PWA 1484	ST26	649	13.9	170.7	0.0814	7440	7851	1.65
	ST27	649	13.9	170.7	0.0814	panne d'électricité		
	ST28	649	13.9	170.7	0.0814	9150	9801	1.83
	ST29	649	13.9	170.7	0.0814	---	8185	1.90[12]
	ST30	649	13.9	170.7	0.0814	9200	10701	1.77
	ST31	649	13.9	170.7	0.0814	7310	8151	1.91
	ST32	649	13.9	139.1	0.1000	panne d'électricité		
	ST33	649	13.9	139.1	0.1000	20180	26601	5.83
	ST34	649	13.9	139.1	0.1000	31920	37101	4.08
	ST35	649	13.9	139.1	0.1000	47460	52401	5.61
MAR M200	ST36	649	13.9	170.7	0.0814	3230	3427	2.96
	ST37	649	13.9	170.7	0.0814	6495	6812	2.80
	ST38	649	13.9	170.7	0.0814	4020	4801	2.41
	ST39	649	13.9	139.1	0.1000	14640	15401	1.00
	ST40	-	-	-	-	-	-	-
	ST41	649	13.9	139.1	0.1000	---	90030	----
	ST42	649	13.9	139.1	0.1000	11905	12601	0.68
PWA 1492+Y	ST43	649	13.9	170.7	0.0814	2320	2801	2.02
	ST44	649	13.9	170.7	0.0814	6870	7201	1.27
	ST45	649	13.9	170.7	0.0814	7080	7601	0.71
	ST46	649	13.9	139.1	0.1000	10480	11101	1.41
	ST47	649	13.9	139.1	0.1000	9950	11201	1.19
	ST48	649	13.9	139.1	0.1000	13160	13601	1.28

[12] La fissure s'est initiée à l'extérieure de la zone de détection.

Comme nous l'avons indiqué à la section 1.3.2.3 (Relations entre la différence de potentiel et la longueur d'une fissure) nous avons une relation linéaire si la fissure est plus petite que 0.5 δ. Dans le cas des superalliages à base de nickel nous avons une couche limite de 5.6 mm ce qui revient à dire que le postulat d'une relation linéaire est valide si la fissure est plus petite que 2.8 mm. Il s'ensuit que lorsque la longueur finale de la fissure dépasse 2.8 mm nous nous retrouvons à appliquer une relation qui commence à dévier de la linéarité ce qui entraîne une sous-estimation de la longueur de la fissure pour les premiers 2.8 mm. Plus l'écart entre la longueur finale de la fissure et 0.5 δ (2.8 mm) augmente plus la sous-estimation devient importante. Nous pouvons considérer que l'erreur produite lorsque nous sommes entre 2.8 mm et 3 mm est négligeable mais que passé cette valeur elle augmente de plus en plus. Nous devons donc mentionner que, pour cette raison, les essais suivants sont sujets à caution:

- ST14 (PWA 1480), fissure de 4.86 mm de profondeur;
- ST02 (PWA 1484), fissure de 3.64 mm de profondeur;
- ST33 (MAR M200), fissure de 5.83 mm de profondeur;
- ST34 (MAR M200), fissure de 4.08 mm de profondeur;
- ST35 (MAR M200), fissure de 5.61 mm de profondeur.

Pour calculer a en fonction de N pour des fissures dont la longueur finale était supérieure à 3 mm il faudrait utiliser une relation d'au moins du deuxième degré [TIK95]. Ceci implique qu'il faut, avant de pouvoir utiliser cette relation, déterminer expérimentalement les coefficients utilisés. Étant donné que la compagnie Pratt & Whitney ne désirait pas obtenir des résultats pour des fissures de cette longueur nous n'avons pas exploré cette avenue.

3.1.5 Différence de potentiel en fonction de la longueur de la fissure

Une des premières questions qui nous vient à l'esprit lorsque l'on travaille avec l'ACPD est de savoir si la relation entre la différence de potentiel et la longueur de la fissure est linéaire. Comme nous l'avons indiqué au chapitre I, tous les auteurs s'entendent pour dire que cette relation est linéaire lorsque la fissure est plus longue que la couche limite δ [HWA92, COL85, VER81 et TIK94] mais il y a des divergences lorsque la fissure est plus petite que δ. En effet, certains affirment qu'elle est linéaire [DAI93 et TIK94] alors que d'autres pensent qu'elle est non linéaire [HWA92, COL85 et VER81]. Malgré ces divergences il n'en demeure pas moins que la majorité des essais ont été effectués sur des polycristaux et qu'il y a peu de résultats sur des monocristaux [GEN95]. La majorité des essais de cette maîtrise ont été faits sur des monocristaux à base de nickel (PWA 1480, PWA 1484 et PWA 1492).

Au début de cette maîtrise il a été posé comme postulat que le comportement électrique d'un monocristal, en ce qui a trait à l'ACPD, serait semblable à celui d'un polycristal et c'est pour cette raison que, malgré notre demande, aucun échantillon de calibration n'a été prévu. Les seules corrélations qu'ils étaient alors possible de produire devait provenir des essais que nous devions effectuer. Pour comparer les résultats obtenus de différents essais il faut obligatoirement qu'ils soient faits sur le même matériau (à la même orientation cristallographique), à la même température tout en ayant un courant, une fréquence et une amplification de la différence de potentiel identiques. Nous vous présentons au tableau 3.3 les conditions expérimentales des 6 derniers essais.

Comme nous pouvons le constater sur ce tableau, ces essais, mis à part P_{max} et R, ont été faits aux mêmes conditions expérimentales et il est donc possible de comparer les résultats de l'ACPD.

Tableau 3.3 Conditions expérimentales des essais STFT faits sur du PWA 1492+Y

	Conditions expérimentales						
	Mécaniques				ACPD		
Nombre d'éprouvettes	P_{max} (kg)	R (S_{min}/S_{max})	f (Hz)	T (°C)	I (ampère)	f (kHz)	Amplification (dB)
3	999	0.0816	1	649	1.000	30	50
3	1226	0.1001	1	649	1.000	30	50

Afin de pouvoir obtenir une relation entre la différence de potentiel et la longueur de la fissure il est possible de procéder de diverses façons. Il est possible de marquer la fissure en changeant la fréquence et le chargement pour quelques cyles ou plus simplement de comparer l'augmentation de la différence de potentiel et la longueur finale de la fissure pour plusieurs essais. Cette dernière technique a l'avantage de ne pas utiliser d'échantillon pour la calibration (ce qui est notre cas) mais elle a le désavantage d'exiger un respect scrupuleux des conventions établies pour la préparation des éprouvettes. Nous avons regroupé au tableau 3.4 les résultats obtenus pour les essais ST43 à ST48 et à la figure 3.9 ces résultats sont tracés sur un graphique.

Tableau 3.4 Différence de potentiel et longueur finale de la fissure pour le PWA 1492+Y

Numéro de l'essai	a_f (mm)	ΔV (mV)
ST43	2.02	10.52
ST44	1.27	7.11
ST45	0.71	2.74
ST46	1.41	7.58
ST47	1.19	4.90
ST48	1.28	3.26

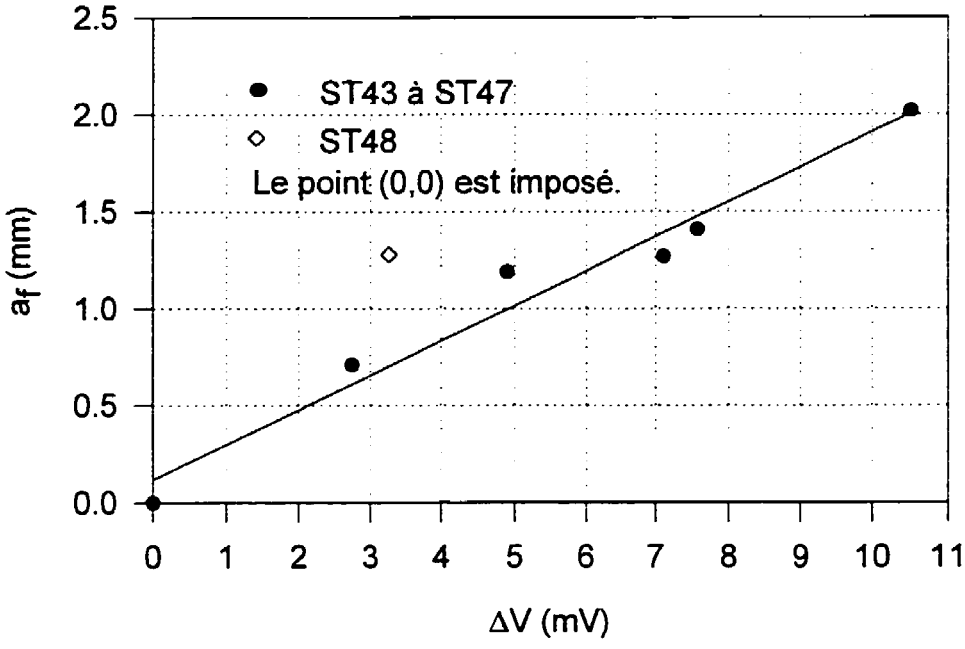


Figure 3.9 Longueur finale de la fissure en fonction de la différence de potentiel à la fin d'un essai

Comme nous l'avons mentionné au chapitre I, la profondeur de la couche limite δ, pour des superalliages à base de nickel, est d'environ 5.6 mm. Pour ces six échantillons nous sommes en dessous de 2.8 mm (δ/2) et nous nous attendons à obtenir une relation linéaire entre ΔV et a [DAI93 et TIK94]. La droite tracée sur le graphique de la figure précédente représente la régression linéaire faite sur les essais ST43 à ST47 auxquels nous avons ajouté le point ΔV = 0 mV pour a = 0 mm (ce point existe pour tous les essais). La valeur du résidu (r^2) pour cette régression est de 0.965 et si nous tenons compte de l'essai ST48 la précision de la régression diminue considérablement en plus d'avoir une droite qui s'éloigne d'avantage du point (0,0). Une telle valeur (r^2 = 0.965)

nous indique qu'une relation linéaire pour ces essais est une bonne représentation de la réalité expérimentale.

L'exclusion de l'essai ST48 soulève une épineuse question car il a bien été fait aux mêmes conditions expérimentales que les cinq autres et dans ce cas, à part qu'il est le point qui s'éloigne le plus d'une relation linéaire, comment est-il possible de ne pas en tenir compte? L'explication selon nous proviendrait de la préparation des éprouvettes. En effet, sur ce type d'échantillon il est à peu près impossible, après avoir installé les sondes, fils d'alimentation et le thermocouple, d'obtenir des éprouvettes parfaitement identiques. La principale différence d'une éprouvette à l'autre est la position spatiale des fils sortant des tubes de céramiques et qui sont soudés sur l'échantillon.

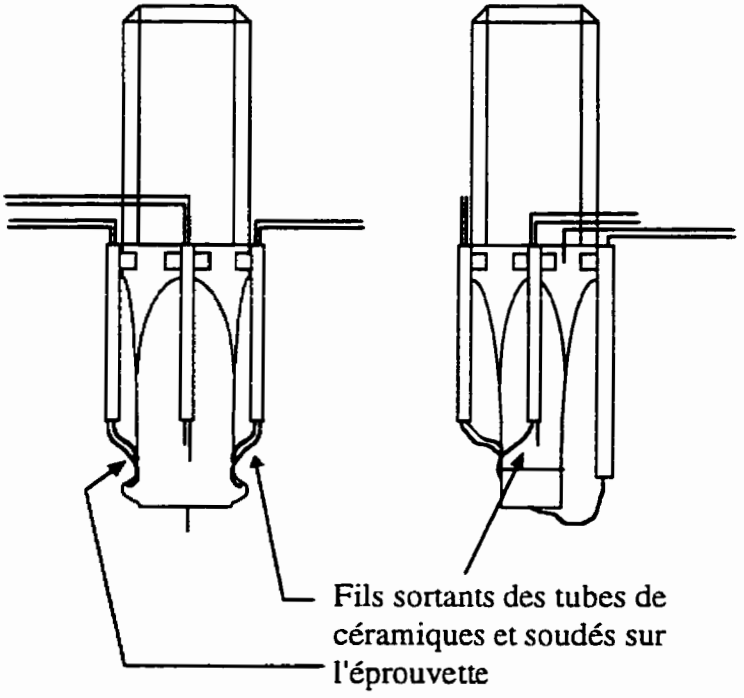


Figure 3.10 La variation de la position des fils sortants des tubes de céramiques modifie l'impédance des sondes de lectures

Comme nous pouvons le voir à la figure précédente la section d'un fil, provenant d'une sonde de lectures, qui se situe entre le tube de céramique et la soudure par point qui l'ancre sur l'échantillon n'a pas une position spatiale fixe. Ceci provient du fait qu'il n'y a rien, sur la section considérée, pour maintenir la position du fil: nous essayons, pour chaque échantillon, de placer ces fils à la même position mais cela est très difficile. Il s'ensuit donc que parfois l'impédance d'une sonde de lecture peut varier considérablement et nous croyons que c'est le cas pour pour l'échantillon ST48.

Nous concluons donc que le postulat de départ posé, soit une relation linéaire entre la longueur de la fissure et la différence de potentiel, est une bonne représentation de la réalité pour les monocristaux à base de nickel si la fissure est plus petite que 0.5 δ.

3.1.6 Comparaison des résultats pour l'initiation avec des valeurs existantes

Au début de ces travaux la compagnie Pratt & Whitney Canada désirait savoir si la technique de l'ACPD permettrait de mesurer efficacement l'initiation et la propagation de fissures de fatigue. Afin de s'assurer de la validité des résultats il a été décidé que les premiers essais seraient faits, sur du PWA 1480, à des conditions expérimentales dont on connaissait déjà le nombre de cyles pour l'initiation d'une fissure de 0.4 mm de profondeur (0.8 mm de largeur). Nous vous présentons au tableau de la page suivante les résultats pour l'initiation d'une fissure de 0.4 mm ainsi que les conditions expérimentales (pour le PWA 1480).

Ces résultats ont été obtenus avec une technique conventionnelle, c'est-à-dire que l'éprouvette, entourée d'un four électrique fermé, est soumise à un certain nombre de cycles de fatigue en contrainte ou déformation contrôlée que l'on interrompt périodiquement. À chaque interruption on laisse l'échantillon refroidir, on le démonte

pour l'observer au microscope et si une fissure est détectée on la mesure. Évidemment il faut remonter l'échantillon sur le montage expérimental et le chauffer de nouveaux avant qu'il soit soumis à une autre séquence de cycles. C'est une technique longue et ardue et qui fournit généralement, à cause de son peu de précision, une surestimation du nombre de cycles (ou une sous-estimation de la longueur de la fissure).

Tableau 3.5 Résultats expérimentaux pour le monocristal de PWA 1480 à 1 Hz (fournis par Pratt & Whitney Hartford)

Nombre d'éprouvettes	Charge max. (kg)	R (S_{min}/S_{max})	Température (°C)	N_i prévu (cycles)
3	1227	0.1224	649	17000
3	1459	0.0688	469	5400
3	1459	0.1032	649	5400
3	1680	0.0893	649	1800

Nous avons à la figure suivante les résultats moyens obtenues avec la technique de l'ACPD (voir le tableau 3.2) ainsi que valeurs provenant de Pratt & Whitney Hartford (voir le tableau 3.5). Les triangles noirs sont les données fournies par Pratt & Whitney Aircraft à Hartford alors que les cercles blancs représentent, pour chaque contrainte, la moyenne de nos résultats expérimentaux. Nous constatons que les valeurs obtenues, malgré la dispersion des résultats, sont dans le même ordre de grandeur que celles fournies par Pratt & Whitney Aircraft à Hartford. Nous constatons aussi que nos valeurs sont légèrement inférieures aux valeurs de PWA. Nous croyons que ceci est probablement associé au manque de précision de la technique traditionnelle qui fonctionne par examen visuel de la pièce.

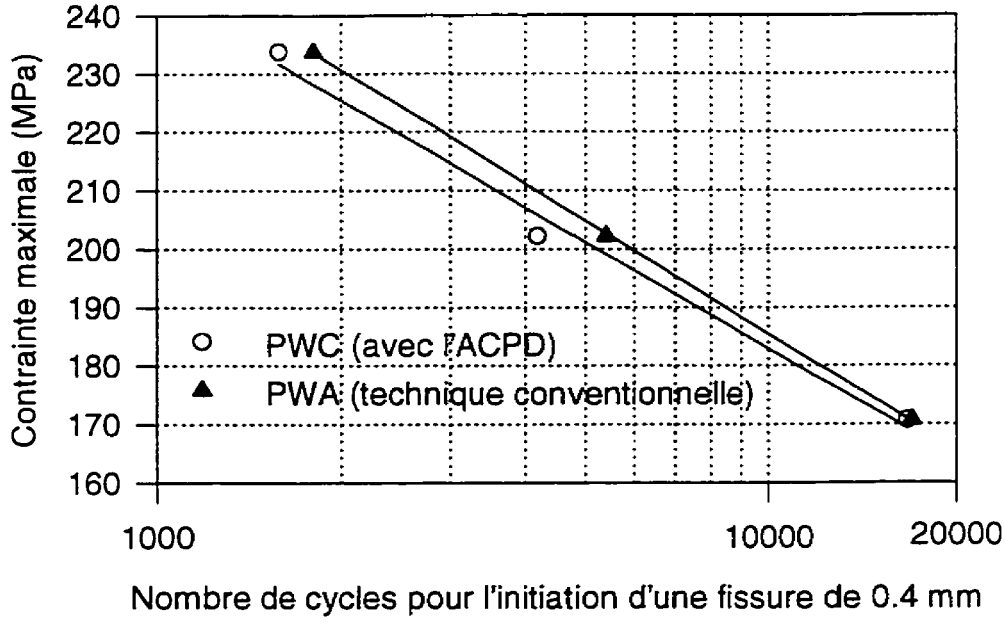


Figure 3.11 Contrainte maximale en fonction du nombre de cyles pour l'initiation d'une fissure de 0.4 mm

3.2 Vitesse de la fissure en fonction de la longueur

Les matériaux étudiés, soit les superalliage à base de nickel (PWA 1480, 1484 et 1492+Y) sont des monocristaux et l'éprouvette de grandeur réelle est anisotropique. Le ΔK associé à notre type de matériau et à la forme de notre éprouvette doit tenir compte de ces caractéristiques. Il est possible d'obtenir dans la littérature des valeurs de ΔK mais ceux-ci sont pour des géométries simples et exclusivement pour des alliages isotropes. La compagnie Pratt & Whitney a développé une expression fournissant le ΔK pour une éprouvette STFT. Cependant l'utilisation des courbes da/dN en fonction de ΔK n'a pas permis de prédire correctement les da/dN observées sur d'autres géométries de fixation en pied de sapin (*fir tree root*) ainsi que de pièces en services. Par conséquent il semble que les ΔK obtenus par éléments finis sont inexact car ceux-ci ne permettent pas de rationaliser les da/dN obtenues sur d'autres géométries (erreur de 500%). L'autre possibilité aurait été de développer une expression de ΔK valide pour les monocristaux mais ceci dépasserait largement le cadre de ce travail. Nous avons donc jugé plus opportun de produire une courbe da/dN en fonction de "a" plutôt qu'en fonction d'un ΔK inexact.

3.2.1 Vitesse de la fissure mesurée sur un faciès de rupture

Pour mesurer la vitesse de propagation nous avons utilisé deux méthodes. La première consiste à dériver numériquement la courbe a en fonction de N alors que la seconde consistait à le faire à partir du faciès de rupture (figure 3.12) de l'éprouvette S14 (PWA 1480). Nous avons, dans la partie centrale (axe y de la figure suivante), mesuré, à tous les 0.2 mm, la distance entre les stries de fatigue. Il nous a fallu premièrement identifier les lignes d'arrêts de la fissure ce qui a été possible de faire à un grossissement de 3500 fois.

Les lignes d'arrêt, dans le cas du monocristal PWA 1480, ressemblent à des fissures secondaires, comme on peut le constater à la figure 3.12 (flèches blanches).

Figure 3.12 Positions de mesures des distances interstries

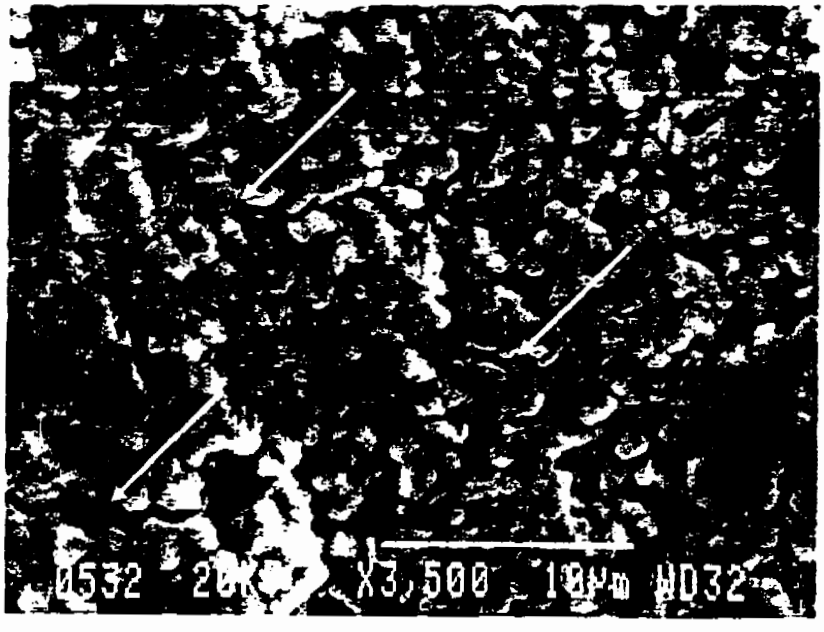


Figure 3.13 Lignes d'arrêt de la fissure (a ≅ 1.6 mm, da/dN=2.7 µm/cycle)

On peut voir sur cette figure deux choses: les lignes d'arrêt de la fissure et les précipités γ'. Ces lignes d'arrêt proviennent selon nous non pas de l'arrêt de la fissure mais plutôt de sa remise en mouvement. En effet, il semble que la fissure progresse, à chaque cycle, d'une distance de quelques précipités γ'. Lorsque ΔK augmente, au début du cycle, la fissure cherche à progresser en contournant les précipités γ' qui barrent sa progression. Elle va donc suivre le chemin le plus aisé mais comme ΔK augmente ce chemin peut changer au début de sa progression et ceci même jusqu'à revenir, en partie, sur ses pas. Selon ce mécanisme de contournement des précipités la fissure pourrait laisser des lignes de départ (ou d'arrêts) semblables à celles que l'on peut apercevoir sur la figure 3.13.

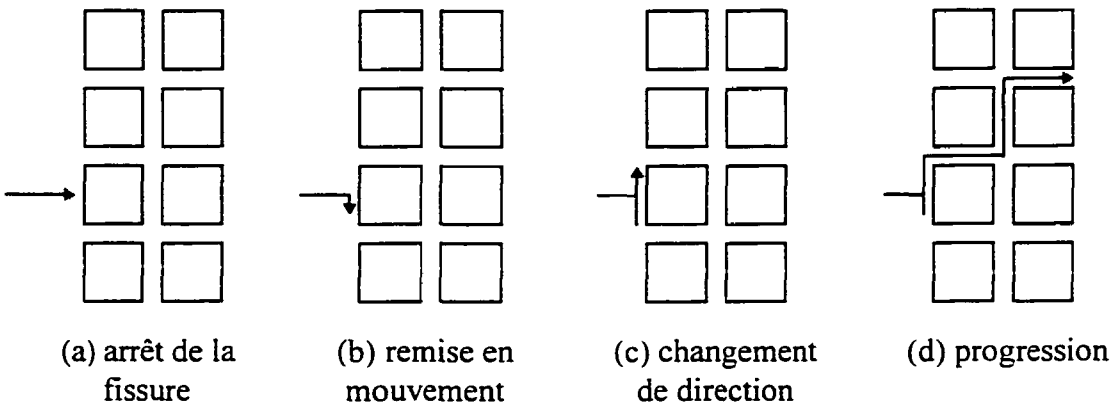
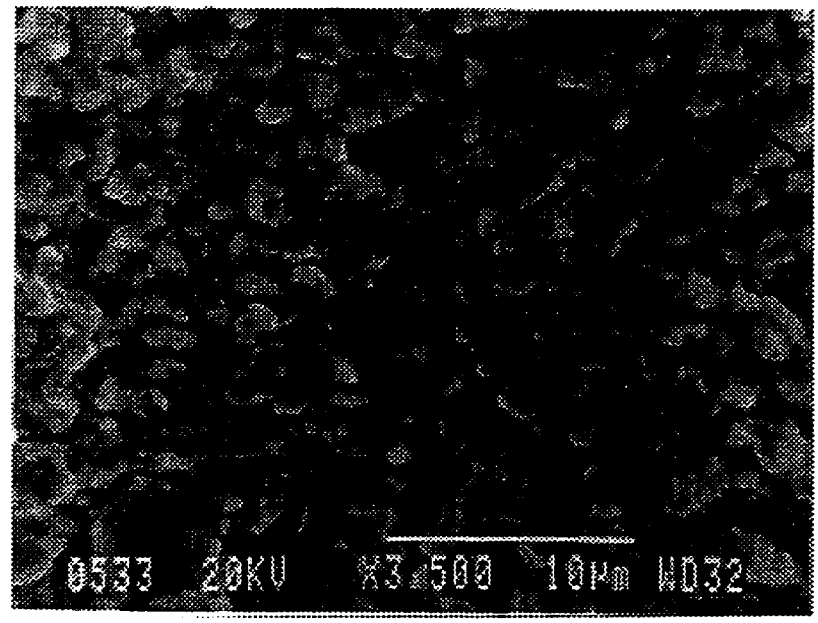


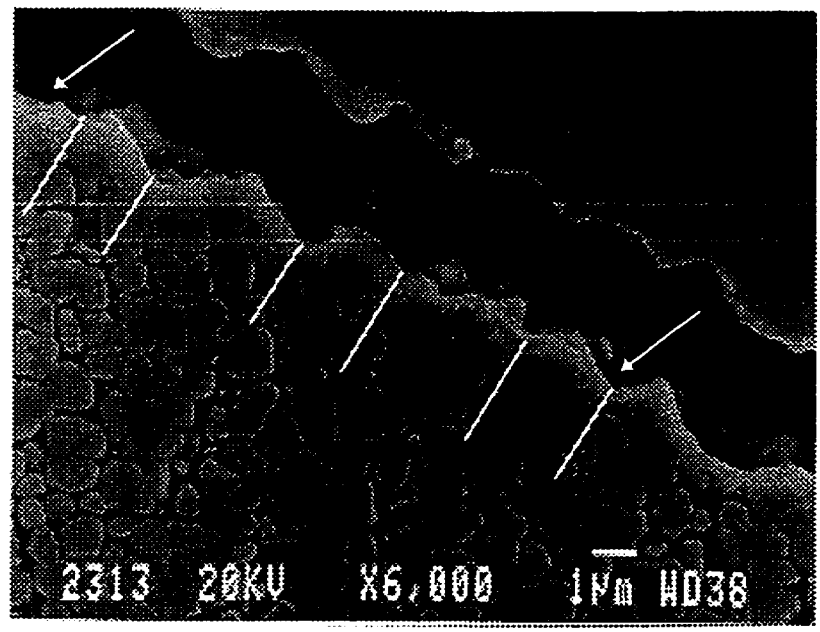
Figure 3.14 Progression d'une fissure de fatigue dans le PWA 1480

Pour confirmer cette hypothèse nous avons utilisé la coupe transversale de la surface de rupture et nous avons fait, à environ tous les 0.6 mm, des photographies transversales à la fissure et ceci à un grossisssement de 6000 fois. Ce grossissement, supérieur à la série précédente (3500X), à été choisi afin de distinguer si les précipités γ' étaient contournés ou cisaillés par l'avancement du la fissure. Nous vous présentons, dans les deux pages

suivantes, pour a ≅ 1.6 mm et a a ≅ 3.4 mm, les photographies normales et transversales à la fissure.

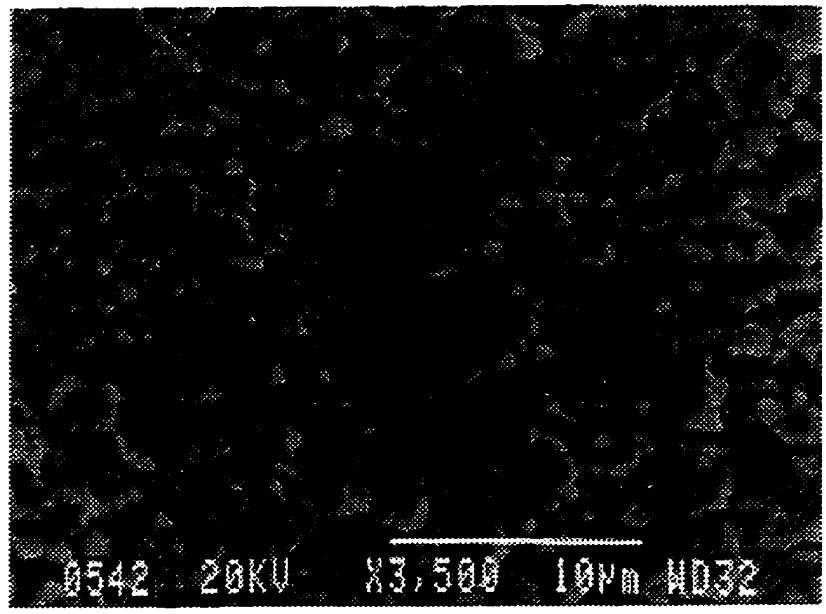


(a)

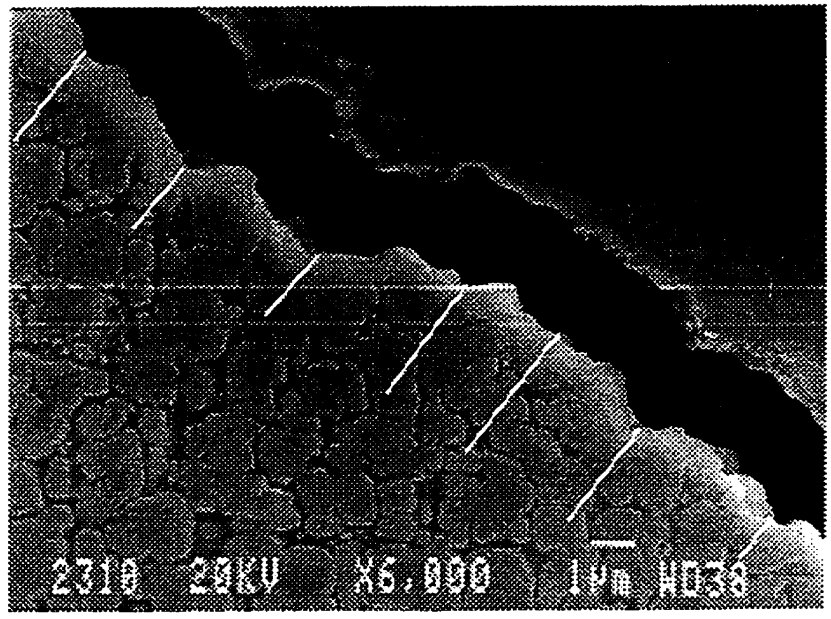


(b)

Figure 3.15 Pour a ≅ 1.6 mm, (a) photographie normale à la fissure et (b) photographie transversale à la fissure



(a)



(b)

Figure 3.16 Pour a ≅ 3.4 mm, (a) photographie normale à la fissure et (b) photographie transversale à la fissure

Sur les photographies transversales nous avons ajouté aux fissures de petits traits blanc. Chacun de ces traits représente la ligne d'arrêt associée à l'avancement de la fissure pendant un cycle. On constate, sur les photographies normales à la fissure, que les précipités γ' sont presque exclusivement contournés par la fissure et ceci sur presque toute sa longueur.

Nous ne pouvons affirmer que l'avancement de la fissure s'est fait par contournement car, par l'effet de fermeture et d'ouverture, le début de la fissure (de $a = 0$ à $a \cong 0.6$ mm) est trop fortement maté pour y distinguer la moindre chose. Pour le reste ($0.6 \text{ mm} < a < 4.7$ mm) le contournement a été le principal mécanisme de propagation. En ce qui a trait à l'hypothèse de la ligne d'arrêt provenant du début de la mise en mouvement de la fissure (au commencement d'un cycle), les photographies de la coupe transversale ne nous permettent pas de conclure de la véracité de cette hypothèse. En effet, bien que nous voyons sur certaine photographie (figure 3.15) ce qui pourrait être des lignes d'arrêt (indiquées par des flèches) nous ne pouvons formellement les identifier comme telles. Les valeurs mesurées de da/dN en fonction de "a", sur le faciès de rupture, apparaissent au tableau suivant.

Tableau 3.6 Vitesse d'avancée de la fissure en fonction de a

a (mm)	da/dN (μm/cycle)	a (mm)	da/dN (μm/cycle)	a (mm)	da/dN (μm/cycle)
0.6	0.32	2.0	2.4	3.4	3.6
0.8	0.44	2.2	3.3	3.6	2.4
1.0	0.84	2.4	3.3	3.8	-
1.2	2.2	2.6	3.2	4.0	-
1.4	2.7	2.8	3.3	4.2	2.7
1.6	2.7	3.0	3.5	4.4	4.3
1.8	2.8	3.2	3.6		

Afin de vérifier la validité du système de détection et de croissance de fissure nous avons procédé à la vérification suivante. Selon notre hypothèse 19378 cycles ont servi à initier une fissure de 1/64" (0.4 mm), et 1323 cycles ont servi à faire progresser la fissure de 4.3 mm (a_{total} = 4.7 mm) et la vitesse moyenne (arithmétique) de progression entre 0.4 et 4.7 mm a été de 2.72 µm. Ce qui donne une longueur totale de 4 mm donc une erreur de 15% sur l'ensemble. Les résultats sont présentés au tableau suivant.

Tableau 3.7 Calcul de la longueur de la fissure

Nombre de cycles	da/dN_{moyen}	Avancé de la fissure
19380		0.4 mm
2320	2.72 µm/cycle	3.6 mm
	Longueur estimée	4.0 mm
	Longueur réelle	4.7 mm
	% d'erreur	14.9 %

Pour ce calcul nous avons fait deux hypothèses:

-1) que le nombre de cycles pour initier une fissure de 0.4 mm (1/64") a été correctement estimé à partir de l'ACPD;

-2) que la vitesse de progression entre a=0.4 mm et a=4.7 mm est la moyenne arithmétique des vitesses mesurées.

La première hypothèse suppose que l'on peut tirer une relation linéaire entre la longueur totale de la fissure et la différence de potentiel de courant alternatif (ACPD) mesurée alors que la seconde hypothèse suppose que le nombre de cycles entre a=0.4 mm et a=4.7 mm (1323 cycles) est distribué également entre chaque niveau de vitesse mesurée.

L'erreur de 14.9% calculée entre la longueur estimée de la fissure et la longueur réelle nous donne néanmoins une idée de la précision de cette technique expérimentale et de la validité de nos résultats: **les résultats obtenus à partir de la mesure de l'ACPD sont beaucoup plus précis que ceux mesurés à l'aide de la technique conventionnelle**.

3.2.2 Vitesse de la fissure calculée à partir des mesures de l'ACPD

Comme nous l'avons précédemment mentionné le programme de dépouillement de données Maitrise.exe calcule la vitesse de propagation en fonction de la longueur de la fissure (da/dN vs a). Pour calculer le nombre de cycles nécessaires à l'initiation d'une fissure de 0.4 mm nous utilisons un polynôme dont le degré se situe généralement entre 5 et 10. Le polynôme choisi est celui qui suit le mieux les points expérimentaux. Pour obtenir la vitesse nous dérivons ce polynôme par rapport à N et nous obtenons ainsi la vitesse de propagation (da/dN) et pour obtenir la longueur de la fissure correspondante nous utilisons directement le polynôme ce qui nous permet d'obtenir da/dN en fonction de a.

Nous montrons à la figure 3.17 la vitesse de propagation (da/dN) en fonction de la longueur de la fissure pour l'échantillon S14.

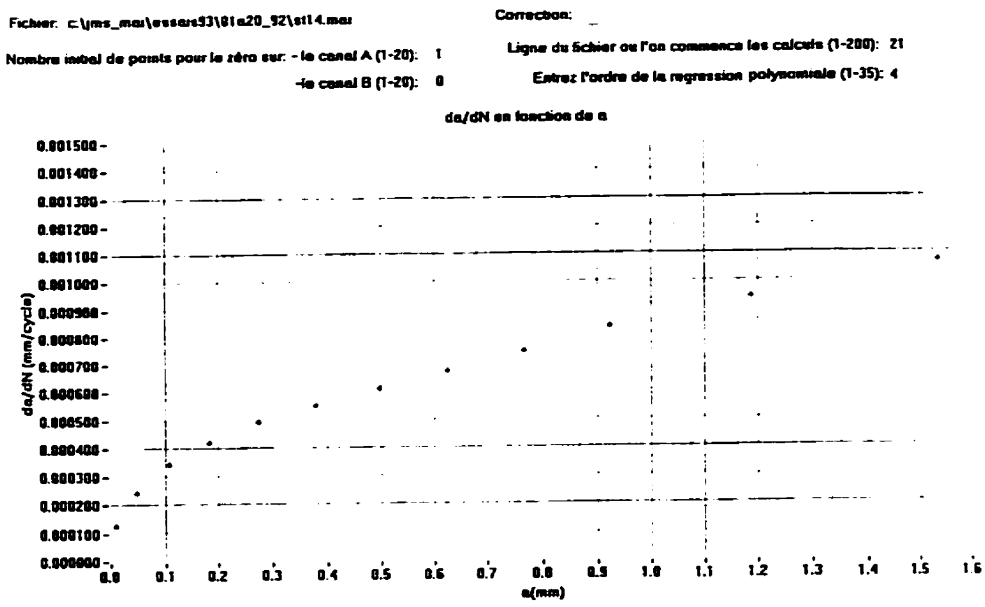


Figure 3.17 Vitesse de la fissure en fonction sa longueur pour l'essai S14 (calculé par le programme Maitrise.exe)

Sur cette figure nous avons la vitesse de propagation pour différentes longueurs de fissure. Si nous comparons ces vitesses obtenues avec celles mesurées sur le faciès de rupture nous constatons qu'il y a d'importantes différences. Nous présentons au tableau 3.8 quelques valeurs comparatives.

Nous constatons que la vitesse calculée à partir de l'ACPD, sauf lorsque la fissure mesure 1.0 mm, sont d'environ 2.0 à 2.5 fois plus petites. Cet écart s'explique assez facilement. En effet, comme nous l'avons indiqué précédemment la longueur finale de cette fissure dépasse largement 0.5 δ (4.86 mm = 0.87 δ) et dans ce cas ceci entraîne une sous-estimation de la longueur réelle de la fissure. Nous nous retrouvons donc, pour des valeurs inférieures à 2.8 mm à sous-estimer la longueur de la fissure.

Tableau 3.8 Comparaison entres la vitesse de propagation mesurée sur le faciès de rupture et celle calculée à partir de l'ACPD

	da/dN (µm/cycle)	
a (mm)	mesurée sur le faciès de rupture	calculée avec l'ACPD
0.6	0.32	0.68
0.8	0.44	0.74
1.0	0.84	0.84
1.2	2.2	0.93
1.4	2.7	1.08
1.6	2.7	1.20

Il est impossible, sans utiliser d'échantillon de calibration, de calculer précisément la valeur de cette sous-estimation: la seule chose dont nous sommes certain c'est plus l'écart entre la longueur de la fissure et 0.5 δ augmente plus la sous-estimation est importante.

3.3 Mécanismes de propagation

3.3.1 Faciès de rupture

3.3.1.1 Faciès de rupture cristallographique

Il a été décidé, dans le cadre de cette maîtrise, de limiter la fractographie et la métallographie aux monocristaux de PWA 1480. Les essais de fatigue oligocyclique, pour ce monocristal, ont été faits, comme nous l'avons déjà mentionné, à trois contraintes maximales, soit: 170.7 MPa ksi (R = 0.1224), 202.3 MPa (R = 0.0694 et 0.1041) et 233.9 MPa (R = 0.0896). Nous avons seulement trois éprouvettes dont les faciès de rupture présentent peu de matage provenant de la fermeture plastique, soit les éprouvettes S14, S09 et S11. Les données relatives à ces trois éprouvettes apparaissent au tableau suivant.

Tableau 3.9 Grille des paramètres expérimentaux et résultats pour les trois faciès de rupture qui présentent peu matage (PWA 1480)

Essais	σ_{min} (MPa)	σ_{max} (MPa)	R	N_i (cycles)	N_f (cycles)	a_{max} (mm)
S14	20.9	170.7	0.1224	19380	20701	4.86
S09	20.9	202.3	0.0688	2460	3041	2.40
S11	20.9	233.8	0.0893	1410	1543	1.19

L'endommagement des faciès de rupture provient soit de la rupture finale (elle s'est produite avant que nous ayons pu arrêter l'essai) ou soit lorsque nous avons tenté de séparer les surfaces, après les avoir plongé dans de l'azote liquide (nous avons fortement frotté les surfaces opposées). Il ne faut pas oublier que l'alliage PWA 1480 est une structure cubique à faces centrées et que l'on envisage la possibilité de l'utiliser dans des applications cryogéniques (*Space Shuttle Main Engine*-SSME). C'est donc un alliage

que l'on peut très difficilement briser. Nous avons, aux figures 3.18, 3.19 et 3.20, les photographies des surfaces de rupture des éprouvettes présentées au tableau 3.9. Nous constatons que nous avons dans les trois cas, une surface de rupture cristallographique avec des lignes de rivières.

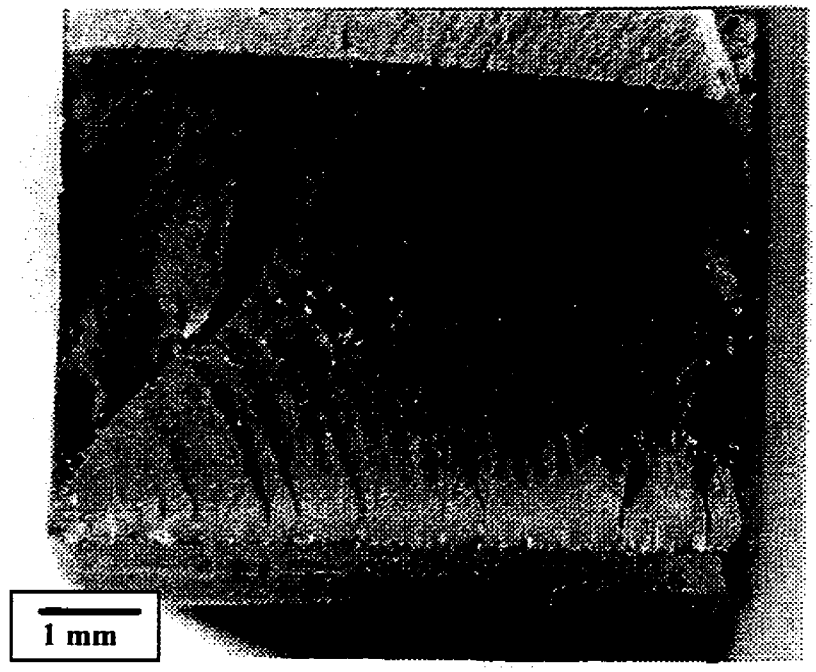


Figure 3.18 Faciès de rupture de l'éprouvette S14 (σ_{max} = 170.7 MPa)

Selon Diboine, Peltier et Pelloux [DIB87] un faciès de rupture cristallographique est principalement dominé par le contournement des précipités γ'. Lorsque la température devient assez élevée, l'activation thermique est suffisante pour que le contournement des précipités soit le mécanisme prédominant. Nous avons donc, avec un faciès de rupture cristallographique, le contournement des précipités comme principal mécanisme de propagation. N.S. Stoloff [STO87] constate que lorsque la température augmente on accroît le diamètre des précipités que l'on peut cisailler (figure 3.21).

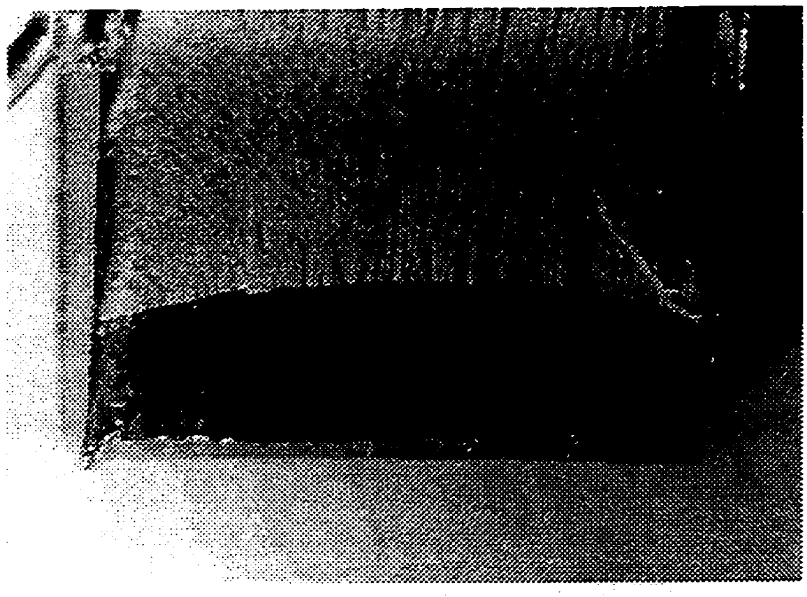


Figure 3.19 Faciès de rupture de l'éprouvette S09 (σmax = 202.3 MPa)

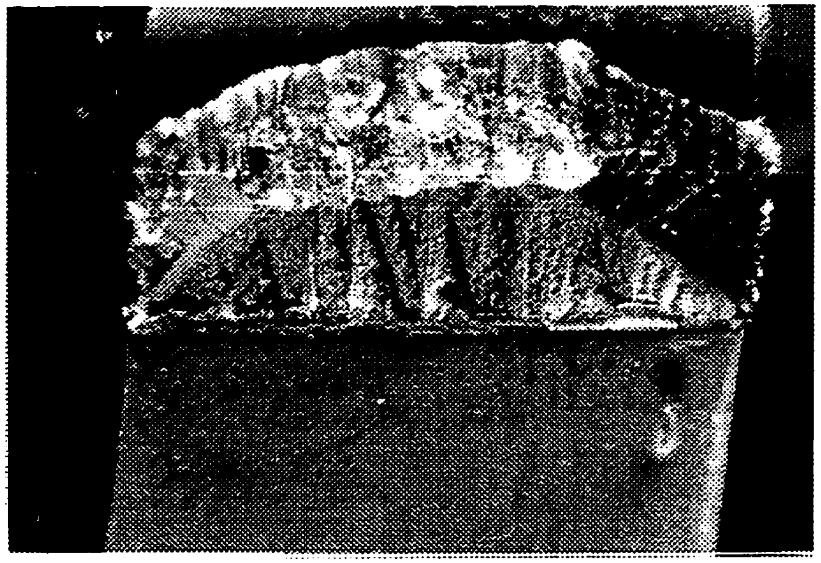


Figure 3.20 Faciès de rupture de l'éprouvette S11 (σ_{max} = 233.9 MPa)

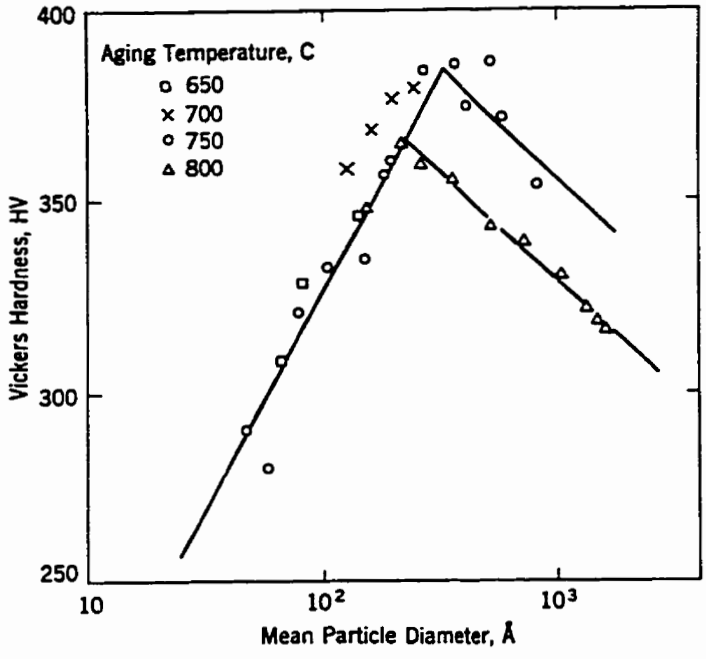


Figure 3.21 Dureté en fonction du diamètre des précipités γ'

On peut voir sur la figure précédente, qu'il existe un diamètre critique (dureté maximale) en dessous duquel les dislocations cisaillent les précipités γ' et au-dessus duquel elles évitent les précipités soit par contournement ou soit par le mécanisme d'Orowan. Selon J.I. Dickson [DIC91], le mécanisme d'Orowan entraîne une augmentation de la densité de dislocations autour des précipités et par le fait même produit une importante consolidation. La présence d'une augmentation de la cission nécessaire pour mettre en mouvement les dislocations autour des précipités tend à activer d'autres systèmes de glissement et facilite le contournement. Dans les trois échantillons observés nous constatons ce phénomène par l'observation, sur la surface de rupture, de précipités γ' déchaussés lors de la propagation.

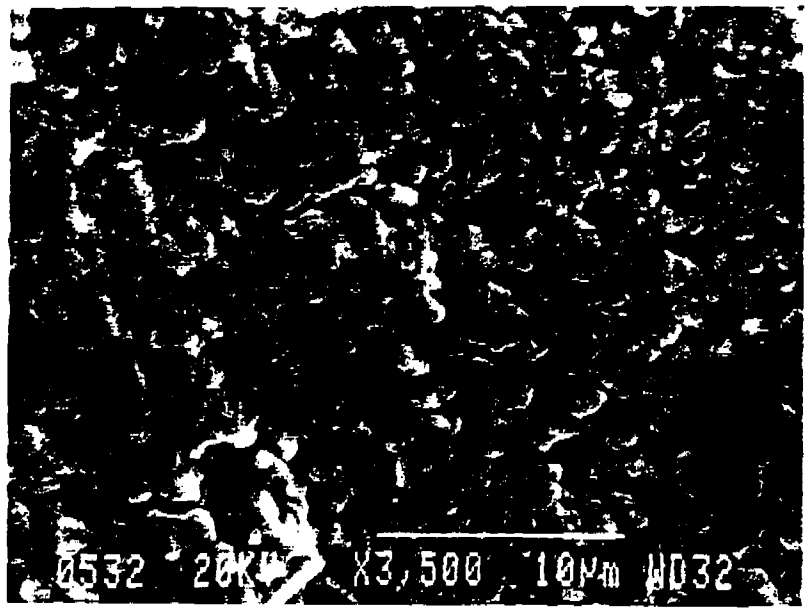


Figure 3.22 Espaces vides laissés par les précipités γ' déchaussés

La contrainte d'écoulement plastique ($\sigma_{0.2}$) de l'alliage PWA 1480, à la température de l'essai, est de l'ordre de 830 Mpa (axe <001>) ce qui implique que nous sommes, pour les trois types d'essais effectués, bien en deçà de la limite élastique ($\sigma_{0.2}$ = 233.9 MPa).

3.3.1.2 Plans d'initiation et de propagation macroscopiques

En général, les auteurs s'entendent [DIB87] sur le fait que les fissures s'initient sur des plans {111} à partir de microporosités dues à la solidification dendritique. Comme nos surfaces de rupture sont toutes usées sur les premiers dixièmes de millimètre nous n'avons pu déterminer les sites d'initiation et les plans d'initiation microscopiques. Nous nous limiterons donc à étudier l'aspect macroscopique de l'initiation.

Étant donné que l'étude de chaque surface de rupture est extrêmement longue nous nous limiterons à l'étude de la surface S14 (σ_{max} = 170.7 MPa) qui, bien qu'elle ne soit pas la

mieux conservée des trois, possède la plus longue fissure et par conséquent qui s'y prête le mieux.

Nous avons procédé à une coupe transversale de la surface de rupture S14. Nous avons déposé quatre couches de laque sur le faciès de rupture afin de le protéger (chaque couche a séché dans une atmosphère réduite) pour ensuite scier l'échantillon avec une lame au diamant. La laque a été remplacée par huit autres couches minces, séchées selon le même principe, et l'échantillon a été placé dans un four à 45°C pendant 24 heures afin d'obtenir la meilleure adhérence possible. Cet échantillon a été enrobé dans de la résine époxy, poli à l'alumine jusqu'à 0.05 µm et légèrement attaqué à l'aide d'une solution visant à mettre en évidence les précipités γ' (100 ml de HCl, 100 ml d'éthanol et 5 grammes de $CuCl_2$). La figure 3.23 à la page suivante présente la coupe transversale du faciès de rupture de l'échantillon S14.

Sur cette photographie nous pouvons, en mesurant les angles entre la direction <100> et les plans notés par les lettres a, b, c et d trouver les plans macroscopiques d'initiation et de propagation. Étant donné que la direction <100> fait partie du plan (011), l'angle mesuré correspondrait à l'angle entre le plan (011) et un plan de la famille {a11}. Les plans (111), (211) et (311) seraient les plans macroscopiques les plus probables. Les angles exacts entre le plan (011) et les plans de la famille {a11} sont fournis au tableau 3.10.

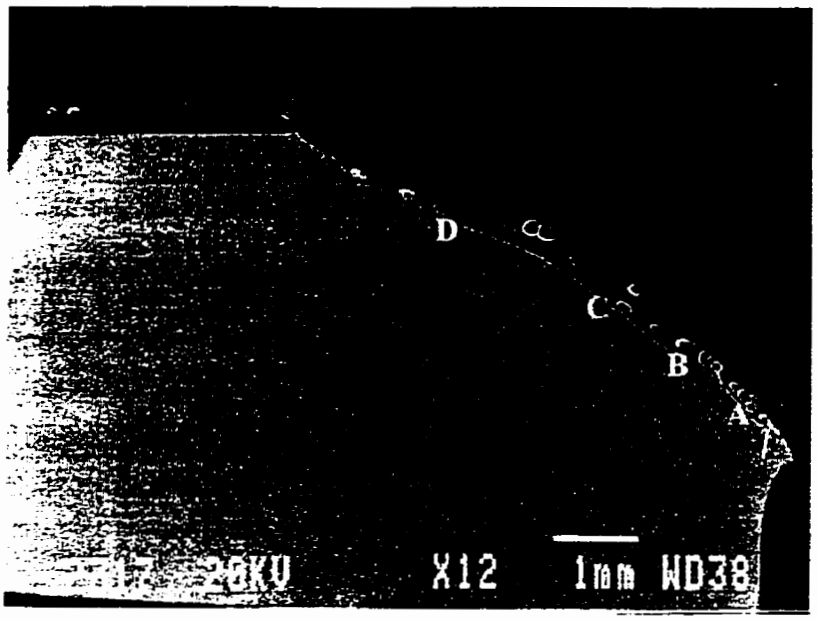


Figure 3.23 Coupe transversale de la surface de rupture de l'échantillon S14

Tableau 3.10 Angle entre les plans (011) et {a11}

Premier plan	Second plan	θ
(011)	(111)	35.3°
(011)	(211)	54.7°
(011)	(311)	64.8°

Les angles que nous avons mesurés, sur la photographie de la figure 3.22, ainsi que les plans probables, en fonction de l'imprécision de la l'axe <100> qui va jusqu'à 10 degrés, apparaissent au tableau 3.11. Il est à noter que cette variation provient de l'imprécision obtenue lors de coulée des monocrisraux.

Tableau 3.11 Plans mesurés

Plan	θ	|Δθ|	Plan possible
a	45°	9.7°	(111)
b	62°	7.3°	(211)
	62°	2.8°	(311)
c	50°	4.7°	(211)
d	65°	0.2°	(311)
	65°	10.3°	(211)[1]

Il semble, suite à l'analyse de ces résultats, que l'initiation et le début de la propagation se sont produites sur un plan (111) et que la progression se soit continuée sur des plans (211) et (311) et ceci pour la partie de l'éprouvette en déformation plane (le milieu de l'éprouvette). L'écart entre l'angle mesuré et le plan possible n'est pas constant car le monocristal peut contenir, dans sa structure même, ce que l'on appelle un joint de grains à faible angle (*low angle boundary*) c'est-à-dire un désenlignement d'une certaine partie des dendrites au cours de leur croissance. Il en résulte que l'axe <100> peut varier de 3 à 10 degrés en fonction de notre position de mesure. Nous voyons donc qu'avec une coupe transversale on peut obtenir une idée des plans de fissuration mais qu'il est difficile de les identifier. De plus, une coupe transversale fournit seulement une partie d'un plan et non pas le plan lui-même, il faut donc utiliser les angles mesurés avec circonspection.

Pour confirmer la validité des plans mesurés nous avons procédé à une vérification supplémentaire. Nous avons constaté que lorsque nous modifions la position et l'intensité de l'éclairage, au microscope stéréoscopique, nous voyons apparaître un réseau de lignes parallèles, selon deux directions, dont l'espacement et l'orientation semblaient

[1] Hors spécification car $|\Delta\theta| <= 10°$.

s'apparenter au réseau dendritique. Nous avons photographié ce réseau de lignes sur la surface de rupture S14 (PWA 1480) et comparé le cliché obtenu avec le réseau d'une surface (111) et le réseau d'une surface (211). Les angles sur une surface (111) devraient être de 60° et de 120° alors que ceux sur une surface (211) devraient être de 78.46° et de 101.54°. Nous avons mesuré 83° et 97° pour la surface (211) et 66° et 114° pour la surface (111). Nous constatons ici que l'angle entre l'axe longitudinal de notre pièce et l'axe <100> n'est pas de 0°. On pourrait, par trigonométrie, arriver à déterminer cet angle si nous connaissions avec précision l'orientation secondaire mais comme ce n'est pas le cas nous ne pouvons effectuer ce calcul. Par contre nous avons mesuré l'angle sur la surface de rupture (pour a> 2.3 mm) et nous obtenons un angle de 84° ce qui est près d'un plan (211) et de la valeur obtenue à partir de la coupe transversale. Nous présentons, à la figure 3.9, la photographie de la surface de rupture S14 (PWA 1480) (ou l'on voit le réseau de lignes) ainsi que la coupe d'un plan {211} on l'on voit le réseau dendritique.

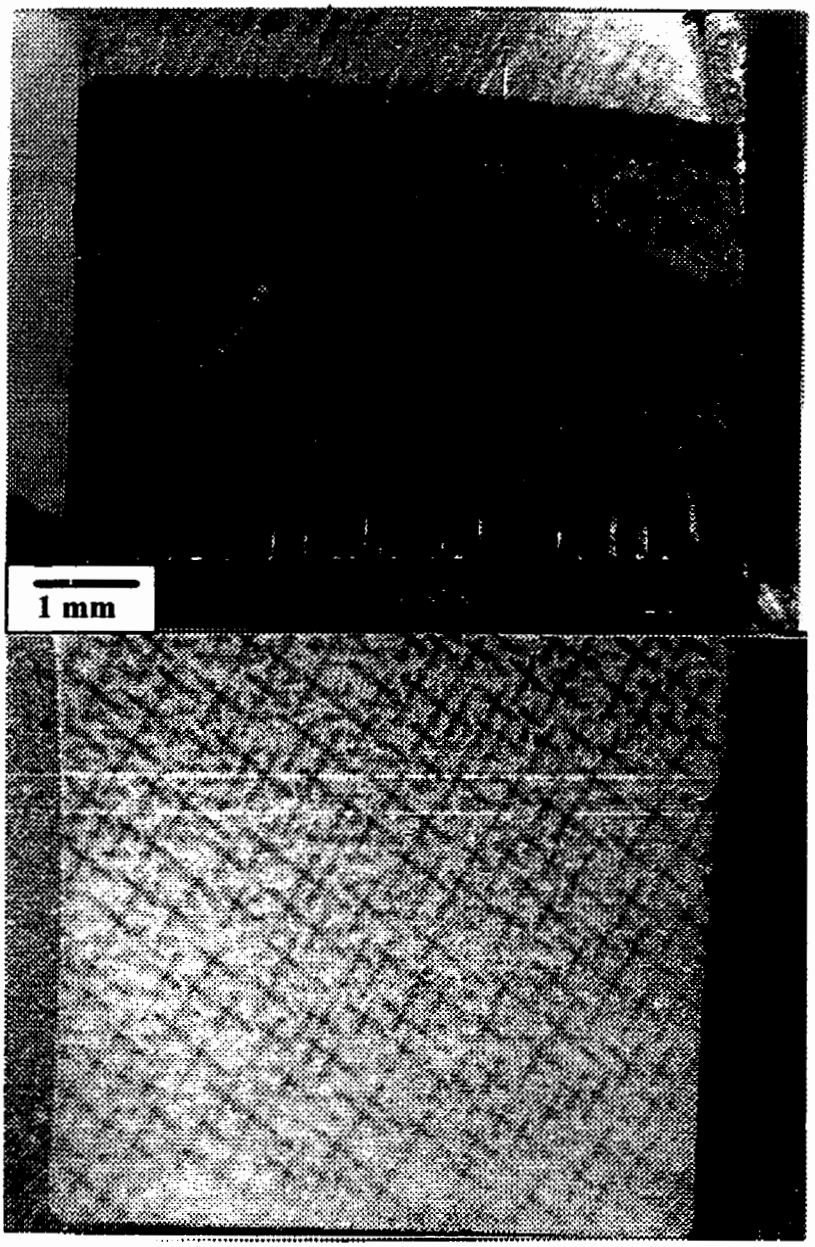


Figure 3.24 (a) surface de rupture et (b) réseau dendritique du plan (211)

On constate, sur la surface de rupture, que le réseau dendritique influence la propagation. À faible contrainte les lignes de rivières tentent, dans le premier tiers de la fissure, de rejoindre l'orientation dendritique. Après le premier tiers les lignes de rivières suivent les directions dendritiques pour ensuite disparaître. De chaque côté de l'échantillon (état de contrainte plane) nous avons des marches où les plans de propagation changent de niveau mais restent macroscopiquement {211}, ce que l'on constate en mesurant l'angle du réseau sur le côté gauche de la surface de rupture. Ces marches, tant du côté droit que du côté gauche de la surface de rupture, rejoignent les directions principales du réseau dendritique du plan {211}. Il semble, pour l'ensemble de la propagation, que la fissure est sur un plan {211} ce qui serait cohérent avec les mesures effectuées sur la coupe transversale. Naturellement, nous voyons difficilement le réseau dendritique au début de la fissure car la surface a été usée par frottement. Les déviations subies par les lignes de rivières (donc par la fissure) indiquent que la progression de la fissure est influencée par la présence du réseau dendritique. Comme les précipités γ' de la région interdendritique sont plus gros que ceux des dendrites ils sont moins efficaces pour bloquer les dislocations et la progression de la fissure y est plus facile. Il s'ensuit qu'à faible ΔK (a est petit) les fissures sont déviées par les dendrites alors qu'à haut ΔK (fissure longue ou $\Delta\sigma$ élevé) les fissures sont moins déviées, ce que l'on observe sur les autres faciès de rupture. Il faut noter que sur les surfaces de rupture nous avons l'initiation de plusieurs petites fissures qui se rejoignent pour former une seule fissure.

3.3.2 Simulation du chargement

Afin de vérifier si le plan d'initiation observé macroscopiquement (plan (111)) correspond au plan de cission maximale nous avons procédé à une simulation de chargement par éléments finis. Notre pièce, constituée d'un monocristal orthotropique, possède deux plans de symétrie et elle a nécessité 1208 éléments (8 noeuds par élément). Nous pouvons voir le maillage de la pièce à la figure 3.25.

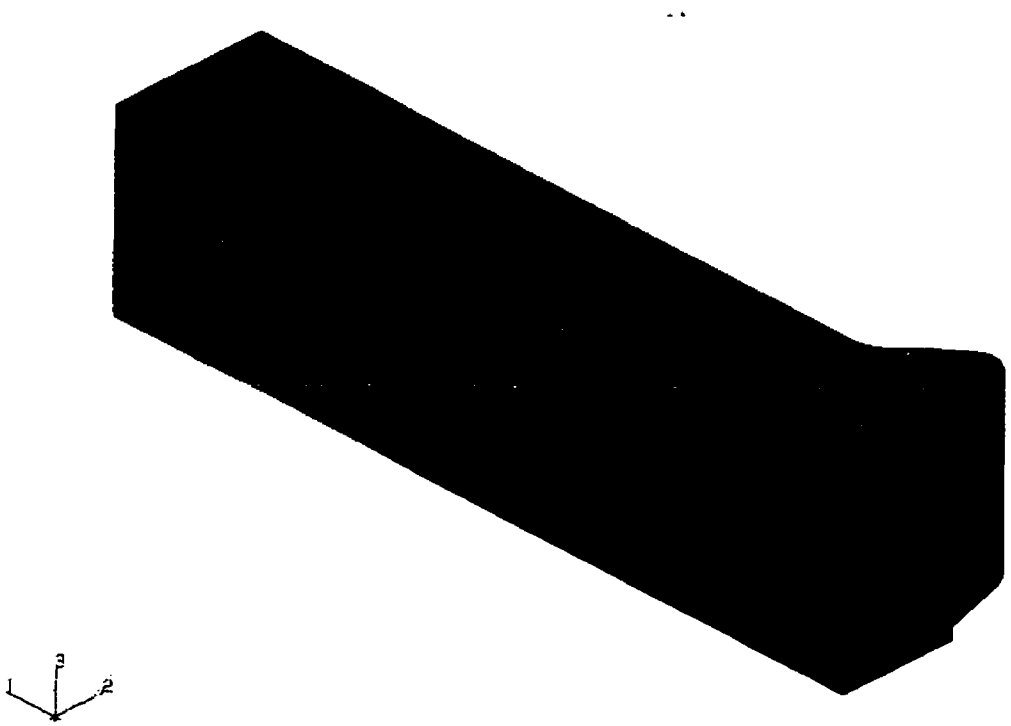


Figure 3.25 Maillage de la zone de fixation de l'aube de turbine

Pour effectuer cette simulation il faut fournir au programme Abaqus les valeurs des propriétés suivantes:

- E_{11}, E_{22}, E_{33};
- ν_{12}, ν_{23}, ν_{31};
- G_{12}, G_{23}, G_{31};
- α_1, α_2, α_3;

Étant donné que nous n'avions pas toutes les données pour le PWA 1480 nous avons utilisé les propriétés de l'alliage monocristallin René N4. Ce superalliage à base de nickel s'apparente beaucoup au PWA 1480 et nous considérons que les valeurs obtenues seront du même ordre de grandeur que celles calculées à partir des propriétés de notre alliage.

La simulation a été faite pour un chargement de 170.7 MPa et ceci dans le domaine élastique. Nous présentons, à la figure 3.26, la distribution de la contrainte de Von Misès calculée à partir des contraintes principales, selon l'équation suivante:

$$\bar{\sigma} = \frac{1}{\sqrt{2}}\left((\sigma_I - \sigma_{II})^2 + (\sigma_{II} - \sigma_{III})^2 + (\sigma_{III} - \sigma_I)^2\right)^{1/2}$$

ou

$$\bar{\sigma} = \frac{1}{\sqrt{2}}\left((\sigma_{11} - \sigma_{22})^2 + (\sigma_{22} - \sigma_{33})^2 + (\sigma_{33} - \sigma_{11})^2 + 3\tau_{12}^2 + 3\tau_{23}^2 + 3\tau_{13}^2\right)^{1/2}$$

Nous constatons, sur cette figure que la contrainte de Von Misès est maximale au changement de section (début de la dent du *fir tree*). Les distributions de contraintes selon les axes 11, 22 et 12 apparaissent aux figures 3.27, 3.28 et 3.29.

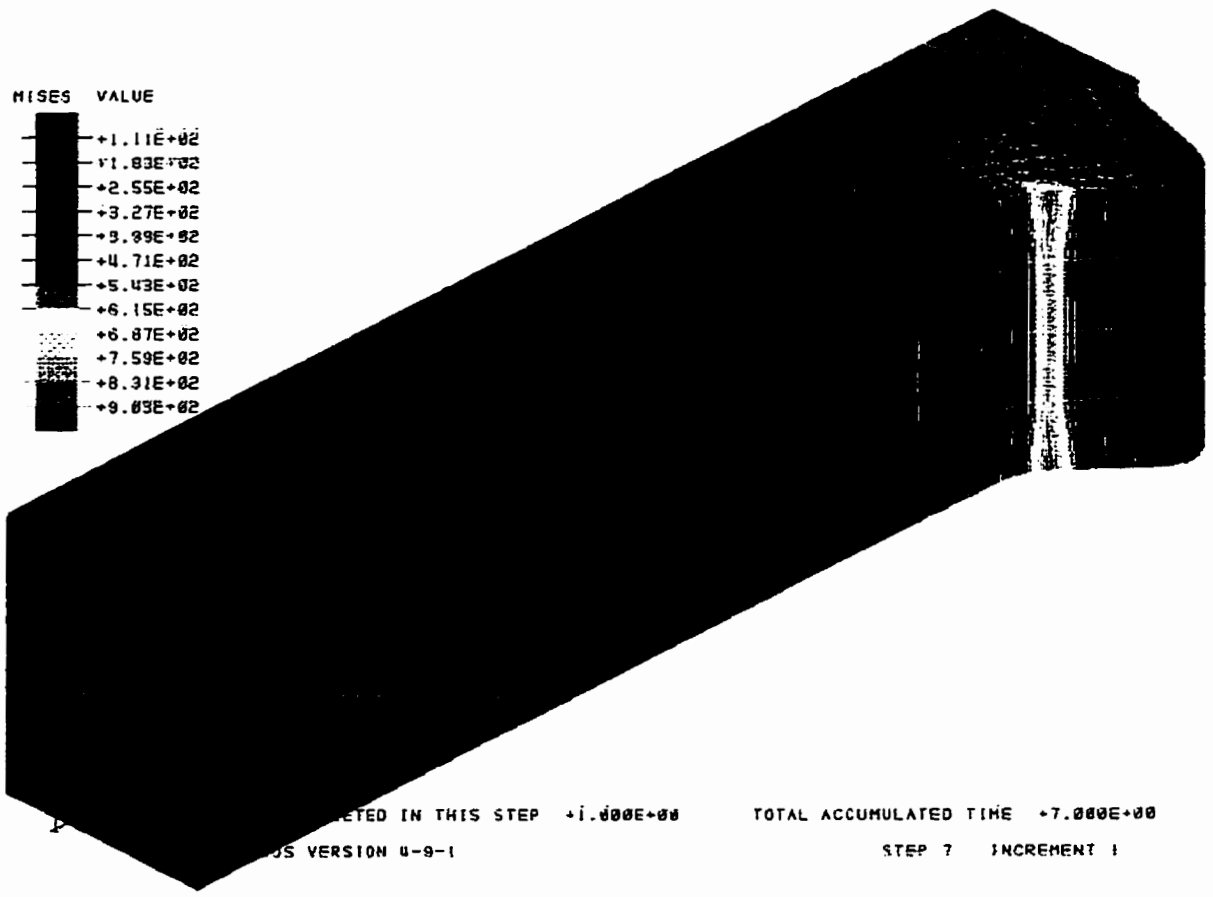


Figure 3.26 Distribution de la contrainte de Von Misès ($\overline{\sigma}$)

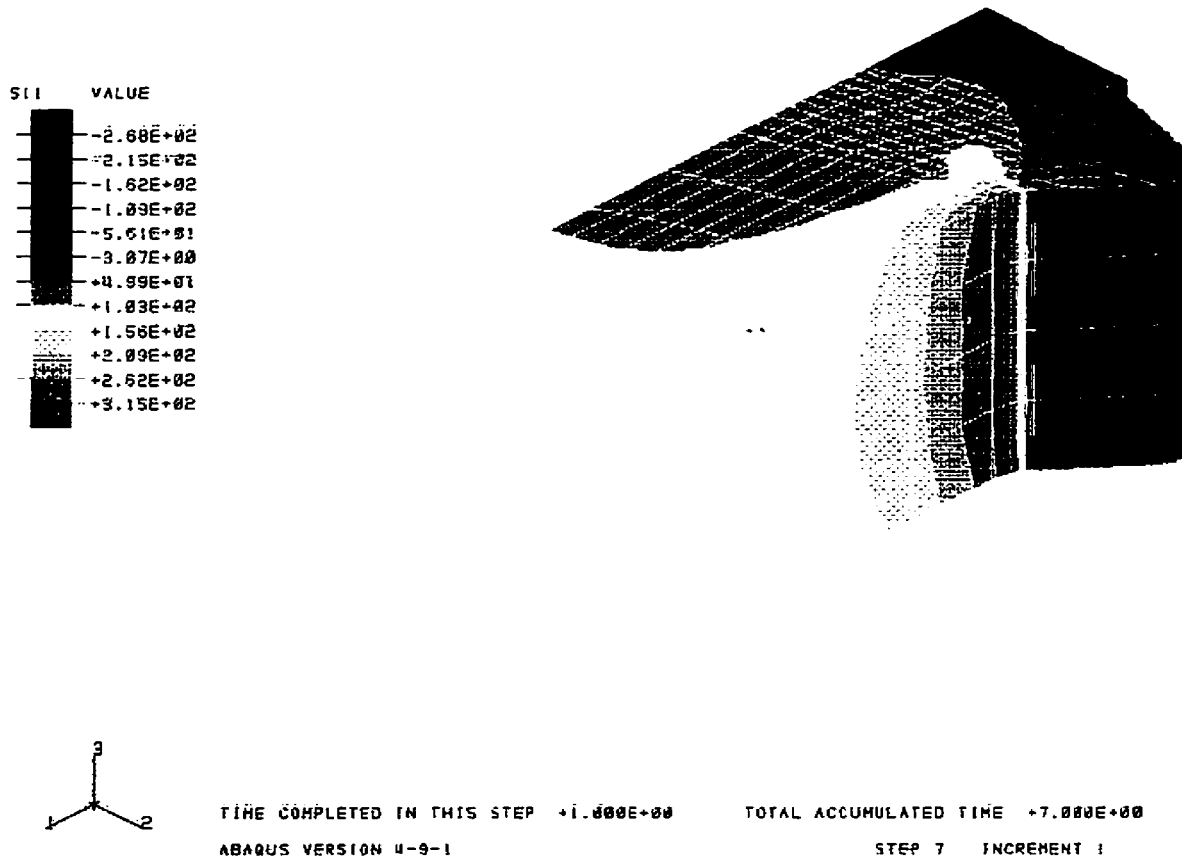


Figure 3.27 Contraintes selon l'axe 11 (σ_{11})

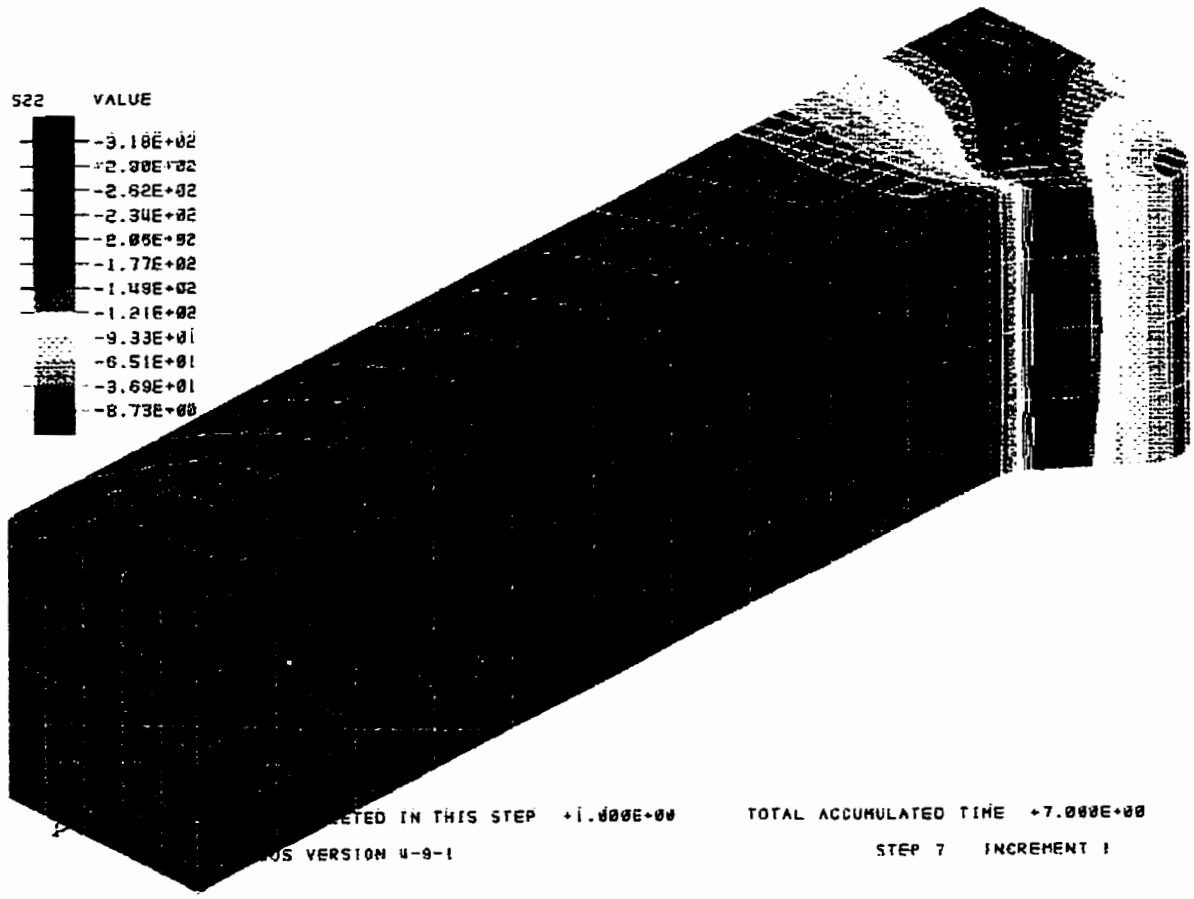


Figure 3.28 Contraintes selon l'axe 22 (σ_{22})

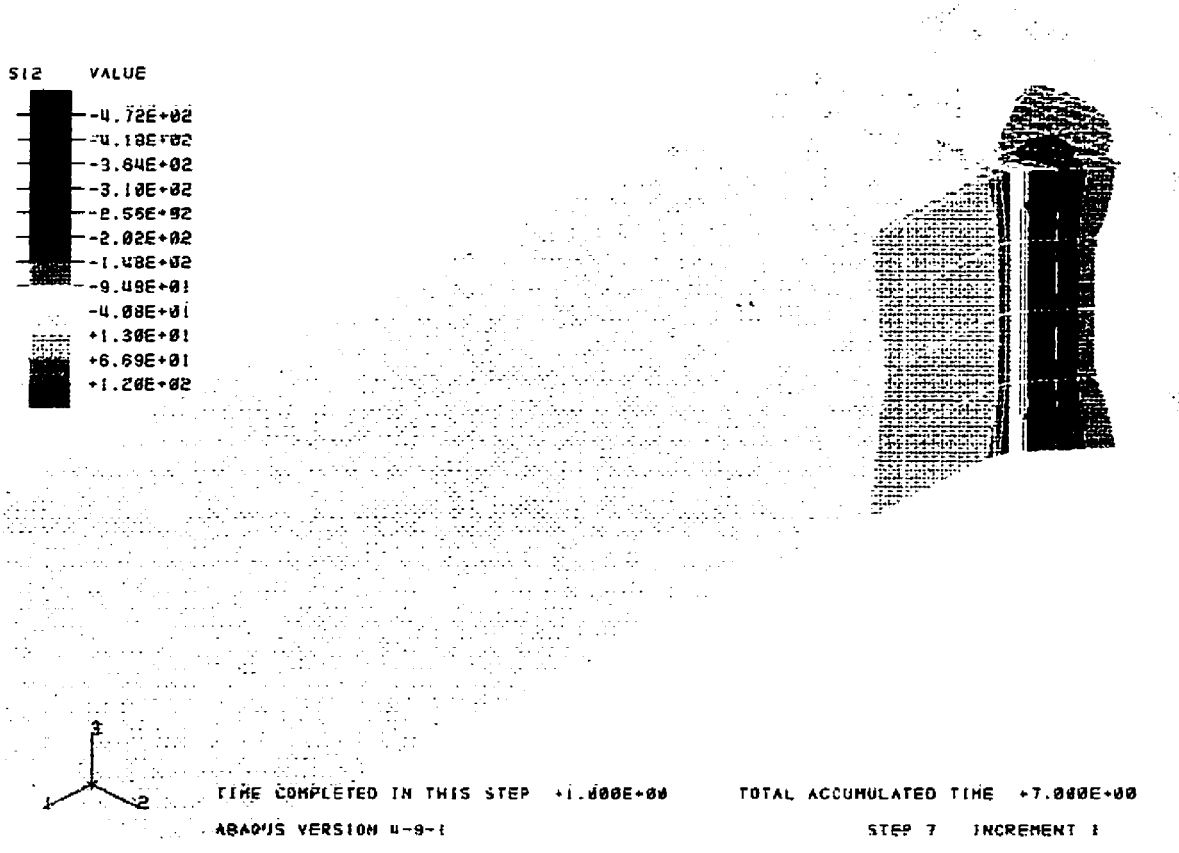


Figure 3.29 Contraintes selon l'axe 12 (σ_{12})

Nous pouvons voir sur la figure 3.29, que la cission maximale se produit aussi au niveau du changement de section. La cission maximale se produit au centre, selon le plan de symétrie normal à la direction 3. Les valeurs élevées qui apparaissent sur les arêtes de la pièce proviennent du maillage effectué. En effet, les arêtes ont un rayon de courbure infiniment petit ce qui entraîne d'importantes concentrations de contraintes. En réalité la concentration de contraintes à ces endroits n'est pas suffisante pour que la cission maximale y soit observée. Cette concentration de contraintes maximales est observée sur les noeuds extérieurs du plan de symétrie normal à l'axe 3. Nous allons donc calculer les valeurs de la cission maximale ainsi que son orientation pour les noeuds notés a, b et c (respectivement les noeuds 271, 741 et 740) sur la figure 3.23. Ces valeurs apparaissent au tableau 3.12.

Tableau 3.12 Cissions maximales et orientations

noeud	σ_{11} (MPa)	σ_{22} (MPa)	τ_{12} (MPa)	τ_{max} (MPa)	θ (degré)	τ_{max} (MPa)	θ (degré)
a	377.3	33.8	125.0	212.1	63.0	-212.1	-27.0
b	359.6	-2.9	50.8	188.2	52.8	-188.2	-37.2
c	248.5	-72.7	136.7	210.9	65.7	-210.9	-24.8

L'angle θ est l'angle mesuré entre le plan de cission maximale et l'axe 22. En fonction des axes que nous avons utilisés nous aurions théoriquement dû mesurer un angle de -25.3° pour un plan (211) et -54.7° pour un plan (111). Donc, contrairement à ce que l'on s'attendait nous devrions avoir un plan d'initiation de type (211). Par contre, pour le début de la progression de la fissure le plan de cission maximale calculé par éléments finis devrait peu varier et la fissure se propagerait sur un plan (211), ce qui serait cohérent avec nos observations.

CONCLUSION ET RECOMMANDATIONS

Le but de ce travail était de déterminer s'il était possible de mesurer directement et en continu l'initiation et la croissance de fissures de fatigue dans une éprouvette de grandeur réelle et ainsi simuler les conditions d'utilisation de la fixation en pied de sapin (ou *fir tree*) d'une aube de turbine. Des essais de fatigue oligocyclique (LCF), à une fréquence de 1 Hz, ont donc été faits sur des superalliages à base de nickel (polycristallin, solidifié directionnellement et monocristallins) en utilisant une éprouvette de grandeur réelle (fixation en sapin ou *fir tree*) et ceci à 593 °C (pour l'alliage polycristallin IN100 et 650 °C pour les alliages soit solidifié de façon directionnelle soit monocristallins (MAR M200, PWA 1480, PWA 1484 et PWA 1492+Y). Par la suite nous devions identifier les mécanismes d'initiation et de propagation de fissure dans les alliages monocristallins.

Le montage expérimental utilisé pour effectuer les essais est celui qui a été développé par messieurs N.J. Marchand, Y. Dai et M. Hongoh et il était situé au plan 2 de Pratt & Whitney Canada à Longueuil [DAI93].

La principale difficulté expérimentale qui a été rencontré est la présence de bruit électromagnétique qui provenait du chauffage par induction ce qui entraînait une perte de sensibilité au niveau des mesures de potentiel ainsi qu'une augmentation du temps nécessaire pour la stabilisation du signal après la permutation de canaux. Étant donné que le système effectue, tour à tour, la mesure de chaque côté de l'éprouvette il lui faut un temps de stabilisation (entre 30 et 60 secondes) avant de pouvoir mesurer la différence de potentiel (section 3.1.3). Les premiers essais étaient faits en mode automatique c'est-à-

dire le moniteur de croissance de fissures (CGM5) ajustait sa lecture du potentiel sur la valeur maximale de ce dernier ce qui, en plus de la partie résistive provenant de la fissure, incluait la partie inductive provenant du bruit de fond. De nombreux essais, par le passé, avaient été fait en mode automatique avec le même appareil et la linéarité de la relation entre le potentiel et la longueur de la fissure était respectée [DAI93]. Ces essais étaient faits sur des éprouvettes SEN (*Single Edge Notch*), en utilisant un seul canal, et la boucle de lectures était ainsi beaucoup plus petite que celle obtenues sur des échantillons STFT (*Single Tooth Fir Tree*) ce qui diminuait de beaucoup l'importance du bruit de fond reçu. Dans notre cas nous avons été obligés de fonctionner avec une phase imposée à 0° afin de lire exclusivement la partie résistive du signal et diminuer le temps nécessaire pour la stabilisation du signal.

Étant donné que tout appareil de mesures électroniques est sensible aux bruits électromagnétiques nous avons dû, en plus d'utiliser le phasage en mode manuel, apporter plusieurs modifications au montage expérimental:

- réduction de la longueur de tous les fils électriques utilisés;

- installation de nouveaux câbles torsadés et gainés (et mis à terre) pour les sondes de lectures ainsi que d'un câble coaxial pour l'alimentation en courant alternatif;

- installation d'un nouveau circuit de permutation de canaux qui est beaucoup moins sensible aux bruits électromagnétique que la carte Hewlett Packard initialement utilisée;

- conception et installation de supports amovibles permettant d'ajuster la position, dans les trois dimensions, des blocs ou de jonction (électriques) pour les sondes et les fils d'alimentation en courant;

Naturellement l'instrumentation de l'éprouvette (positionnement des sondes et des fils d'alimentation en courant) a été cruciale afin de réduire au minimum la taille des boucles des sondes de lectures.

De plus nous avons dû procéder à des modifications mécaniques dont la principale a été l'ajout d'un kit d'alignement qui permet le déplacement axial de la cellule de charge ainsi que son déplacement angulaire. Il s'en est suivi une importante amélioration au niveau de l'alignement pour (l'ensemble cellule de charge, mors supérieur, éprouvette, mors inférieur, et piston hydraulique). En effet, toute modification au montage expérimental, que ce soit le simple démontage des mors, les changements fréquents de mors inférieur ou le remplacement de la partie des mors qui est recouverte de céramique peut entraîner la perte de l'axialité de l'application de la charge. Nous avons ainsi augmenté considérablement la souplesse d'utilisation du banc d'essais car il est maintenant possible de bouger la traverse mobile, principalement pour faire d'autres types d'essais, tout en s'assurant de pouvoir corriger les déviations engendrées.

Les résultats expérimentaux obtenus permettent de conclure que la linéarité de la relation entre la différence de potentiel et la longueur de la fissure est une très bonne représentation de la réalité lorsque la fissure est plus petite que 3 mm. Il est à noter que lorsque nous avons comparé les valeurs de N_i obtenues (nombre de cycles pour l'initiation d'une fissure de 0.4 mm) avec celles fournies par Pratt & Whitney Aircraft à

Hartford nous avons constaté que nos donnés sont dans les mêmes ordres de grandeur (résultats obtenus avec l'ancienne technique) mais légèrement inférieures. Ceci s'explique par une précision beaucoup plus grande de notre technique que celle de l'ancienne méthode. Comme la probabilité de détecter une fissure de 0.4 mm avec la méthode conventionnelle est inférieure à 50% il est évident que cette méthode surestime le nombre de cycles pour l'initiation d'une fissure de 0.4 mm.

Nous croyons avoir démontré que la technique utilisant la différence de potentiel du courant alternatif (ACDP) pour détecter l'initiation d'une fissure peut être utilisée pour une éprouvette monocristalline de grandeur réelle à haute température et ceci avec une fiabilité estimée à 95% pour une fissure de 75 μm de profondeur.

Ces essais sont maintenant facilement reproductibles car un manuel de procédures pour l'utilisation du banc d'essais TMF a été produit (voir l'annexe 3). Ce manuel décrit en détail l'exécution d'un essai STFT; de l'instrumentation de l'éprouvette, en passant par l'essai proprement dit et en terminant par le dépouillement des données brutes.

En ce qui a trait au mécanisme d'initiation et de propagation nous avons constaté que l'initiation de la fissure se faisait sur un plan {111} et la propagation sur un plan {211} pour l'échantillon S14 (PWA 1480). Le mécanisme de déformation observé est le contournement des précipités γ' par la fissure et le faciès de rupture est cristallographique ce qui est cohérent. Nous avons aussi démontré que le réseau dendritique influence la propagation, au niveau macroscopique, dans le monocristal de PWA 1480. La simulation du chargement par éléments finis n'a pas été en mesure de mettre en évidence le plan {111} comme plan d'initiation mais a permis de confirmer l'influence du plan {211} au

cours de la propagation. Il aurait été utile d'utiliser un appareil à rayons X (diffraction Laue) afin de déterminer avec précision l'orientation de nos monocristaux ce qui aurait considérablement facilité notre travail.

Dans le chapitre I nous avons identifié les principales expressions de ΔK utilisées pour les monocristaux et nous avons souligné que l'approche actuellement utilisée présentait de nombreuses faiblesses. Nos analyses fractographiques ont permis de mettre en évidence la difficulté d'obtenir une expression de ΔK qui s'appliquerait à une éprouvette de grandeur réelle (monocristalline) en contrainte plane car il faudrait, en plus de tenir compte de l'anisotropie, considérer les systèmes de glissement activés dans l'expression de ce dernier.

RÉFÉRENCES

[ASM80] Metals Handbook Ninth Edition (1980). Properties and Selection: Stainless teels, Tools Materials and Specific-Purpose Metals. Vol. 3. American Society for Metals, 6640-661

[AST83] Annual Books of ASTM Standards. (1984). ASTM E647-83, ASTM. Philadelphia.PA, pp

[AST93] Annual Books of ASTM Standards. (1994). ASTM E647-93, ASTM. Philadelphia, PA, 679-706.

[CHA86a] CHAN K.S. et CRUSE T.A. (1986). Stress Intensity Factors for Anisotropic Compact-Tension Specimens with Inclined Cracks. Engineering Fracture Mechanics, vol. 23, no.5, 863-874.

[CHA-86b] CHAN K.S., HACK J.E. et LEVERANT G.R. (1986). Fatigue crack propagation growth in Ni-base superalloy single crystals under multiaxial cyclic loads. Metallurgical Transactions A, 17A, 1739-1750.

[CHA87] CHAN K.S. et LEVERANT G.R. (1987). Elavated-temperature fatigue crack growth in MAR-M200 single crystals. Metallurgical Transactions A, 18A. 581-591.

[CHE91] CHEN P.S. et WILCOX R.C. (1991). Fracture of single crystals of nickel-base superalloy PWA 1480E in helium at 22°C. Metallurgical Transactions A, 22A, 731-738.

[COL85] COLLINS R., DOVER W.D. et MICHAEL D.H. (1985). Nondestructive Testing (vol. 8), Academic Press, London, 211-267

[DAI93] DAI Y. (1993). Thermal-Mechanical Fatigue Crack Growth in Aircraft Engine Materials. Thèse de doctorat, École Polytechnique de Montréal. Canada.

[DAI93b] DAI Y., MARCHAND N. ET HONGOG M. (1993). Study of Fatigue Crack Initiation and Growth in Titanium Alloys Using an ACPD Technique. Canadian Aeraunotics and Space Journal, vol. 39, 1, 37-44.

[DAV79] DAVIES J. et SIMPSON P. (1979). Induction Heating Handbook, McGraw-Hill.

[DIB87] DIBOINE A., PELTIER J.M. et PELLOUX R.M., Fatigue crack propagation in single crystal nickel base superalloy, International seminar on high temperature fracture mechanisms and mechanics, Dourdan-France, 13-14-15 october 1987, p. iv-71 à iv-95

[DIC91] DICKSON J.I. (1991). Notes du cours "5.270-Mécanismes de déformation", École Polytechnique de Montréal.

[DOV80] DOVER W.D., CHARLESWORTH F.D.W., TAYLOR K.A., COLLINS R. et MICHAEL D.H. (1980). The Measurement of Crack Lenght and Shape During Fracture and Fatigue. C.J. Beevers. 222-259

[DUH89] DUHL D.N. (1989). Superalloys, supercomposites and superceramics. Academic Press Inc., 148-181.

[ERI95] ERICKSON G.L. (1995). A New, Third-Generation, Single-Crystal, Casting Superalloy. Journal of Metallurgy. April 1995, 36-40

[GEN94] GENDRON S. et MARCHAND N.J. (1994). Testing Under Simulated Conditions (part 2): On-Line Damage Assessment of Turbine Airfoil-Like Test Coupons under Simulated Service Conditions. Oberflachen Werkstoffe., Nr 3/94, 12-16, 37-38

[GOU88] GOURSAU H. (1988). Dictionnaire de l'aéronautique et de l'espace (anglais/français et français/anglais), Conseil international de la langue française. Paris.

[HWA92] HWANG I.S. et BALLINGER R.G. (1992). A multi-frequency A.C. Potential drop technique for the detection of small cracks. Meas. Sci. Technol., 3, 62-74.

[JAB93] JABLONSKI D.A. (1993). Measurement of Multiple-Site Cracking in Simulated Aircraft Panels Using AC Potential Drop. ASTM Sympposium on Special Applications and Advanced Techniques for Crack Size Determination.

[LAM90] LAMOULINE R. (1990). La pratique du turbofan, Technique et Documentation Lavoisier, Paris.

[LAM91] LAMBERT R. (1991). Dictionnaire technique de l'aéronautique (anglais/français et français/anglais), Cépaduès-éditions, Toulouse.

[LEK63] LEKHNITSKII S.G. (1963). Theory of elasticity of an anisotropic elastic body. Holden-Day Inc., San Francisco.

[LER-90] LERCH B.A. et ANTOLOVICH S.D. (1990). Fatigue Crack Propagation Behavior of a Single Crystalline Superalloy. Metallurgical Transaction A, 21A, 2169-2177.

[LEX93] Lexique de l'industrie aéronautique-aérospatiale. (1993). Centre linguistique de l'entreprise, Montréal.

[LU95] LU Z.-J., NICHOLAS P.J. et EVANS W.J. (1995) Calibration of an ACPD Monitoring System for Small Crack Growth in Corner Crack Specimen. Engineering Fracture Mechanics, vol. 50, no.4, 443-456.

[MAR91] MARCHAND N. J., DAI Y. et HONGOH M. (1991)Thermal-Mecanical Fatigue Crack Growth in Aircraft Engine Materials, 2nd Interium report, April 1990 to February 1991

[NOR84] NORTWOOD J.E. (1984). Improving turbine blade performance, Superalloys Source Books. American Society of Metals.

[NYE57] NYE J.F. (1957). Physical Properties of Crystals. Oxford University Press, London.

[PAR64] PARIS P.C. et SIH G.C. (1964). Stress analysis of cracks, ASTM STP 381.

[REE92] REED P.A.S. et KING J.E. (1992). Mixed mode fatigue effects in Ni-base single crystals-Preliminary results, Scripta Metallurgica et Materiala, 26, 1829-1834.

[SIM88] SIMS C.T. (1984). A history of superalloys metallurgy for superalloy metallurgist. Superalloys 1984, 410.

[SNY75] SNYDER M.D. et CRUSE T.A. (1975). Boudary-integral equation analysis of cracked anisotropic plates. International Journal of Fracture, vol. 11, no. 2.

[STO87] STOLOFF N.S., SIMS T.S. et HAGEL W.C. (1987). Superalloys II. Jonh Whiley & Sons, 61-96

[TIK94] TIKU S. et MARCHAND N.J. (1994). On-Line Strain and Damage Measurement System: Third Annual Report to DND Canada (April 1994).

[TIK95] TIKU S. MARCHAND N.J. et FINLAYSON R.D. (1995). An Advanced ACPD System for Aircraft Structural Integrity Assesment. Proceedings of 1995 Air Force Structural Integrity. (à paraître)

[VER81] VERPOEST I., AERNOUDT E. et DERUYTTERE A. (1981). An improved A.C. potential drop method for detecting surface microcracks during fatigue tests of unotched specimens. Fatigue of Eng. Mater. And Structure, 3, 203-217.

[VER70] VERSNYDER F.L. et SHANK M.E. (1970). The developpement of columnar grain and single crystal hight temperature materials through directionnal solidification. Materials Science and Engineering, 6, 213-247.

[WAL88] WALTSON W.S., MOODY N.R., DOLLAR M., BERNSTEIN M.I. et WILLIAMS J.C. (1988). The effect of hydrogen on the deformation and fracture of PWA 1480. Superalloys 1988, 298.

ANNEXE 1: COMPORTEMENT ÉLASTIQUE D'UN MONOCRISTAL

A1.1 Comportement élastique d'un matériau anisotrope

Les composantes de la contrainte σ_{ij} forment un tenseur du deuxième ordre ainsi que les composantes de la déformation ε_{ij}. La relation reliant le tenseur de déformation au tenseur de contrainte est la loi de Hook généralisée [NYE57]:

$$\varepsilon_{ij} = S_{ijkl}\sigma_{kl} \text{ (i,j,k,l=1,2 ou 3).}$$

Le tenseur d'élasticité, S_{ijkl}, est un tenseur de rang 4 et possède 81 composantes. Une forme alternative de la loi de Hook généralisée est:

$$\sigma_{ij} = C_{ijkl}\varepsilon_{kl} \text{ (i,j,k,l=1,2 ou 3).}$$

Dans ce cas nous relions le tenseur de déformation au tenseur de contrainte à l'aide du tenseur de rigidité C_{ijkl}. Étant donné que σ_{ij} et ε_{ij} sont symétriques il s'ensuit que $S_{ijkl} = S_{jikl}$, $S_{ijkl} = S_{ijlk}$, $C_{ijkl} = C_{jikl}$ et $C_{ijkl} = C_{ijlk}$ ce qui réduit les composantes indépendantes de chacun de ces deux tenseurs à 36. Étant donné que la notation matricielle est souvent préférée les premiers indices "ij" sont simplifiés en un seul chiffre allant de 1 à 6 ainsi que les deux derniers indices "kl". La conversion à effectuer est montrée au tableau suivant.

Tableau A1.1 Conversion entre la notation tensorielle et la notation matricielle

notation tensorielle	11	22	33	23 et 32	13 et 31	12 et 21
notation matricielle	1	2	3	4	5	6

Si nous calculons ε_{11} et ε_{23} à partir de l'équation $\varepsilon_{ij} = S_{ijkl}\sigma_{kl}$ nous obtiendrons:

$$\varepsilon_{11} = S_{1111}\sigma_{11} + S_{1112}\sigma_{12} + S_{1113}\sigma_{13} + S_{1121}\sigma_{21} + S_{1122}\sigma_{22} + S_{1123}\sigma_{23} + S_{1131}\sigma_{31} + S_{1132}\sigma_{32} + S_{1133}\sigma_{33} +$$

$$\varepsilon_{23} = S_{2311}\sigma_{11} + S_{2312}\sigma_{12} + S_{2313}\sigma_{13} + S_{2321}\sigma_{21} + S_{2322}\sigma_{22} + S_{2323}\sigma_{23} + S_{2331}\sigma_{31} + S_{2332}\sigma_{32} + S_{2333}\sigma_{33} +$$

La représentation matricielle de ces deux équations est:

$$\varepsilon_1 = S_{11}\sigma_1 + \frac{1}{2}S_{16}\sigma_6 + \frac{1}{2}S_{15}\sigma_5 + \frac{1}{2}S_{16}\sigma_6 + S_{12}\sigma_2 + \frac{1}{2}S_{14}\sigma_4 + \frac{1}{2}S_{15}\sigma_5 + \frac{1}{2}S_{14}\sigma_4 + S_{13}\sigma_3 +$$

$$\frac{1}{2}\varepsilon_4 = \frac{1}{2}S_{41}\sigma_1 + \frac{1}{4}S_{46}\sigma_6 + \frac{1}{4}S_{45}\sigma_5 + \frac{1}{4}S_{46}\sigma_6 + \frac{1}{2}S_{42}\sigma_2 + \frac{1}{4}S_{44}\sigma_4 + \frac{1}{4}S_{45}\sigma_5 + \frac{1}{4}S_{44}\sigma_4 + \frac{1}{2}S_{43}\sigma_3 +$$

Nous constatons donc que dans le cas des coefficients d'élasticité[1] (S_{ijkl}) nous avons un facteur 2 ou 4 qui est introduit comme suit:

	$S_{ijkl} = S_{mn}$	si m et n égale 1, 2 ou 3;
2	$S_{ijkl} = S_{mn}$	si m ou n égale 4, 5 ou 6;
4	$S_{ijkl} = S_{mn}$	si m et n égale 4, 5 ou 6.

La forme générale de la loi de Hook généralisée devient:

$$\varepsilon_i = S_{ij}\sigma_j \text{ ou } \sigma_i = C_{ij}\varepsilon_j \text{ (i,j = 1,2,3,4,5 ou 6).}$$

Si nous prenons un monocristal de forme cubique et que nous lui imposons une déformation élastique $d\varepsilon_i$ nous aurons le travail suivant fait par la contrainte σ_i: $dW = \sigma_i\, d\varepsilon_i$ (i = 1,2,3,4,5 ou 6). Ce qui est équivalent à:

$$dW = C_{ij}\varepsilon_j d\varepsilon_i \text{ (i = 1,2,3,4,5 ou 6).}$$

En réarrangeant les termes nous obtenons: $\dfrac{\partial W}{\partial \varepsilon_i} = C_{ij}\ \varepsilon_j$.

En différenciant chaque côté de l'équation, par rapport à ε_j, nous obtenons:

$$\frac{\partial}{\partial \varepsilon_j}\left(\frac{\partial W}{\partial \varepsilon_i}\right) = C_{ij}.$$

Étant donné que l'ordre de la double dérivée de gauche n'importe pas[2] il s'ensuit que

---

1. Il n'y a pas de facteur qui relie les C_{ijkl} aux C_{ij} .

2. $\dfrac{\partial}{\partial \varepsilon_j}\left(\dfrac{\partial W}{\partial \varepsilon_i}\right) = \dfrac{\partial}{\partial \varepsilon_i}\left(\dfrac{\partial W}{\partial \varepsilon_j}\right)$ et $\dfrac{\partial}{\partial \varepsilon_i}\left(\dfrac{\partial W}{\partial \varepsilon_j}\right) = \dfrac{\partial}{\partial \varepsilon_i}\left(C_{ji}\varepsilon_i\right) = C_{ji}$

$C_{ij} = C_{ji}$. Nous réduisons ainsi le nombre de composantes indépendantes de 36 à 21.

Pour arriver à simplifier la matrice de rigidité (ou la matrice d'élasticité) nous devons procéder à des rotations sur les axes de symétrie. Nous allons prendre la numérotation des axes utilisée par Nye (5). Nous allons considérer un angle de rotation comme positif lorsque la rotation se fait dans le sens des aiguilles d'une montre (figure A1.1).

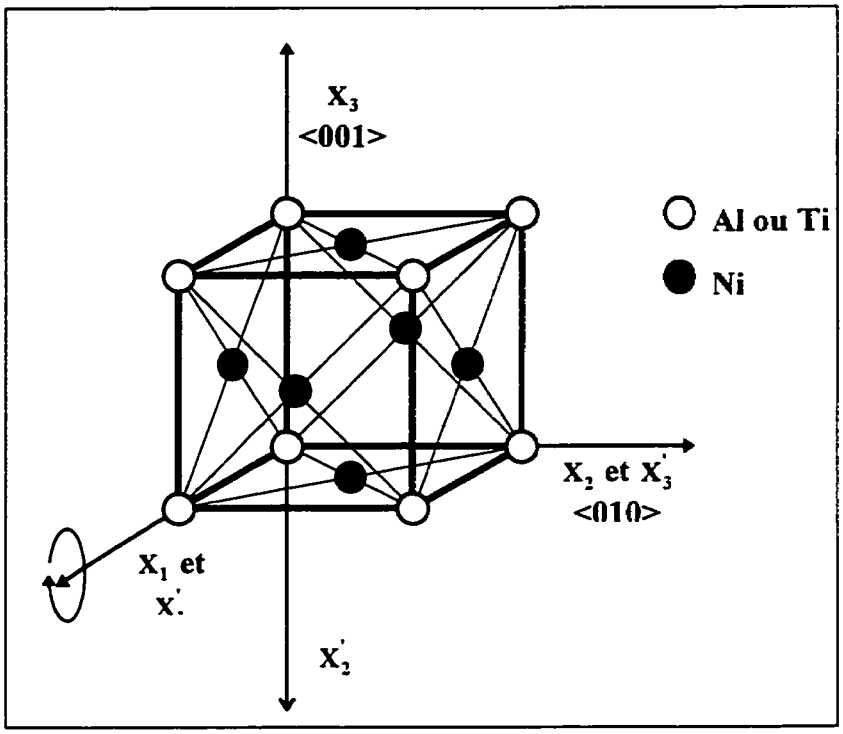


Figure A1.1 Rotation de +90° autour de l'axe

Par exemple, si nous effectuons une rotation de 180 degrés sur un axe de symétrie d'ordre 2 la structure cristalline restera inchangée et :

$$C'_{ijkl} = C_{mnop} \text{ (i,j,k,l et m,n,o,p =1, 2 ou 3).}$$

Nous ne pouvons effectuer une rotation sur la représentation matricielle C_{ij} du tenseur d'élasticité C_{ijkl}, il nous faut donc faire la rotation de ce dernier. Pour un tenseur de rang 4 nous devons effectuer la rotation comme suit:

$$C'_{ijkl} = \sum_{m=1}^{3}\sum_{n=1}^{3}\sum_{o=1}^{3}\sum_{p=1}^{3} l_{im}l_{jn}l_{ko}l_{lp}C_{mnop}.$$

Si nous utilisons la notation d'Einstein nous aurons: $C'_{ijkl} = l_{im}l_{jn}l_{ko}l_{lp}C_{mnop}$.

Les symboles l_{im}, l_{jn}, l_{ko} et l_{lp} représentent les cosinus[3] des angles entre les axes x_i' et x_m, x_j' et x_n, etc. Les neuf cosinus des angles entre les deux systèmes d'axes apparaissent au tableau suivant.

Tableau A1.2 Cosinus des angles entre le nouveau système d'axes et l'ancien

θ_{ij}

		ancien système d'axes		
		x_1	x_2	x_3
nouveau système d'axes	x_1'	θ_{11}	θ_{12}	θ_{13}
	x_2'	θ_{21}	θ_{22}	θ_{23}
	x_3'	θ_{31}	θ_{32}	θ_{33}

l_{ij}

		ancien système d'axes		
		x_1	x_2	x_3
nouveau système d'axes	x_1'	l_{11}	l_{12}	l_{13}
	x_2'	l_{21}	l_{22}	l_{23}
	x_3'	l_{31}	l_{32}	l_{33}

A1.2 Rotation autour d'un axe d'ordre quatre (axe [100])

Si nous effectuons une rotation de 180 degrés autour de l'axe x_3 nous obtiendrons les cosinus du tableau A1.3.

Tableau A1.3 Cosinus des angles pour une rotation de 180°

autour d'un axe d'ordre 4 (axe x_3)

θ_{ij}

		ancien système d'axes		
		x_1	x_2	x_3
nouveau système d'axes	x_1'	180°	90°	90°
	x_2'	90°	180°	90°
	x_3'	90°	90°	0°

l_{ij}

		ancien système d'axes		
		x_1	x_2	x_3
nouveau système d'axes	x_1'	-1	0	0
	x_2'	0	-1	0
	x_3'	0	0	1

Pour toutes rotations de n*90° (n = 1,2,3,...) autour d'un axe d'ordre 4 (axe [100]) nous avons, dans la sommation, seulement le terme ou l=m, j=n, k=o et l=p qui n'a pas un coefficient nul. Par exemple:

$$C'_{1111} = \sum_{m=1}^{3}\sum_{n=1}^{3}\sum_{o=1}^{3}\sum_{p=1}^{3} l_{1m}l_{1n}l_{1o}l_{1p}C_{mnop}$$

[3]. Étant donné que cos(-θ) = cos(θ) nous allons toujours, afin d'alléger le texte, prendre la valeur absolue de l'angle entre les axes considérés.

$$C'_{1111} = (-1)*(-1)*(-1)*(-1)*C_{1111} = C_{1111}$$

Nous remarquons que les coefficients des 80 autres termes sont nuls. Posons $C'_{ijkl} = f\ C_{mnop}$ (f représente la seule combinaison de $l_{im}l_{jn}l_{ko}l_{lp}$ qui n'est pas nulle) et regardons l'effet de cette rotation sur les coefficients de rigidité (tableau A1.4).

Tableau A1.4 Relations entre C'_{ijkl} et C_{mnop} après une rotation de 180° autour de l'axe x_3

	C_{mnop}	$l_{im}l_{jn}l_{ko}l_{lp}$	f	C'_{ijkl}	C'_{ij}	C_{ii}
1	C_{1111}	$l_{11}l_{11}l_{11}l_{11}$	1	C_{1111}	C_{11}	C_{11}
2	C_{1122}	$l_{11}l_{11}l_{22}l_{22}$	1	C_{1122}	C_{12}	C_{12}
3	C_{1133}	$l_{11}l_{11}l_{33}l_{33}$	1	C_{1133}	C_{13}	C_{13}
4	C_{1123}	$l_{11}l_{11}l_{22}l_{33}$	-1	$-C_{1123}$	$-C_{14}$	0
5	C_{1113}	$l_{11}l_{11}l_{11}l_{33}$	-1	$-C_{1113}$	$-C_{15}$	0
6	C_{1112}	$l_{11}l_{11}l_{11}l_{22}$	1	C_{1112}	C_{16}	C_{16}
7	C_{2222}	$l_{22}l_{22}l_{22}l_{22}$	1	C_{2222}	C_{22}	C_{22}
8	C_{2233}	$l_{22}l_{22}l_{33}l_{33}$	1	C_{2233}	C_{23}	C_{23}
9	C_{2223}	$l_{22}l_{22}l_{22}l_{33}$	-1	$-C_{2223}$	$-C_{24}$	0
10	C_{2213}	$l_{22}l_{22}l_{11}l_{33}$	-1	$-C_{2213}$	$-C_{25}$	0
11	C_{2212}	$l_{22}l_{22}l_{11}l_{22}$	1	C_{2212}	C_{26}	C_{26}
12	C_{3333}	$l_{33}l_{33}l_{33}l_{33}$	1	C_{3333}	C_{33}	C_{33}
13	C_{3323}	$l_{33}l_{33}l_{22}l_{33}$	-1	$-C_{3323}$	$-C_{34}$	0
14	C_{3313}	$l_{33}l_{33}l_{11}l_{33}$	-1	$-C_{3313}$	$-C_{35}$	0
15	C_{3312}	$l_{33}l_{33}l_{11}l_{22}$	1	C_{3312}	C_{36}	C_{36}
16	C_{2323}	$l_{22}l_{33}l_{22}l_{33}$	1	C_{2323}	C_{44}	C_{44}

Tableau A1.4 Relations entre C'_{ijkl} et C_{mnop} après une rotation de 180° autour de l' axe x_3 (suite)

	C_{mnop}	$l_{im}l_{jn}l_{ko}l_{lp}$	f	C'_{ijkl}	C'_{ij}	C_{ij}
17	C_{2313}	$l_{22}l_{33}l_{11}l_{33}$	1	C_{2313}	C_{45}	C_{45}
18	C_{2312}	$l_{22}l_{33}l_{11}l_{22}$	-1	$-C_{2312}$	$-C_{46}$	0
19	C_{1313}	$l_{11}l_{33}l_{11}l_{33}$	1	C_{1313}	C_{55}	C_{55}
20	C_{1312}	$l_{11}l_{33}l_{11}l_{22}$	-1	$-C_{1312}$	$-C_{56}$	0
21	C_{1212}	$l_{11}l_{22}l_{11}l_{22}$	1	C_{1212}	C_{66}	C_{66}

Étant donné que la structure cristalline reste inchangée nous avons obligatoirement $C'_{ij} = C_{ij}$ donc lorsque nous avons $C'_{ij} = - C_{ij}$ il n'y a qu'une seule solution possible soit $C_{ij} = 0$. La matrice de rigidité ainsi modifiée apparaît à la figure A1.2.

$$\begin{bmatrix} C_{11} & C_{12} & C_{13} & 0 & 0 & C_{16} \\ \bullet & C_{22} & C_{23} & 0 & 0 & C_{26} \\ \bullet & \bullet & C_{33} & 0 & 0 & C_{36} \\ \bullet & \bullet & \bullet & C_{44} & C_{45} & 0 \\ \bullet & \bullet & \bullet & \bullet & C_{55} & 0 \\ \bullet & \bullet & \bullet & \bullet & \bullet & C_{66} \end{bmatrix}$$

Figure A1.2 Matrice de rigidité après une rotation de 180° autour de l'axe x_3

Si nous effectuons une rotation de 180 degrés autour de l'axe x_1 nous obtiendrons les cosinus du tableau A1.5 et les relations du tableau A1.6. Dans le tableau A1.6 nous avons placé seulement les $C_{ij} = 0$.

Tableau A1.5 Cosinus des angles pour une rotation de 180° autour d'un axe d'ordre 4 (axe x_1)

θ_{ij}

		ancien système d'axes		
		x_1	x_2	x_3
nouveau système d'axes	x_1'	0°	90°	90°
	x_2'	90°	180°	90°
	x_3'	90°	90°	180°

l_{ij}

		ancien système d'axes		
		x_1	x_2	x_3
nouveau système d'axes	x_1'	1	0	0
	x_2'	0	-1	0
	x_3'	0	0	-1

Tableau A1.6 Relations entre C'_{ijkl} et C_{mnop} après une rotation de 180° autour de x_1

	C_{mnop}	$l_{im}\, l_{jn}\, l_{ko}\, l_{lp}$	f	C'_{ijkl}	C'_{ij}	C_{ij}
6	C_{1112}	$l_{11}\, l_{11}\, l_{11}\, l_{22}$	-1	$-C_{1112}$	$-C_{16}$	0
17	C_{2313}	$l_{22}\, l_{33}\, l_{11}\, l_{33}$	-1	$-C_{2313}$	$-C_{45}$	0

Si nous effectuons une rotation de 180 degrés autour de l'axe x_2 nous obtiendrons les cosinus du tableau A1.7 et les relations du tableau A1.8.

Tableau A1.7 Cosinus des angles pour une rotation de 180° autour d'un axe d'ordre 4 (axe x_2)

θ_{ij}

		ancien système d'axes		
		x_1	x_2	x_3
nouveau système d'axes	x_1'	180°	90°	90°
	x_2'	90°	0°	90°
	x_3'	90°	90°	180°

l_{ij}

		ancien système d'axes		
		x_1	x_2	x_3
nouveau système d'axes	x_1'	-1	0	0
	x_2'	0	1	0
	x_3'	0	0	-1

Tableau A1.8 Relations entre C'_{ijkl} et C_{mnop} après une rotation de 180° autour de x_3

	C_{mnop}	$l_{im}l_{jn}l_{ko}l_{lp}$	f	C'_{ijkl}	C'_{ij}	C_{ij}
11	C_{2212}	$l_{22}l_{22}l_{11}l_{22}$	-1	$-C_{2212}$	$-C_{26}$	0
15	C_{3312}	$l_{33}l_{33}l_{11}l_{22}$	-1	$-C_{3312}$	$-C_{36}$	0

La matrice de rigidité ainsi modifiée apparaît à la figure A1.3.

$$\begin{bmatrix} C_{11} & C_{12} & C_{13} & 0 & 0 & 0 \\ \bullet & C_{22} & C_{23} & 0 & 0 & 0 \\ \bullet & \bullet & C_{33} & 0 & 0 & 0 \\ \bullet & \bullet & \bullet & C_{44} & 0 & 0 \\ \bullet & \bullet & \bullet & \bullet & C_{55} & 0 \\ \bullet & \bullet & \bullet & \bullet & \bullet & C_{66} \end{bmatrix}$$

Figure A1.3 Matrice de rigidité après avoir effectué une rotation de 180° sur chacun des axes [100]

A1.3 Rotation autour d'un axe d'ordre 2 (axe [110])

Pour toutes rotations de n*180° (n = 1,2,3,...) autour d'un axe d'ordre 2 (axe [110]) nous avons, dans la sommation $C'_{ijkl} = l_{im}l_{jn}l_{ko}l_{lp}C_{mnop}$, seulement un terme car cette rotation laisse la structure cristalline inchangée ce qui entraîne que $C'_{ijkl} = C_{mnop}$. Nous voyons, à la
figure A1.4, une rotation de 180° autour de l'axe <101>.

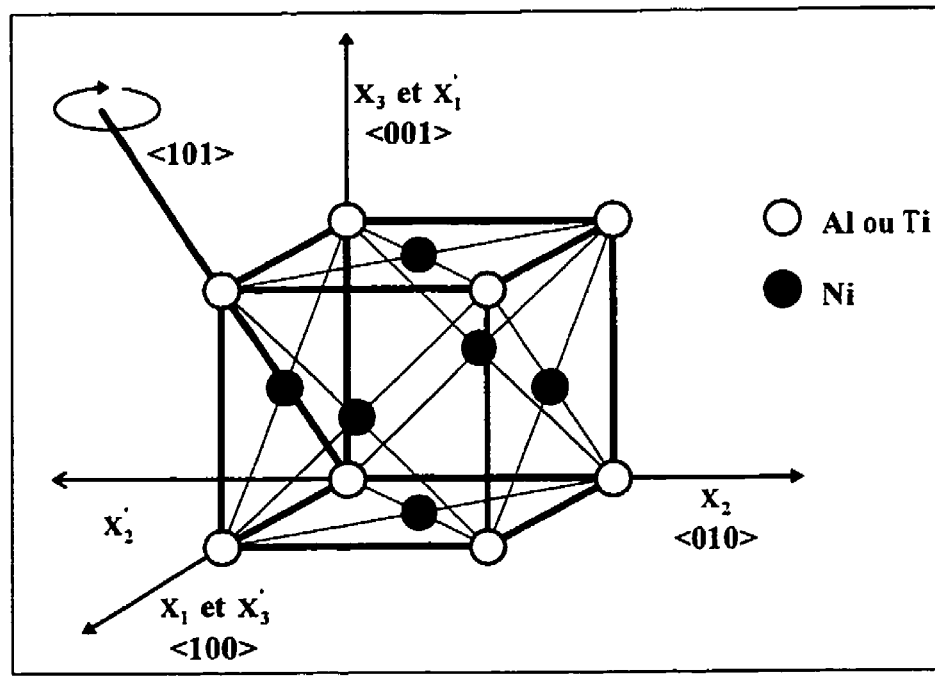


Figure A1.4 Rotation de 180° autour de l'axe <101>

Tableau A1.9 Cosinus des angles pour une rotation de 180° autour d'un axe d'ordre 2 (axe <101>)

θ_{ij}

		ancien système d'axes		
		x_1	x_2	x_3
nouveau système d'axes	x'_1	90°	90°	0°
	x'_2	90°	180°	90°
	x'_3	0°	90°	90°

l_{ij}

		ancien système d'axes		
		x_1	x_2	x_3
nouveau système d'axes	x'_1	0	0	1
	x'_2	0	-1	0
	x'_3	1	0	0

Nous allons maintenant calculer C_{1111} ($C_{1111} = C'_{1111}$).

$$C'_{1111} = \sum_{m=1}^{3}\sum_{n=1}^{3}\sum_{o=1}^{3}\sum_{p=1}^{3} l_{1m}l_{1n}l_{1o}l_{1p}C_{mnop} = l_{13}l_{13}l_{13}l_{13}C_{3333}$$ (les 80 autres termes sont nuls)

$$C_{1111} = C'_{1111} = C_{3333}$$

$$C_{11} = C_{33}$$

Nous voyons, à la figure A1.5, une rotation de 180° autour de l'axe <011>.

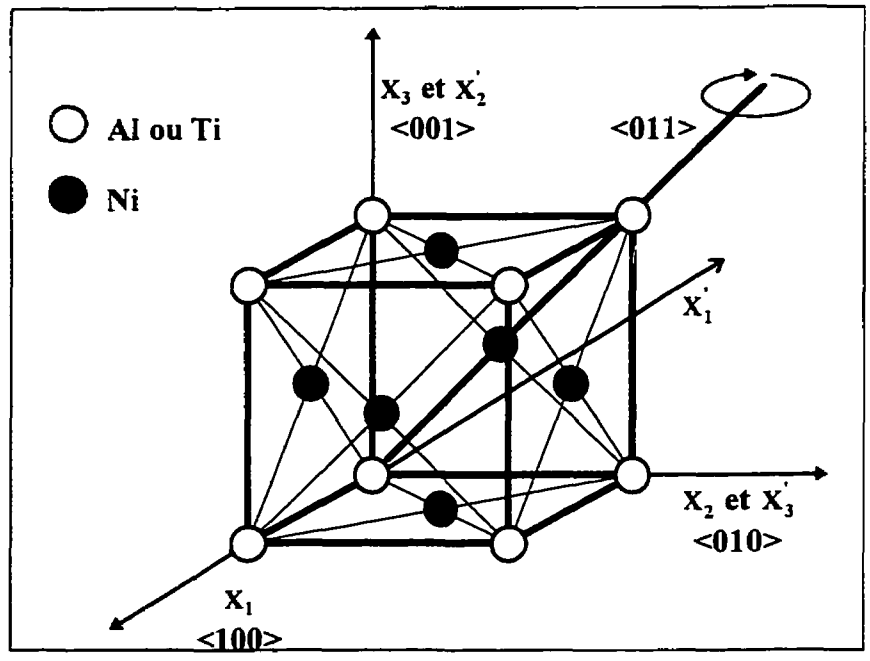


Figure A1.5 Rotation de 180° autour de l'axe <011>

Nous avons au tableau A1.10 les angles θ_{ij} et les cosinus l_{ij}. Nous constatons que seulement l_{11}, l_{23} et l_{32} sont différents de zéro.

Tableau A1.10 Cosinus des angles pour une rotation de 180° autour d'un axe d'ordre 2 (axe <011>)

θ_{ij}

		ancien système d'axes		
		x_1	x_2	x_3
nouveau système d'axes	x'_1	180°	90°	90°
	x'_2	90°	90°	0°
	x'_3	90°	0°	90°

l_{ij}

		ancien système d'axes		
		x_1	x_2	x_3
nouveau système d'axes	x'_1	-1	0	0
	x'_2	0	0	1
	x'_3	0	1	0

Nous allons maintenant calculer C_{2222} (à cause de la symétrie cristalline $C'_{2222} = C_{2222}$)

$$C'_{2222} = \sum_{m=1}^{3}\sum_{n=1}^{3}\sum_{o=1}^{3}\sum_{p=1}^{3} l_{2m}l_{2n}l_{2o}l_{2p}C_{mnop} = l_{23}l_{23}l_{23}l_{23}C_{3333} \text{ (les 80 autres termes sont nuls)}$$

$C_{2222} = C_{3333} (= C_{1111})$

$C_{22} = C_{33} (= C_{11})$

Nous voyons, à la figure A1.6, une rotation de 180° autour de l'axe <110>.

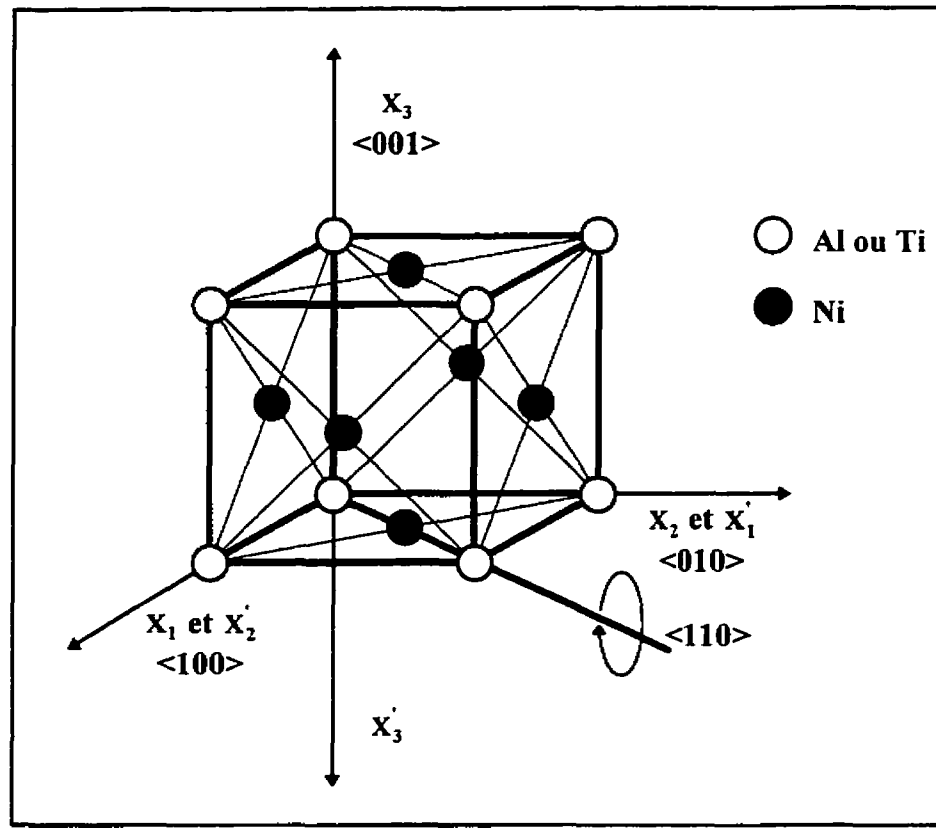


Figure A1.6 Rotation de 180° autour de l'axe <110>

Nous avons au tableau A1.11 les angles θ_{ij} et les cosinus l_{ij}. Nous constatons que seulement l_{12}, l_{21} et l_{33} sont différents de zéro.

Tableau A1.11 Cosinus des angles pour une rotation de 180° autour d'un axe d'ordre 2 (axe <110>)

θ_{ij}

		ancien système d'axes		
		x_1	x_2	x_3
nouveau système d'axes	x_1'	90°	0°	90°
	x_2'	0°	90°	90°
	x_3'	90°	90°	180°

l_{ij}

		ancien système d'axes		
		x_1	x_2	x_3
nouveau système d'axes	x_1'	0	1	0
	x_2'	1	0	0
	x_3'	0	0	-1

Nous allons maintenant calculer C_{1313}, et C_{1133}. (à cause de la symétrie cristalline $C'_{1313} = C_{1313}$ et $C'_{1133} = C_{1133}$)

$$C'_{1313} = \sum_{m=1}^{3}\sum_{n=1}^{3}\sum_{o=1}^{3}\sum_{p=1}^{3} l_{1m}l_{3n}l_{1o}l_{3p}C_{mnop} = l_{12}l_{33}l_{12}l_{33}C_{2323} \text{ (les 80 autres termes sont nuls)}$$

$$C_{1313} = C_{2323}$$

$$C_{55} = C_{44}$$

$$C'_{1133} = \sum_{m=1}^{3}\sum_{n=1}^{3}\sum_{o=1}^{3}\sum_{p=1}^{3} l_{1m}l_{1n}l_{3o}l_{3p}C_{mnop} = l_{12}l_{12}l_{33}l_{33}C_{2233} \text{ (les 80 autres termes sont nuls)}$$

$$C_{1133} = C_{2233}$$

$$C_{13} = C_{23}$$

A1.4 Rotation autour d'un axe d'ordre 3 (axe [111])

Pour toutes rotations de n*120° (n = 1,2,3,...) autour d'un axe d'ordre 3 (axe [111]) nous avons, dans la sommation $C'_{ijkl} = l_{im}l_{jn}l_{ko}l_{lp}C_{mnop}$, seulement un terme qui n'est pas nul car cette rotation laisse la structure cristalline inchangée. Nous voyons, à la figure A1.7, une rotation de -120° autour de l'axe <111>.

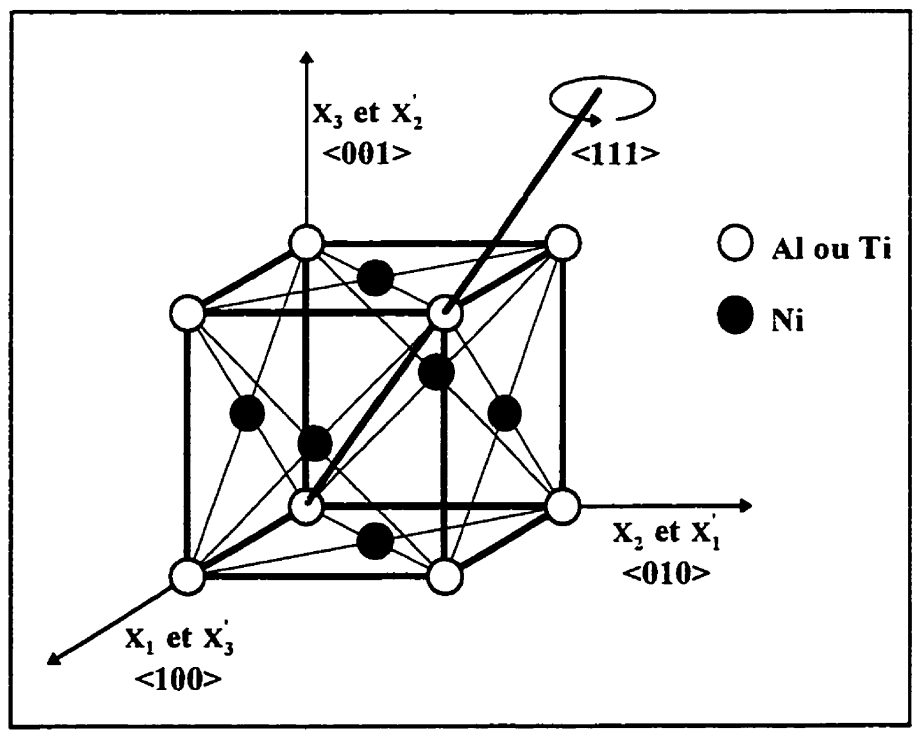


Figure A1.7 Rotation de -120° autour de l'axe <111>

Tableau A1.12 Cosinus des angles pour une rotation de 120° autour d'un axe d'ordre 3 (axe <111>)

θ_{ij}

		ancien système d'axes		
		x_1	x_2	x_3
nouveau système d'axes	x_1'	90°	0°	90°
	x_2'	90°	90°	0°
	x_3'	0°	90°	90°

l_{ij}

		ancien système d'axes		
		x_1	x_2	x_3
nouveau système d'axes	x_1'	0	1	0
	x_2'	0	0	1
	x_3'	1	0	0

Nous allons maintenant calculer C_{1122} et C_{1212} (à cause de la symétrie cristalline: $C_{1122} = C'_{1122}$ et $C_{1212} = C'_{1212}$)

$$C'_{1122} = \sum_{m=1}^{3}\sum_{n=1}^{3}\sum_{o=1}^{3}\sum_{p=1}^{3} l_{1m}l_{1n}l_{2o}l_{2p}C_{mnop} = l_{12}l_{12}l_{23}l_{23}C_{2233} \text{ (les 80 autres termes sont nuls)}$$

$C_{1122} = C_{2233}$

$C_{12} = C_{23}$

$C_{12} = C_{23} = C_{13}$

$$C'_{1212} = \sum_{m=1}^{3}\sum_{n=1}^{3}\sum_{o=1}^{3}\sum_{p=1}^{3} l_{1m}l_{2n}l_{1o}l_{2p}C_{mnop} = l_{12}l_{23}l_{12}l_{23}C_{2323} \text{ (les 80 autres termes sont nuls)}$$

$C_{1212} = C_{2323}$

$C_{66} = C_{44}$

et $C_{44} = C_{55}$

La matrice de rigidité ainsi modifiée apparaît à la figure A1.8.

$$\begin{bmatrix} C_{11} & C_{12} & C_{12} & 0 & 0 & 0 \\ \bullet & C_{11} & C_{12} & 0 & 0 & 0 \\ \bullet & \bullet & C_{11} & 0 & 0 & 0 \\ \bullet & \bullet & \bullet & C_{66} & 0 & 0 \\ \bullet & \bullet & \bullet & \bullet & C_{66} & 0 \\ \bullet & \bullet & \bullet & \bullet & \bullet & C_{66} \end{bmatrix}$$

Figure A1.8 Matrice de rigidité pour un système cubique

La dernière simplification qu'il serait possible de faire est de considérer le matériau comme ayant des propriétés élastiques isotropiques. Nous pouvons facilement prouver. dans ce cas, que $2(S_{11}-S_{12})=S_{66}$ (ainsi que $2(C_{11}-C_{12})=C_{66}$). Comparons maintenant les composantes de l'élasticité écrites de façon matricielle avec la notations rencontrée la plus fréquemment.

$$\varepsilon_1 = S_{11}\sigma_1 + S_{12}\sigma_2 + S_{12}\sigma_3 \qquad \varepsilon_1 = 1/E\{\sigma_1 - \nu(\sigma_2+\sigma_3)\}$$
$$\varepsilon_2 = S_{12}\sigma_1 + S_{11}\sigma_2 + S_{12}\sigma_3 \qquad \varepsilon_2 = 1/E\{\sigma_2 - \nu(\sigma_3+\sigma_1)\}$$
$$\varepsilon_3 = S_{12}\sigma_1 + S_{12}\sigma_2 + S_{11}\sigma_3 \qquad \varepsilon_3 = 1/E\{\sigma_3 - \nu(\sigma_1+\sigma_2)\}$$
$$\varepsilon_4 = 2(S_{11}-S_{12})\sigma_4 \qquad \varepsilon_4 = 1/G\ \sigma_4$$
$$\varepsilon_5 = 2(S_{11}-S_{12})\sigma_5 \qquad \varepsilon_5 = 1/G\ \sigma_5$$
$$\varepsilon_6 = 2(S_{11}-S_{12})\sigma_6 \qquad \varepsilon_6 = 1/G\ \sigma_6$$

En comparant les coefficients nous obtenons:

$$S_{11} = 1/E,\ \varepsilon_{12} = -\upsilon/E \text{ et } 2(S_{11}-S_{12}) = 1/G \text{ et alors } G = E\{2(1+\upsilon)\}.$$

ANNEXE 2: DISTRIBUTION DE LA TEMPÉRATURE POUR LES ESSAIS STFT

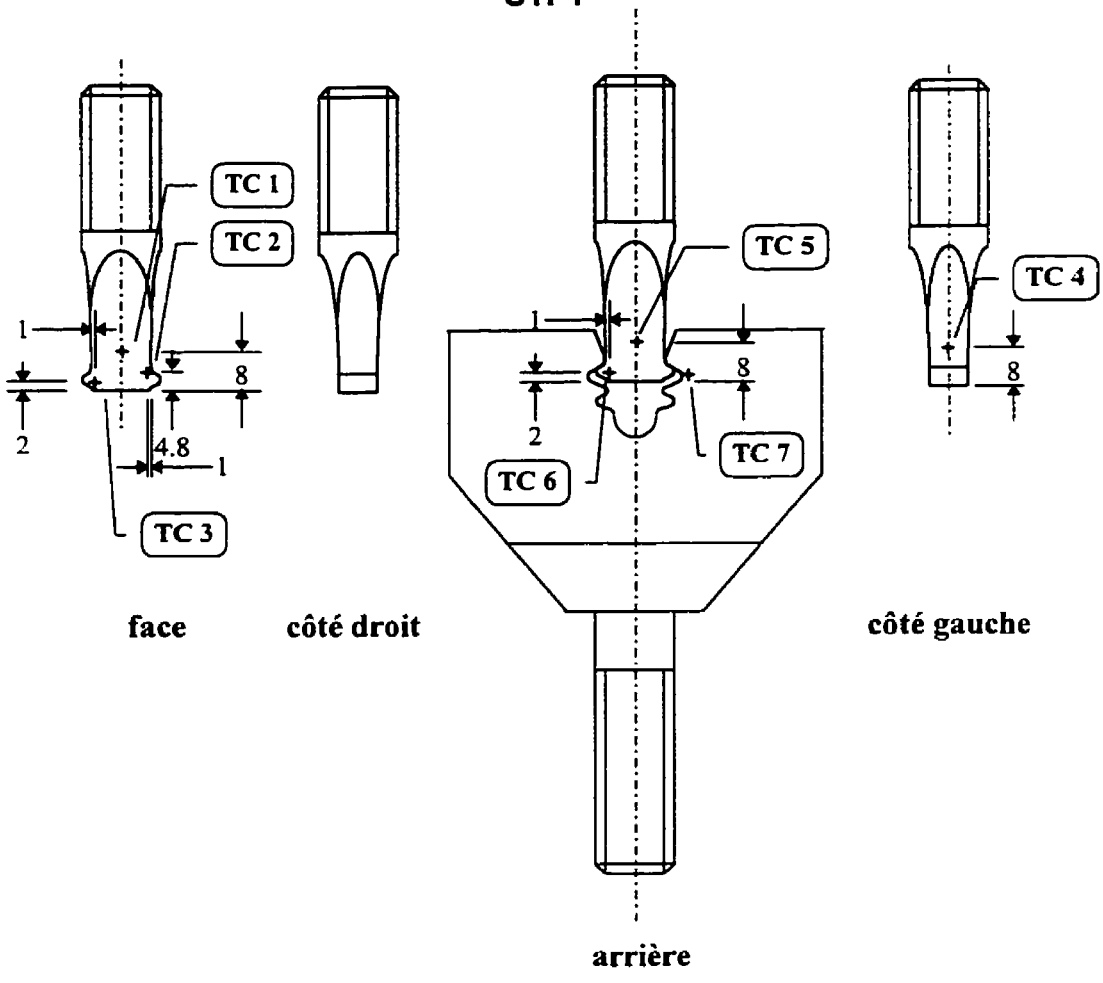


Figure A2.1 Position des thermocouples de calibration (dimensions en mm)

Tableau A2.1 Températures des thermocouples de calibration

Thermocouple numéro	T (°C)	ΔT	ΔT/648.9 (%)
1	648.8	-0.1	0.015
2	648.9	TC de contrôle	
3	652	3.1	0.048
4	661	12.1	1.86
5	644	-4.9	0.76
6	653	4.1	0.63
7	591	-57.9	8.92

ANNEXE 3

MANUEL D'UTILISATION DU BANC D'ESSAIS AUTOMATISÉ TMF

COMPUTERIZED TMF TEST RIG OPERATIONS MANUAL

préparé pour

Pratt & Whitney Canada

par

JEAN-MARC SIMARD

Le 30 mai 1994

Table des matières

Liste des figures 152

Introduction 154

Chapitre I

1.-Préparation des éprouvettes 155

1.1-Matériel 155

1.2-Fabrication des sondes pour la mesure du voltage 155

1.3.-Fabrication des sondes pour le courant 155

1.4-Soudage 156
1.4.1-Soudage des sondes de lecture 156
1.4.2-Soudage des fils d'alimentation et du thermocouple 156
1.4.3-Vérification de l'échantillon 157

Chapitre II

2.-Étapes préliminaires à l'essai 164

2.1 Système d'alimentation d'eau 164
2.1.1-Changement des filtres 164
2.1.2-Système d'alimentaion d'eau avant le début d'un essai 164

2.2-Installation de l'éprouvette 166
2.2.1-Mise en marche de la machine de traction 166
2.2.2-Mise en place de l'échantillon 167
2.2.3-Vérification de l'isolation électrique 167
2.2.4-Branchement des sondes et fils de courant 167

2.3-Générateur de puissance Tocco et contrôleur
de température Honeywell 168

2.4-Alignement de la machine de fatigue 169

2.4.1-Vérification de l'alignement 169
2.4.1.1-Matériel 169
2.4.1.2-Montage pour la vérification de l'alignement 169
2.4.1.3-Ajustement des appareils 171
2.4.1.4-Prise de données 171
2.4.2-Alignement de la cellule de charge 171

Chapitre III

3.-Fonctionnement de l'essai 173

3.1-Alignement avec le *Wood's metal pot* 173

3.2-Paramètres expérimentaux 177

3.3-Chauffage de l'échantillon 181

3.4-Ajustement et prise de données du CGM5 186
3.4.1-Ajustement du courant 187
3.4.2-Lecture de la différence de potentiel du canal de travail (canal A) 188
3.4.2.1-Lecture en mode automatique 188
3.4.2.2-Lecture en mode manuel 188
3.4.3-Ajustement du canal de référence (canal B) 190
3.4.4-Fin de la prise de données 190

3.5-Clés de fonctions lorsque l'essai est en marche 192

3.6-Séparation des surfaces de rupture 193

Chapitre IV

4.-Traitement de données 194

4.1-Longueur de fissure 194

4.2-Transfert de HP à IBM 196
4.2.1-Initialiser une disquette en format HPLIF 196
4.2.2-Fichiers de données 197

4.2.2.1-Transfert des fichiers de données
sur disquette HPLIF 197
4.2.2.2-Transfert de HPLIF À DOS 197
4.2.2.3-Correction du fichier de données 199

4.3-Logiciel de calculs STFTLIFE 200
4.3.1-Chargement de STFTLIFE.BAS 200
4.3.2-Fonctionnement du logiciel 201
4.3.2.1-Entrée des données 201
4.3.2.2-Menu VISUALISER 204
4.3.2.3-Menu GRAPHIQUE 205
4.3.2.4-Menu FICHIER 205

Annexe 1: Préparation d'une éprouvette SEN 206

Annexe 2: Montages STFT et SEN 209

Annexe 3: Procédure d'installation de microjauges sur une éprouvette STFT 211

Annexe 4: Procédure optionnelle d'alignement 214

Annexe 5: Ajustement de la phase en mode manuel 217

Annexe 6: Modifications au programme STFTPRG 219

INDEX 223

Liste des figures

Figure 1 Préparation d'une sonde de lecture 158
Figure 2 Pièces nécessaires pour fabriquer un échantillon STFT: 158
Figure 3 Éprouvette montée sur l'appareil de soudure par points 159
Figure 4 Fixation des sondes de lecture avec des bandelettes de nickel 160
Figure 5 Éprouvette avec les sondes de lecture soudées (côté gauche) 160
Figure 6 Éprouvette avec les sondes de lecture soudées (face) 160
Figure 7 Éprouvette avec les sondes de lecture soudées (côté droit) 160
Figure 8 Ajout du thermocouple et des fils de courant (côté gauche) 161
Figure 9 Ajout du thermocouple et des fils de courant (arrière) 161
Figure 10 Ajout du thermocouple et des fils de courant (côté droit) 161
Figure 11 Adaptateur pour souder sur le dessus de l'éprouvette 162
Figure 12 Montage pour souder sur le dessus de l'éprouvette 162
Figure 13 Éprouvette complétée (côté gauche) 163
Figure 14 Éprouvette complétée (face) 163
Figure 15 Éprouvette complétée (côté droit) 163
Figure 16 Éprouvette complétée (arrière) 163
Figure 17 Système d'alimentation en eau 165
Figure 18 Panneau électrique 166
Figure 19: Système d'alimentaion d'eau avant le début d'un essai 168
Figure 21 Branchement des appareils 170
Figure 22 Branchement des microjauges 170
Figure 23 Cellule de charge et kit d'alignement 172
Figure 24: Ajustement de la cellule de charge dans la direction Y 173
Figure 25 Console de contrôle de l'Instron 8500 176
Figure 26 Panneau frontal du CGM5 187
Figure 27 Subdivisions de la photographie d'une fissure pour la mesurer 194
Figure 28 Panneau de dialogue du programme Fissure.bas (avant les calculs) 195
Figure 29 Panneau de dialogue du programme Fissure.bas (après les calculs) 195
Figure 30 Écran avec le panneau "sans correction" 202
Figure 31 Écran avec le panneau de questions complété 203
Figure 32 Panneau avec graphique "a vs N" 204
Figure A1.1 Sondes de lecture (côté gauche) 207
Figure A1.2 Sondes de lecture (face) 207
Figure A1.3 Sondes de lecture (côté droit) 207
Figure A1.4 Fil de courant gainé de noir (indiqué par une flèche) 207
Figure A1.5 Fixation du thermocouple sur le côté gauche 208
Figure A1.6 Éprouvette complétée (côté gauche) 208
Figure A1.7 Éprouvette complétée (face) 208
Figure A1.8 Éprouvette complétée (côté droit) 208
Figure A2.1 Montage STFT 209

Figure A2.2 Montage SEN....210
Figure A3.1: Strain Gage Locations (M.M. EA-06-050AH-120) on Single Tooth Fir Tree Specimen SKN70050 CHG.3 212
Figure A3.2 Strain Gage Locations (note edge spacing) on Single Tooth Fir Tree S Specimen SKN70050 CHG.3....213
Figure A4.1 Machine de fatigue avec le *Wood's metal pot*....215
Figure A4.2 Machine de fatigue avec la barre de raccordement....216
Figure A5.1 Phase à 0 degré avec signal non filtré (sans chauffage par induction)....217
Figure A5.2 Phase à 0 degré et signal non filtré (avec chauffage par induction)....218
Figure A5.3 Phase à 180 degrés avec signal non filtré (sans chauffage par induction)..218
Figure A6.1: Panneau de contrôle du programme STFTPC....220
Figure A6.2 Panneau de contrôle immédiatement après que l'essai soit mis en marche 221
Figure A6.3 Panneau de contrôle lorsque l'essai fonctionne....222

Introduction

Ce manuel est destiné à donner une vue générale du banc d'essais TMF. Ce banc d'essais est complètement automatisé et permet de faire des essais de fatigue sans requérir la présence permanente d'un technicien: il faut préparer un échantillon, fournir au programme TMF les conditions expérimentales et ensuite l'essai fonctionne de façon autonome. Le banc d'essais permet de suivre en direct l'initiation (a_0=1/64") et la propagation d'une fissure de fatigue de la température ambiante jusqu'à haute température (plus de 1000°C).

Le manuel est divisé en quatre chapitres, soit:

- Préparation des éprouvettes (chapitre I);
- Étapes préliminaires à l'essai (chapitre II);
- Fonctionnement de l'essai (chapitre III);
- Traitements des données (chapitre IV).

Chacun de ces chapitres représente une des quatre étapes nécessaires à la réalisation d'un essai. Les caractéristiques novatrices de ce banc d'essais se retrouvent dans les chapitres I à III, soit:

- chapitre I, l'instrumentation d'une éprouvette STFT (Single Tooth Fir Tree) afin que l'on puisse, à toutes températures, mesurer la fissure directement et en continue;

- chapitre II, l'alignement précis de la machine de fatigue avec une éprouvette STFT munie de quatre microjauges de déformation;

- chapitre III, le système informatique qui contrôle automatiquement les essais de LCF (Low Cycle Fatigue) ou de TMF (Thermal-Mechanical Fatigue).

Le manuel a été conçu de façon à permettre, à une personne possédant un minimum d'entraînement, d'utiliser le laboratoire. Il est plus un aide mémoire qu'un outil exhaustif où l'on retrouverait la totalité des informations pour faire fonctionner ce banc d'essais.

Nous avons, à titre d'exemple, décrit un essai STFT (Single Tooth Fir Tree) de la préparation d'une éprouvette, en passant par l'essai proprement dit et en terminant par le traitement des résultats. Ce manuel s'applique aussi aux essais SEN (Single Edge Notch) où l'on utilise seulement une sonde de lecture. Afin de ne pas alourdir le texte la préparation d'une éprouvette SEN apparaît à l'annexe A.

1.-Préparation des éprouvettes

1.1-Matériel

Il faut, pour préparer une éprouvette, le matériel suivant:

-2" 1/2 de tube de céramique de 0.05" de diamètre (percé de deux trous de 0.008" de diamètre);
-1" 1/4 de tube de céramique de diamètre externe de 0.065" et interne de 0.04":
-2" de bande de nickel (épaisseur de 0.0035" et largeur de 0.125");
-48" de fil de nickel de 0.005" de diamètre;
-20" de fil d'alumel de 0.02" de diamètre;
-gaine en fibres de verre (20" 1/2 de couleur jaune et 27" 3/4 de couleur noire):
-un thermocouple de type K (Omega engineering inc. #SCAIN-020U-6):
-papier d'aluminium en bandelette de 1/4".

1.2-Fabrication des sondes pour la mesure du voltage

Coupez un tronçon de 3/4" du tube de céramique de 0.05" et, dans chaque trou, introduisez un fil de nickel de 8" de longueur. Insérez chaque fil dans une gaine de fibres de verre de 4" 3/4 de longueur, l'un dans une gaine noire et l'autre dans une gaine jaune (figure 1a).

Prenez une bandelette de papier d'aluminium et entourez les deux fils gainés (figure 1b et 1c), lorsque ceci est fait, torsadez les deux fils (figure 1d)[1]. Répétez l'opération pour obtenir trois sondes de lecture.

1.3.-Fabrication des sondes pour le courant

Coupez le fil d'alumel en trois sections, deux de 6" 1/4 et une de 7" 3/4. Introduisez les deux fils d'alumel de 6" 1/4 dans des gaines noires (6"3/4 de longueur) et repliez les extrémités pour obtenir les fils d'alimentation montrés à la figure 2 a. Introduisez le fil de 7" 3/4 dans la gaine jaune de 6"1/4 et insérez la partie libre du fil d'alumel dans le tube de céramique de 1"1/4 et pliez l'extrémité (figure 2 b).

---

[1] Il est possible de rendre les fils de la sonde plus rigides en utilisant du tube rétrécissant (*shrinkable tubing*, no. de Pratt & Whitney: TUB-PV-2X). Pour ce faire on coupe un tube de la longueur du recouvrement d'aluminium que l'on glisse par dessus ce dernier et ensuite nous chauffons le tout à l'aide d'un jet d'air chaud.

1.4-Soudage

Avant de procéder à la fabrication de l'échantillon il faut faire deux choses, soit:

- mesurez la largeur (W) et l'épaisseur (T) de l'éprouvette à une hauteur de 0.375" à partir de la base du *fir tree* (figure 4);

- nettoyez l'éprouvette avec de l'acétone (les manipulations subséquentes devront être faites en portant des gants de coton).

1.4.1-Soudage des sondes de lecture

Nous montons l'éprouvette sur le porte échantillon et nous plaçons ce dernier sur l'appareil de soudure par points (figure 3). Nous fixons les trois sondes de lecture à l'aide de bandelettes de nickel en utilisant comme paramètres de soudage[2] une pression de 6 et une puissance de 12%. Une de ces sondes est placée au milieu d'une face de l'éprouvette et les deux autres suivent les deux arêtes de cette face et leur extrémité doit être à une distance minimale de 0.3" de la base du *fir tree* (figure 5).

Le soudage des fils des sondes se fait en utilisant une pression de 4 et une puissance de 6%. Il faut débuter en soudant le fil de nickel (gaine noire) sur le centre du côté gauche (figure 5) à une distance de 1/4" de la base du *fir tree*. Ensuite nous pivotons l'éprouvette et nous fixons le deuxième fil à une distance de 1/8" et ceci le plus près possible de l'arête (figure 6) Ensuite, à une distance d'environ 1/4", nous soudons les fils de la sonde centrale (la position de la sonde de référence est moins importante[3]). Finalement nous fixons les fils de la dernière sonde symétriquement à la première (figures 6 et 7). **Il est très important que le fil gainé de jaune, de chaque sonde, soit celui qui est soudé le plus près de la base du *fir tree*.**

1.4.2-Soudage des fils d'alimentation et du thermocouple

Nous soudons les fils d'alumel, gainés de noir, au centre de chaque côté de l'échantillon en utilisant une pression de 6 et une puissance de 12% (figures 8 à 10). Ensuite, en utilisant les mêmes conditions de soudage, nous fixons le tube de céramique du fil d'alumel (gainé de jaune) sur l'arrière de l'échantillon (figure 9). Nous fixons le thermocouple, à l'aide d'une bandelette de nickel, comme nous pouvons le voir à la figure 16. Pour faire la dernière soudure (sur le dessus de l'échantillon) nous utilisons

---

[2] Nous avons deux types de pointes de soudage, l'une fine (pour les fils de nickel de 0.005") et l'autre moyenne (pour le reste).

[3] La sonde de référence est seulement là pour tenir compte des changements métallurgiques.

l'adaptateurmontré à la figure 11. Nous vissons cet adaptateur au porte échantillon et nous soudons le dernier fil d'alumel (figure 12).

1.4.3-Vérification de l'échantillon

Nous pouvons voir l'échantillon terminé aux figures 13 à 16 (les trois fils d'alimentation de courant ont été insérés dans la gaine d'acier.) Pour vérifier les soudures nous utilisons un ohmmètre. La résistance entre les deux bornes d'une sonde doit se situer entre 2.4 et 2.8 ohm et la résistance entre une borne du thermocouple et sa gaine doit être infinie.

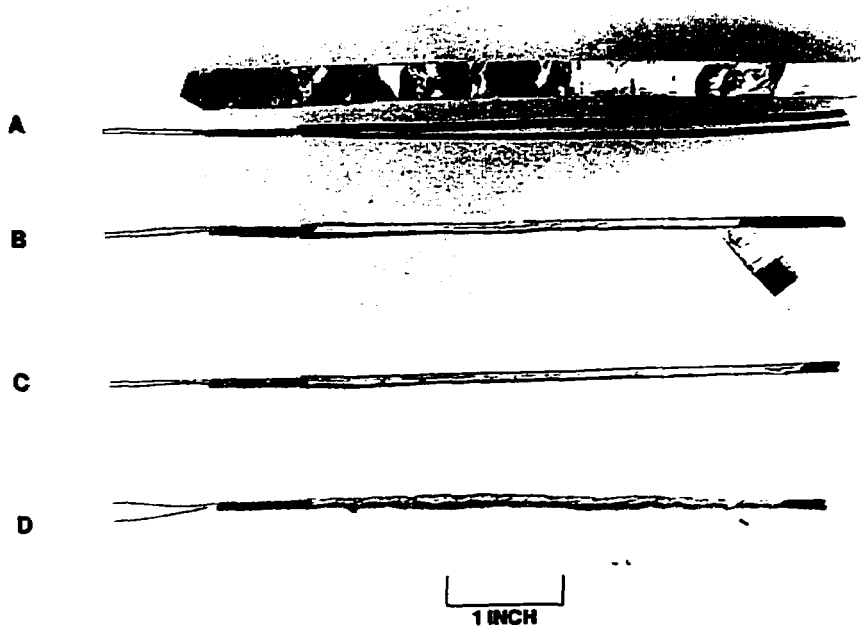


Figure 1 Préparation d'une sonde de lecture

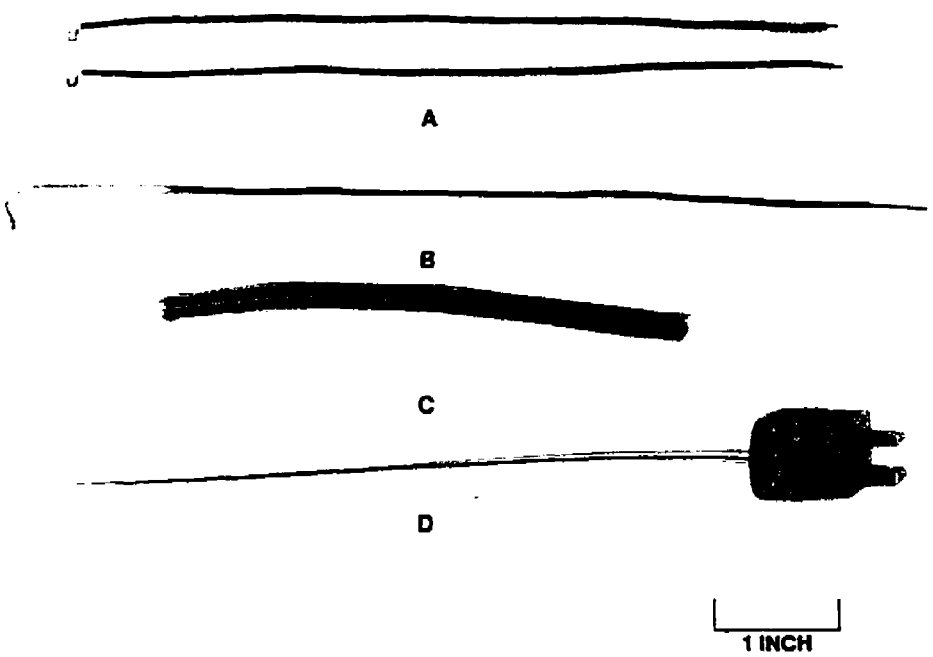


Figure 2 Pièces nécessaires pour fabriquer un échantillon STFT: fils d'alimentation en courant (A et B), gaine en acier (C) et thermocouple gainé d'Inconel (D).

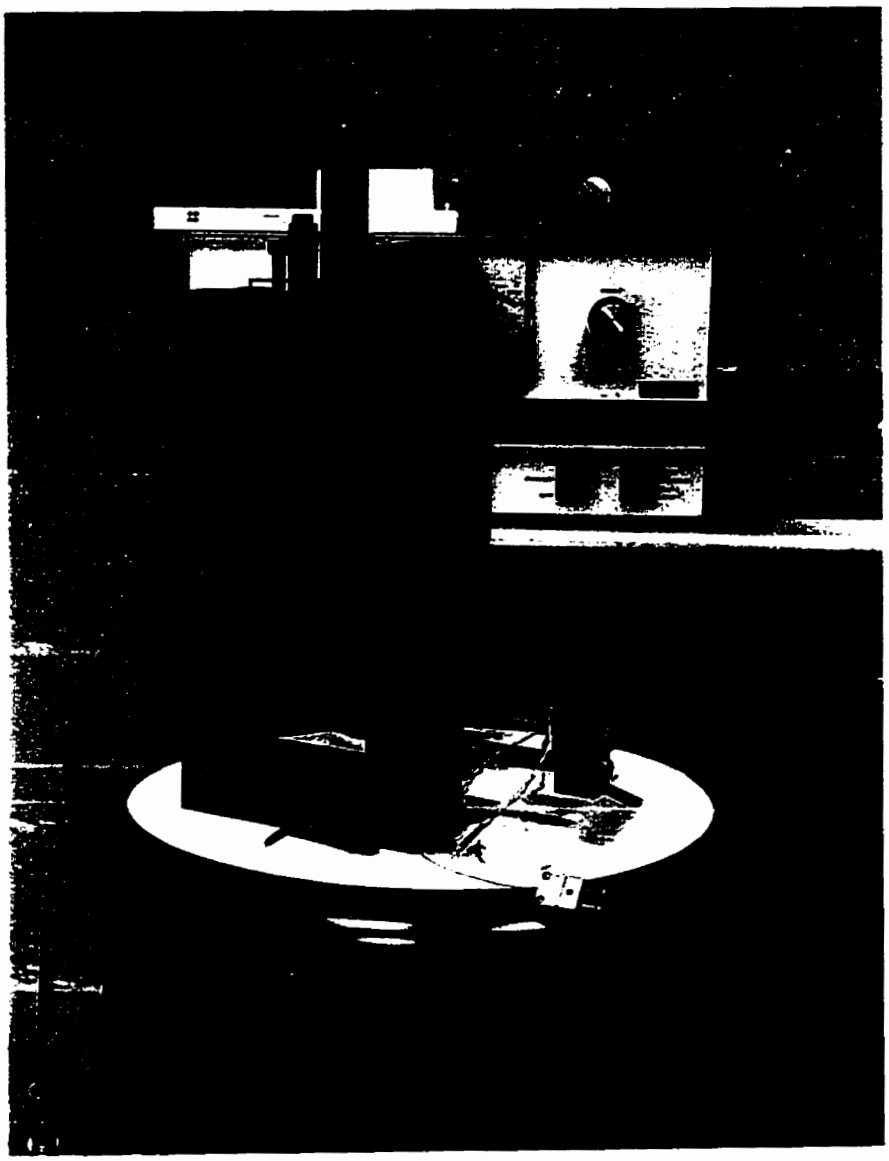


Figure 3 Éprouvette montée sur l'appareil de soudure par points

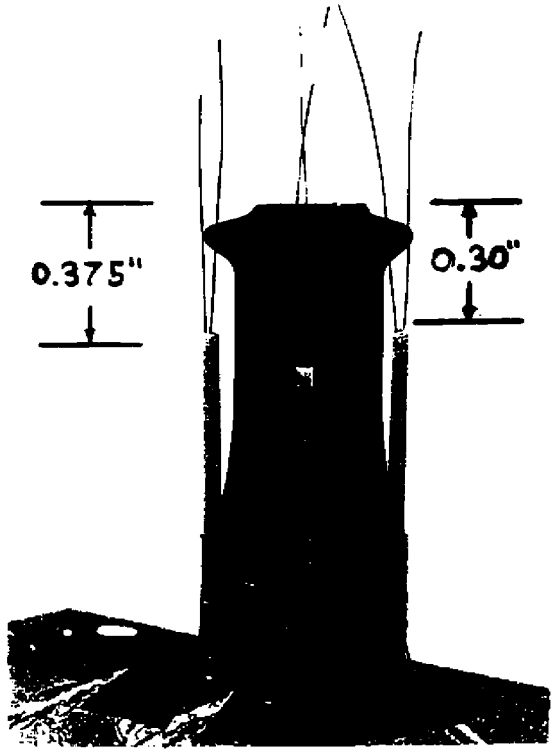


Figure 4 Fixation des sondes de lecture avec des bandelettes de nickel

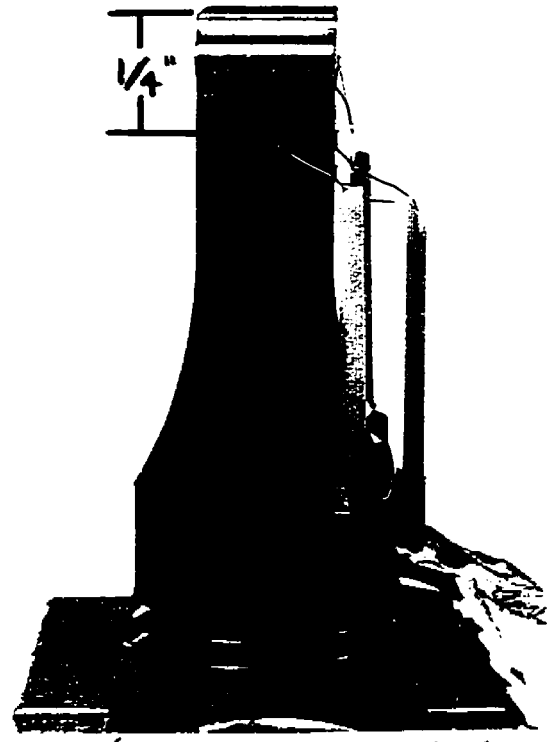


Figure 5 Éprouvette avec les sondes de lecture soudées (côté gauche)

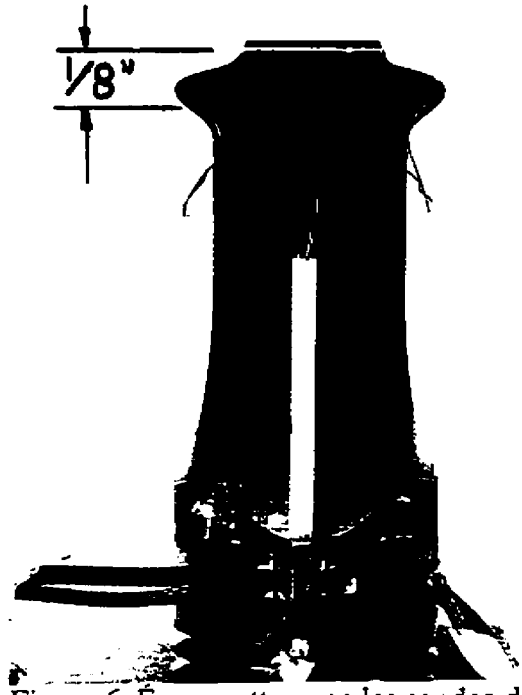


Figure 6 Éprouvette avec les sondes de lecture soudées (face)

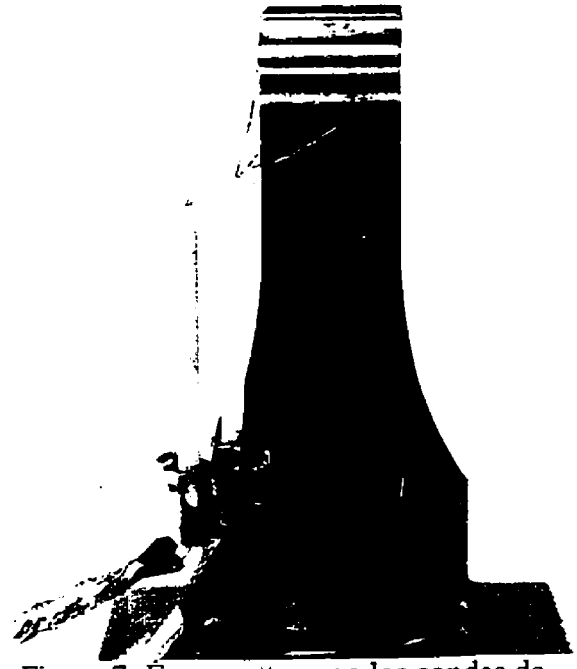


Figure 7 Éprouvette avec les sondes de lecture soudées (côté droit)

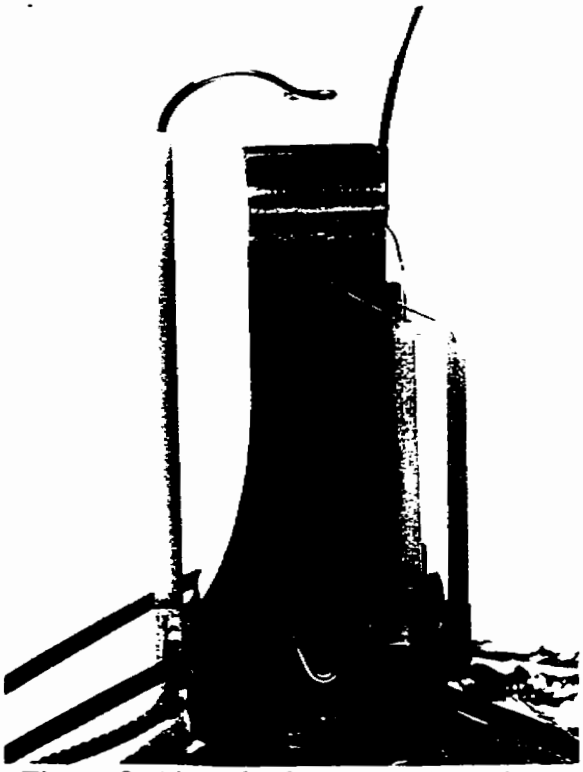


Figure 8 Ajout du thermocouple et des fils de courant (côté gauche)

Figure 9 Ajout du thermocouple et des fils de courant (arrière)

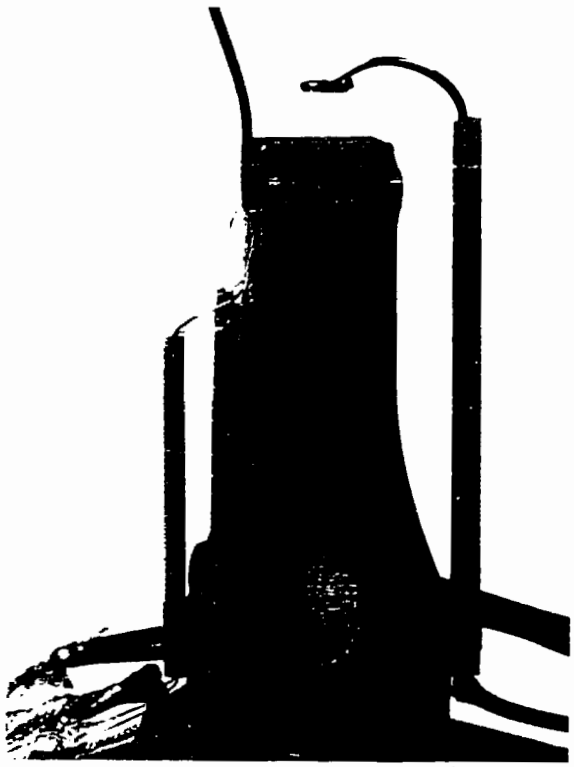


Figure 10 Ajout du thermocouple et des fils de courant (côté droit)

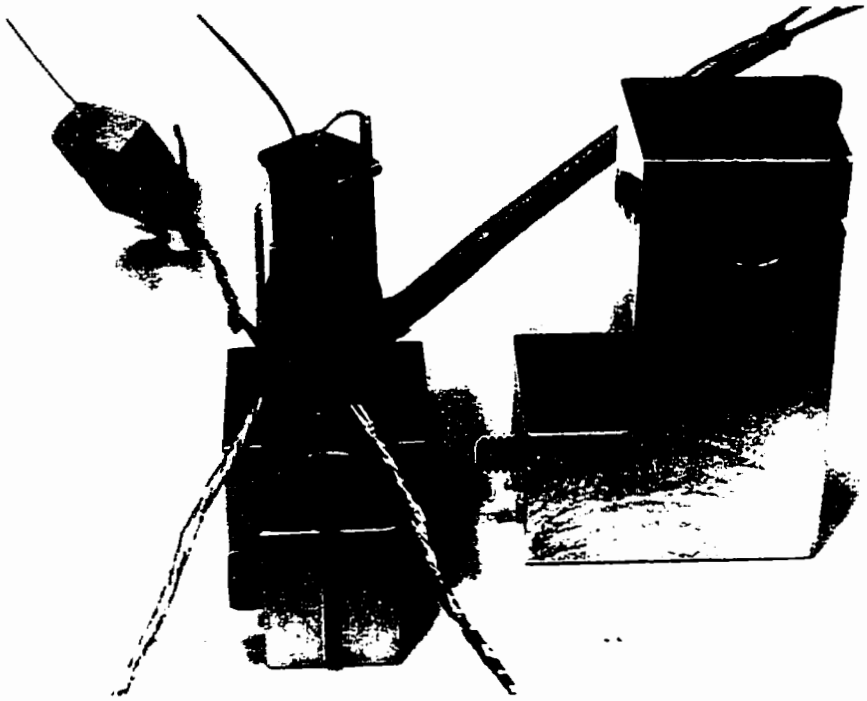


Figure 11 Adaptateur pour souder sur le dessus de l'éprouvette

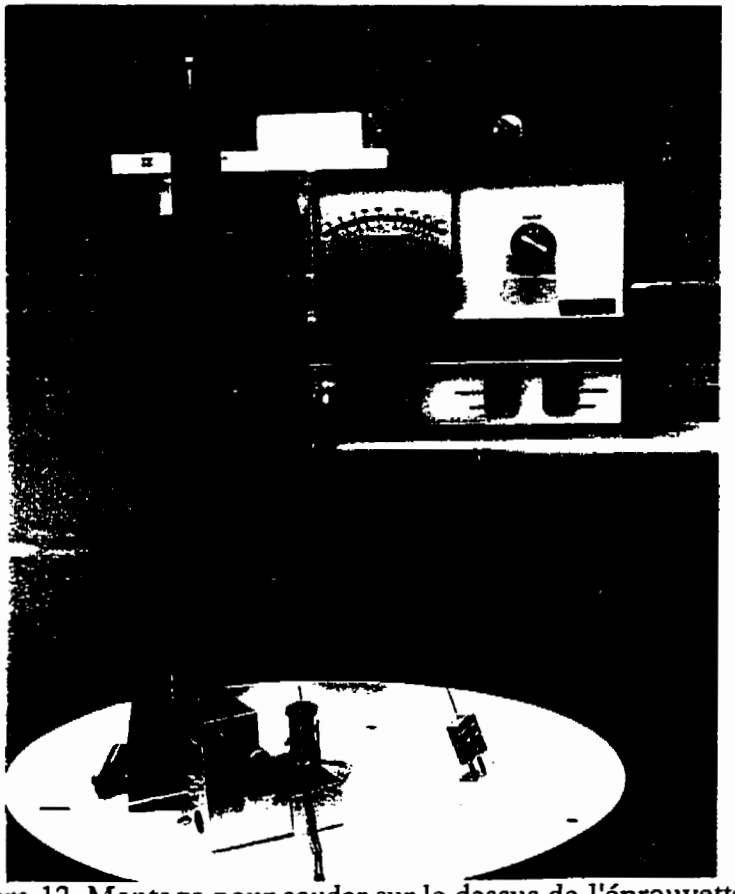


Figure 12 Montage pour souder sur le dessus de l'éprouvette

Figure 13 Éprouvette complétée (côté gauche)

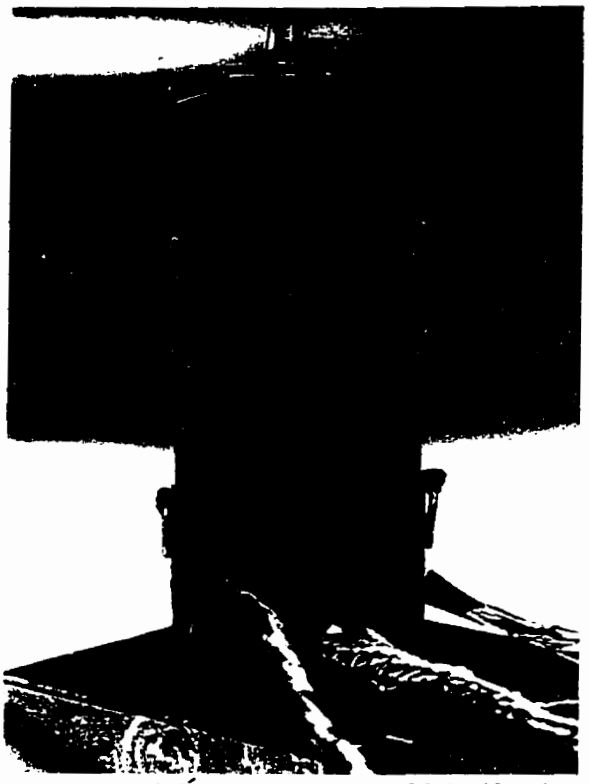


Figure 14 Éprouvette complétée (face)

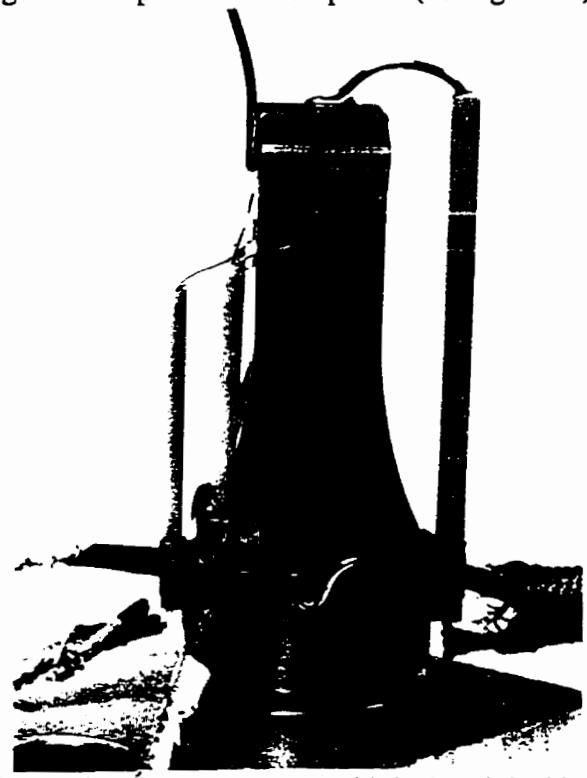


Figure 15 Éprouvette complétée (côté droit)

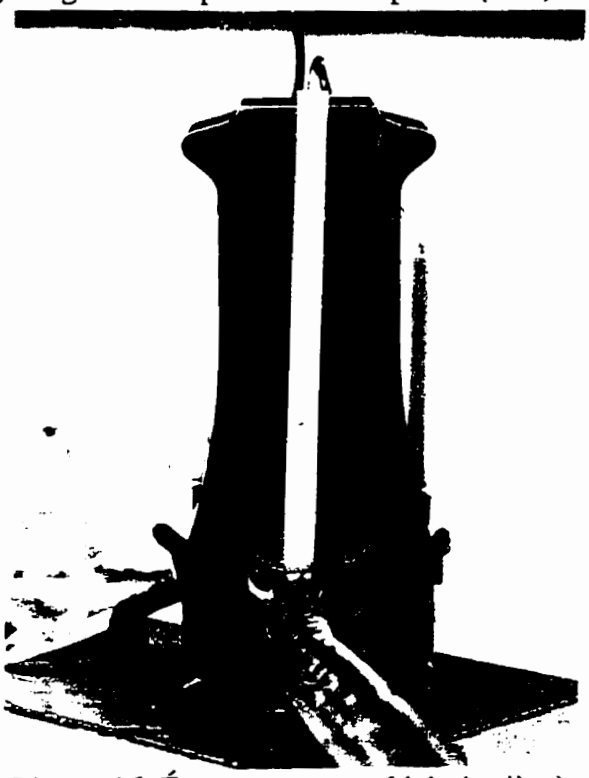


Figure 16 Éprouvette complétée (arrière)

2.-Étapes préliminaires à l'essai

2.1 Système d'alimentation d'eau

Ce système d'alimentation fournit l'eau nécessaire au refroidissement de plusieurs machines du banc d'essai, soit :

-de la machine de fatigue Instron;
-de la bobine d'induction qui est alimentée par le générateur de puissance Tocco:
-du *Wood's metal pot.*

Nous avons, à la figure 17, un schéma du système d'alimentation en eau. Une pompe (6) augmente la pression d'eau et trois filtres (11b,12b et 13b) permettent de retenir les poussières et débris qui pourraient empêcher un refroidissement adéquat des appareils.

2.1.1-Changement des filtres

Les filtres doivent être changés à tous les cinq essais. Nous devons, pour changer les filtres[4], fermer les robinets 11 (a et c), 12 (a et c) et 13 (a et c). Ensuite nous dévissons les réservoirs (11b, 12b et 13 b), remplaçons les vieux filtres par des nouveaux et revissons les réservoirs (voir la figure 17 de la page suivante).

Si les filtres ne sont pas changés tous les cinq essais, les débris accumulés vont diminuer le débit d'eau et le générateur de puissance Tocco ne se mettra pas en marche ou il va s'arrêter au cour de l'essai. Il peut se produire la même chose pour la machine de fatigue Instron.

2.1.2-Système d'alimentation d'eau avant le début d'un essai

Les robinets (voir la figure 17 de la page suivante) qui doivent être ouverts, avant qu'un essai débute, sont les robinets 1a, 1b, 4 et 7. Les robinets qui doivent être fermés sont les suivants: 3,9, 10, 11a, 11c, 12a, 12c, 13a et 13c. Les robinets 2a, 2b et 14 servent à la vidange des tuyaux et sont donc fermés en tout temps.

Nous pouvons voir, à la figure 17, le système d'alimentation d'eau et les hachures représentent le parcourt de l'eau jusqu'aux robinets fermés. Nous pouvons remarquer qu'avant le début d'un essai aucun des appareils n'est alimenté en eau.

---

[4] Le numéro de ces filtres, chez Pratt& Whitney, est: 40-400-710

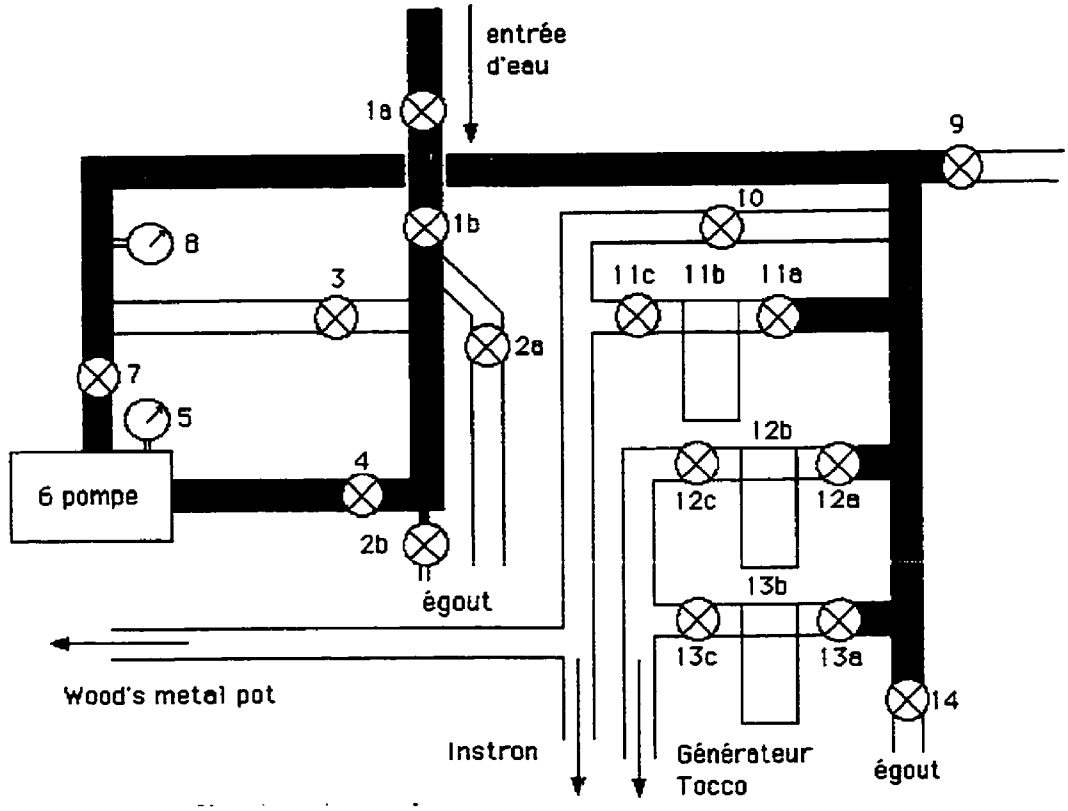


Figure 17 Système d'alimentation en eau

2.2-Installation de l'éprouvette

2.2.1-Mise en marche de la machine de traction

Avant de mettre en marche la machine de traction il faut:

-premièrement ouvrir les robinets 11a et c;
-deuxièmement mettre sous tension la pompe à partir du panneau électrique (voir la figure 18).

Lorsque ceci est fait nous mettons le système hydraulique de la machine de traction à "on" et ensuite, sur le panneau de contrôle nous mettons "hydraulic on" et "actuator low". Nous pouvons maintenant nous servir de la machine de traction.

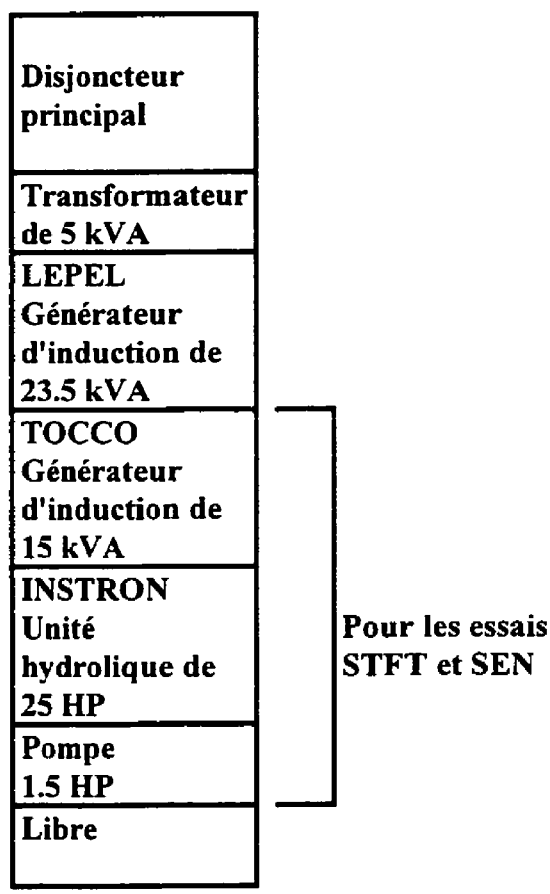


Figure 18 Panneau électrique

2.2.2-Mise en place de l'échantillon

L'éprouvette est mise en place en la vissant dans le mors supérieur (recouvert de céramique). Pour visser l'éprouvette il faut tourner celle-ci et non pas le mors car nous risquons d'endommager le revêtement de céramique du mors. Nous vissons l'éprouvette jusqu'à la fin des filets et ensuite nous la dévissons jusqu'à ce que le thermocouple soit à l'arrière.

Nous plaçons la bobine d'induction sur l'éprouvette et la vissons sur les deux tubes d'alimentation. Nous plaçons le mors inférieur sur l'éprouvette en s'assurant de ne pas endommager les sondes de mesure et nous le vissons à l'aide du boulon. Si nous faisons un essai SEN avec un extensomètre, il faut installer ce dernier et brancher sa fiche sur la prise identifiée à cet effet. Les photographies des éprouvettes STFT et SEN, montées sur la machine de fatigue, apparaissent à l'annexe B.

2.2.3-Vérification de l'isolation électrique

Étant donné que nous utilisons l'ACPD pour mesurer la progression des fissures il faut que l'éprouvette soit isolée électriquement de la machine de traction. C'est pour cela que le mors supérieur est recouvert de céramique et que le mors inférieur est aussi fixé sur une pièce recouverte de céramique.

Nous devons vérifier qu'entre l'éprouvette et les mors MTS (inférieur et supérieur) la résistance électrique soit supérieure à 1MΩ. Si ce n'est pas le cas, il faut changer la pièce défectueuse[5].

2.2.4-Branchement des sondes et fils de courant

Nous devons brancher le thermocouple, les sondes de mesure et fils de courant aux places appropriées:

-la sonde de mesure à droite de l'éprouvette se fixe sur le fil marqué canal A(1);
-la sonde de mesure à gauche de l'éprouvette se fixe sur le fil marqué canal A(0);
-la sonde de référence se fixe sur le fil marqué canal B;
-les fils de courant sur le fil marqué courant;
-le thermocouple se branche sur la prise femelle marquée TC3.

Il est à noter que les fils jaunes se branchent sur le + (plus) alors que les fils noirs se branchent sur le - (moins). Il faut vérifier, en faisant une inspection visuelle, que les sondes ne font pas de courts-circuits et, en plus, mesurer la résistance électrique des sondes avec un ohmmètre. Pour ce faire nous devons débrancher un des fils de chaque

[5] Le mors supérieur doit être changé à tous les huit essais.

sonde et la résistance mesurée entre les deux fils d'une sonde doit se situer entre 2.4 et 3Ω.
Si la résistance est infinie alors un des fils de mesure a été arraché et si elle est très faible c'est qu'il y a probablement un court-circuit.

2.3-Générateur de puissance Tocco et contrôleur de température Honeywell

Avant de débuter un essai il faut que la puissance du contrôleur de température soit placée à -5%. Si cela n'est pas fait il sera impossible, par la suite de chauffer, l'éprouvette. Lorsque ceci est fait il faut ouvrir les robinets 12a, 12c, 13a et 13c (figure 17) afin d'alimenter en eau le Tocco. Après cela le système d'alimentation en eau ne sera plus touché et le trajet parcouru par l'eau apparaît en gris sur la figure 19.

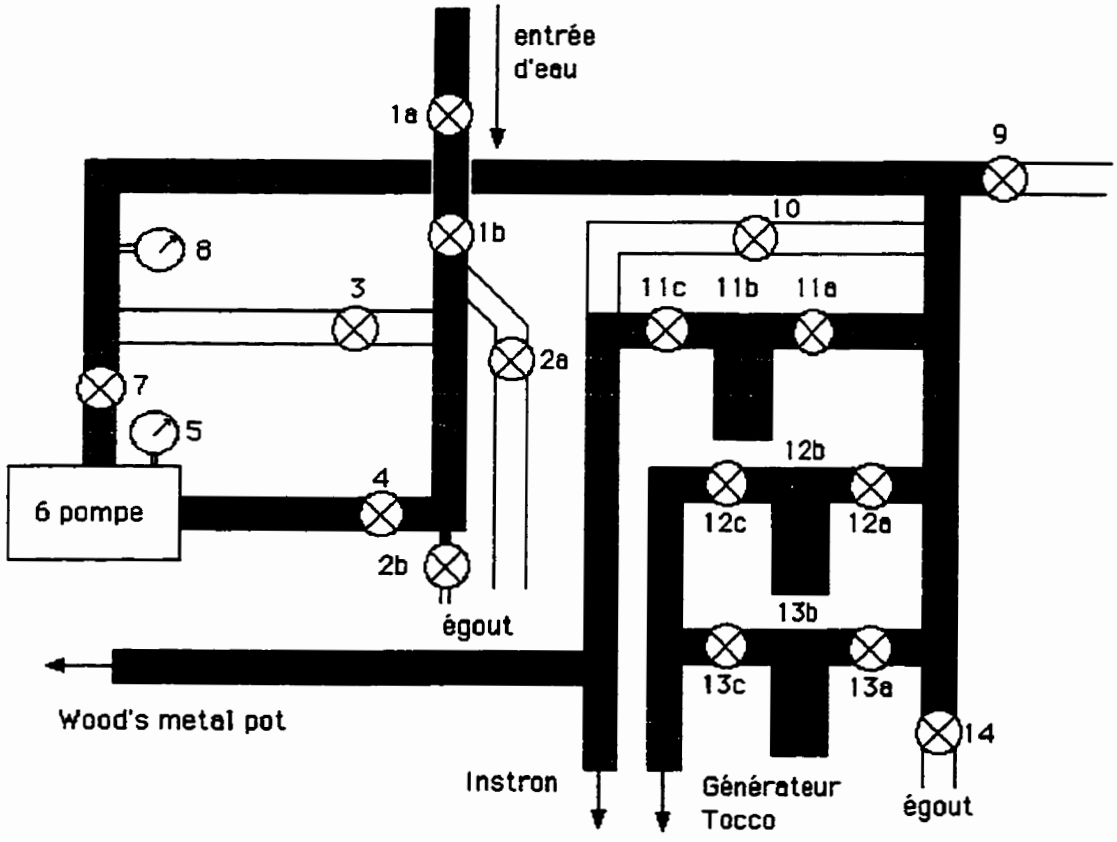


Figure 19: Système d'alimentation d'eau avant le début d'un essai

2.4-Alignement de la machine de fatigue

Afin de s'assurer que les résultats d'un essai soient reproductibles, il faut vérifier l'alignement de la machine de fatigue Instron à tous les 5 essais. Pour ce faire nous installons une éprouvette munie de quatre microjauges de déformation, nous effectuons un alignement de la machine de traction en utilisant le *Wood's metal pot* (section 3.1), et pour une charge de 900 kg nous devons vérifier si les quatre valeurs de déformation obtenues sont égales.

2.4.1-Vérification de l'alignement

2.4.1.1-Matériel

Pour vérifier l'alignement il nous faut:

-un échantillon muni de quatre microjauges de déformation;
-un appareil pour la mesure de la déformation[6];
-une unité de branchements multiples et de calibrations[7].

Les microjauges de déformation sont posées par le "Strain gauge lab" de Pratt & Whitney , selon la procédure à l'annexe C, et les deux appareils nécessaires pour mesurer la déformation sont prêtés par ce même laboratoire.

2.4.1.2-Montage pour la vérification de l'alignement

Il faut premièrement installer l'éprouvette munie de microjauges sur la machine de fatigue Instron. Les microjauges installées sur une éprouvette sont du type quart de pont (*quarter bridge*) et nous pouvons voir, à la figure 20, le schéma de ce type de microjauge.

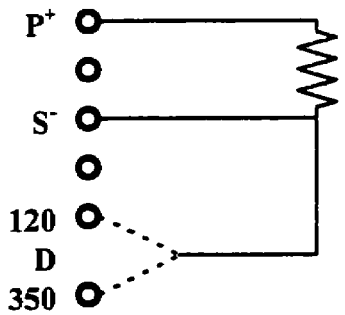


Figure 20 Microjauge quart de pont

6 "strain indicator P-3500" (no. de Pratt & Whitney: X11740)
7 "switch and balance unit" (no. de Pratt & Whitney: X11884)

Comme nous pouvons le constater à la figure précédente, une microjauge de ce type possède une résistance de 350 Ω et trois fils de branchement. Le fil correspondant à P^+ est généralement identifié par un noeud à son extrémité libre. Sur une éprouvette les microjauges sont numérotées et les trois fils correspondant à une microjauges sont identifiés.

Les branchements à faire entre les deux appareils apparaissent à la figure 21.

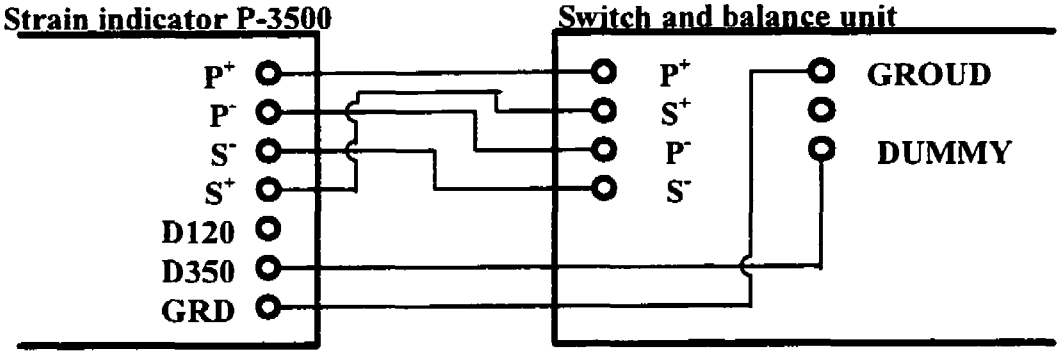


Figure 21 Branchement des appareils

Nous pouvons voir à la figure 22 le branchement des microjauges sur le *switch balance unit*. Lorsque les deux appareils sont branchés ensemble et que les quatre microjauge le sont au *switch balance unit*, il faut les ajuster.

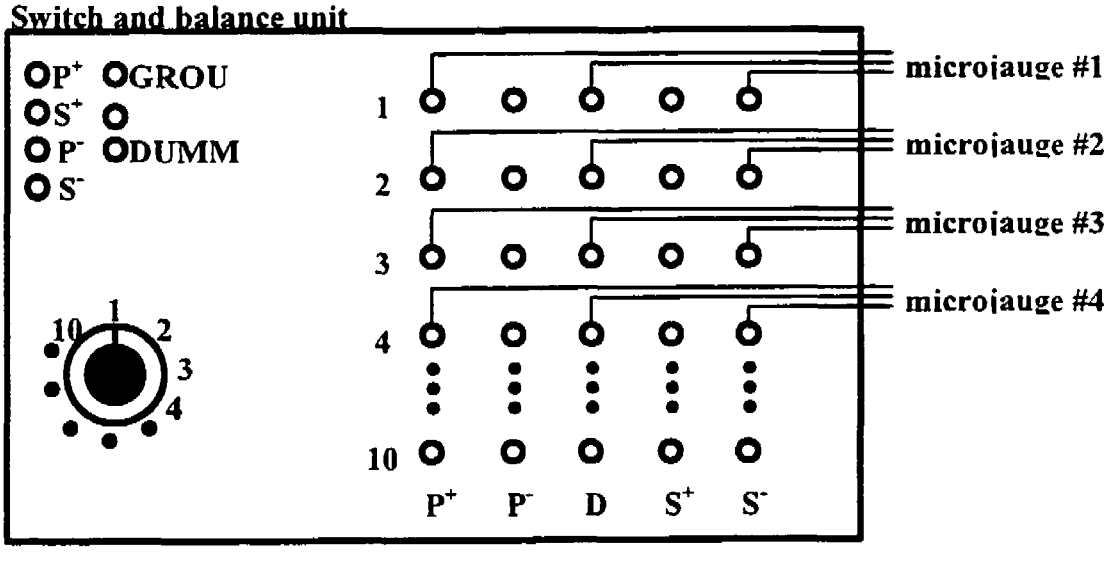


Figure 22 Branchement des microjauges

2.4.1.3-Ajustement des appareils

Nous devons premièrement nous assurer que les potentiomètres de chaque microjauge, sur le *switch and balance unit*, sont à zéro. Sur le *strain indicator* nous ajustons le *gage factor*[8] en appuyant sur la touche portant ce nom et en utilisant l'interrupteur et le potentiomètre identifiés à cet effet. Nous devons aussi mettre **AMP** à zéro en appuyant sur cette touche et en utilisant le potentiomètre prévu pour cet usage.

2.4.1.4-Prise de données

Nous devons faire un premier ajustement des lectures de déformation[9] à partir du *strain indicator*. Pour ce faire nous devons mettre l'appareil en marche en appuyant sur la touche **RUN**. Nous plaçons l'interrupteur permettant de permuter les canaux (sur le *switch and balance unit*) à la position1 (microjauge numéro 1). Nous faisons le zéro, après avoir placer une charge de 100 kg, en utilisant l'interrupteur et le potentiomètre marqués **BALANCE** (nous bloquons le potentiomètre à cette position). Nous devons maintenant faire le zéro sur chaque microjauge à l'aide des potentiomètres placés sur le *switch and balance unit*.

Nous imposons maintenant une charge de 900 kg et nous prenons en note les valeurs des quatre microjauges. Pour un essai STFT il faut que la différence de déformation sur une face ne dépasse pas 50×10^{-6} et que la différence entre la valeur maximale et la valeur minimale des quatre microjauges ne dépasse pas 100×10^{-6}. Si tel n'est pas le cas il faut soit changer le mors inférieur, soit changer le mors supérieur (recouvert de céramique) ou soit aligner la cellule de charge. Si la différence entre la valeur maximale et la valeur minimale est supérieure à 150×10^{-6}, et que les mors ne sont pas en cause, il faut enlever le *Wood's metal pot* et le remplacer par une barre de raccordement (voir à l'annexe D).

2.4.2-Alignement de la cellule de charge

Nous pouvons voir à la figure 23 la cellule de charge et le kit d'alignement. La cellule de charge peut être déplacée en X, en Y et angulairement. Pour pouvoir aligner la cellule de charge il faut la débloquer. En effet, la cellule de charge ne peut bouger tant que nous ne l'avons pas desserré. Pour ce faire il faut:

-mettre une précharge de 50 kg;
-visser les quatre vis (A) jusque dans le fond;
-enlever les deux joints de serrage (B);
-dévisser les quatre vis (A).

---

[8] Cette valeur est fournie avec la fiche technique des microjauges (chaque fois que nous faisons installer des microjauges sur une nouvelle éprouvette, le *strain gauge lab* nous fournit une fiche technique).

[9] Cet ajustement va affecter les quatre microjauges.

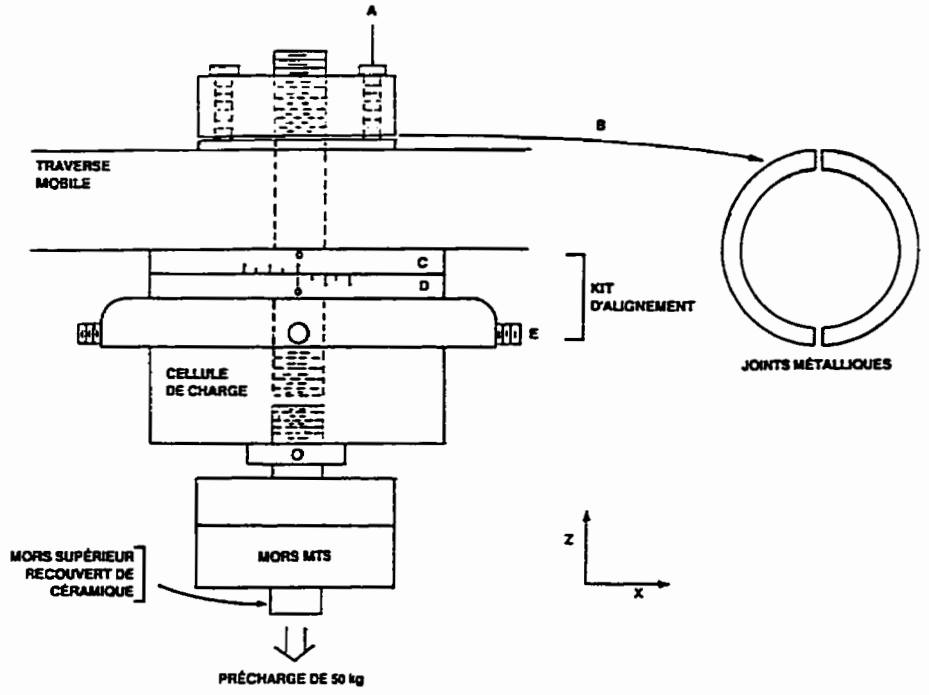


Figure 23 Cellule de charge et kit d'alignement

Lorsque ceci est fait nous pouvons déplacer la cellule de charge angulairement, à l'aide des disques C et D, ou en X et en Y, à l'aide des quatre vis E (disposées à 90°). Lorsque nous modifions l'alignement dans le plan X Y, dans la direction Y par exemple, nous devons premièrement dévisser la vis E1 et ensuite visser la vis E2 (voir la figure 24).

Si nous désirons faire un ajustement angulaire nous devons tourner les disques C et D en sens inverse. Après chaque modification nous devons resserrer la cellule de charge. Pour ce faire il faut:

-visser les quatre vis (A) jusque dans le fond;
-replacer les deux joints de serrage (B);
-dévisser les quatre vis (A).

Lorsque ceci est fait nous devons vérifier si les modifications ont amélioré l'alignement, il nous faut donc refaire fondre le *Wood's metal pot* et mesurer les déformations avec l'éprouvette munie de microjauges de déformations.

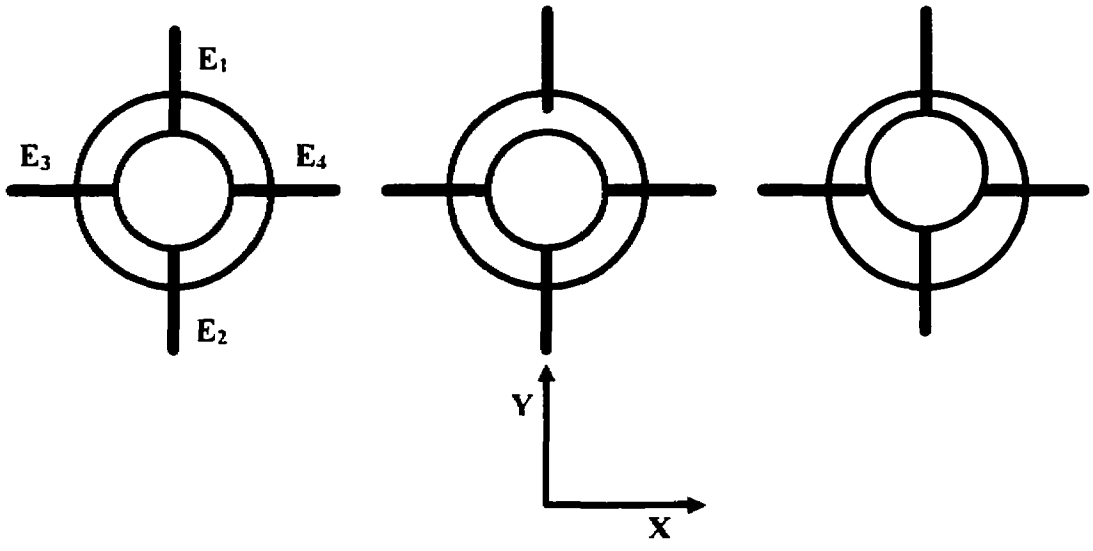


Figure 24: Ajustement de la cellule de charge dans la direction Y

3.-Fonctionnement de l'essai

Dans ce chapitre nous allons voir le fonctionnement proprement dit du programme TMF: dans la section 3.1 nous présentons la méthode à employer pour s'assurer que l'alignement du montage expérimental est correct, dans la section 3.2 nous présentons l'ordre dans lequel les conditions expérimentales doivent entrées dans le programme, dans la section 3.3 nous expliquons comment chauffer l'échantillon et dans la section 3.4 nous indiquons comment ajuster le CGM5 (*crack growth monitor*). À la fin de la section 3.4 (qui correspond à la fin de la prise de données) **le programme prend le contrôle de l'essai et tout se poursuit de façon entièrement automatique.**

3.1-Alignement avec le *Wood's metal pot*

Dans la partie inférieure de l'écran nous avons le menu suivant (si ce menu n'apparaît pas nous appuyons sur F8 jusqu'à ce qu'il apparaisse):

MSI""	RUN	YORK.D/ DATA_FILE	YORK.D/: CS80,140	:CS80,14 00,0	:CS80,14 00,1	continue	User2

Nous appuyons sur la touche F2 (RUN) et nous avons le message suivant dans le bas de l'écran:

The current machine status is ...

Crosshead clamped
Pump power is on
Actuator is active
No machine fault
Hydraulic Actuator:
Manifold HIGH pressure off

Do you want the load train alignement be performed(y/n)?

Si l'on désire faire l'alignement[10] (ce qui est presque toujours le cas) nous appuyons sur la lettre **y** et après sur **[return]**. Il faut brancher la prise de l'élément chauffant et l'écran devient:

Please press the REMOTE botton on 8500 console
to take computer control of INSTRON

Il faut appuyer sur ce bouton qui est situé sur la console Instron (voir la figure 25). Lorsque l'on appuie sur ce bouton la lumière entre le bouton et le mot "remote" s'allume (en rouge) et le message, à l'écran, devient :

"Well done Sir,
the HP300 has taken the control of INSTRON 8500 console

Current temperature in Wood's metal pot is XX.X C

[10] Si l'on ne désire pas faire l'alignement il faut appuyer sur **n** et ensuite sur **[return]**. Ainsi nous passons directement au premier écran de la page 23.

Il faut attendre que la température voulue soit atteinte (85°C). À ce moment le programme déclenche un signal sonore et le chauffage arrête automatiquement (par mesure de sécurité nous débranchons la fiche d'alimentation de l'élément chauffant).

Nous procédons à l'alignement et ensuite nous ouvrons le robinet d'eau pour refroidir le "Wood's metal pot". Lorsque que la température atteint 30°C l'écran devient:

The current machine status is ...

Crosshead clamped
Pump power is on
Actuator is active
No machine fault
Hydraulic Actuator:
Manifold HIGH pressure off

Do you want the load train alignement be performed(y/n)?

Nous tapons "**n**" et l'écran devient:

The current machine status is ...

Crosshead clamped
Pump power is on
Actuator is active
No machine fault
Hydraulic Actuator:
Manifold HIGH pressure off

Do you satisfied with the present machine status (y or n)? if not, please make ajustement.

Nous appuyons sur "**y**" et sur **[return]**.

Nous devons attendre 10 minutes pour être sûr que le refroidissement est complété.

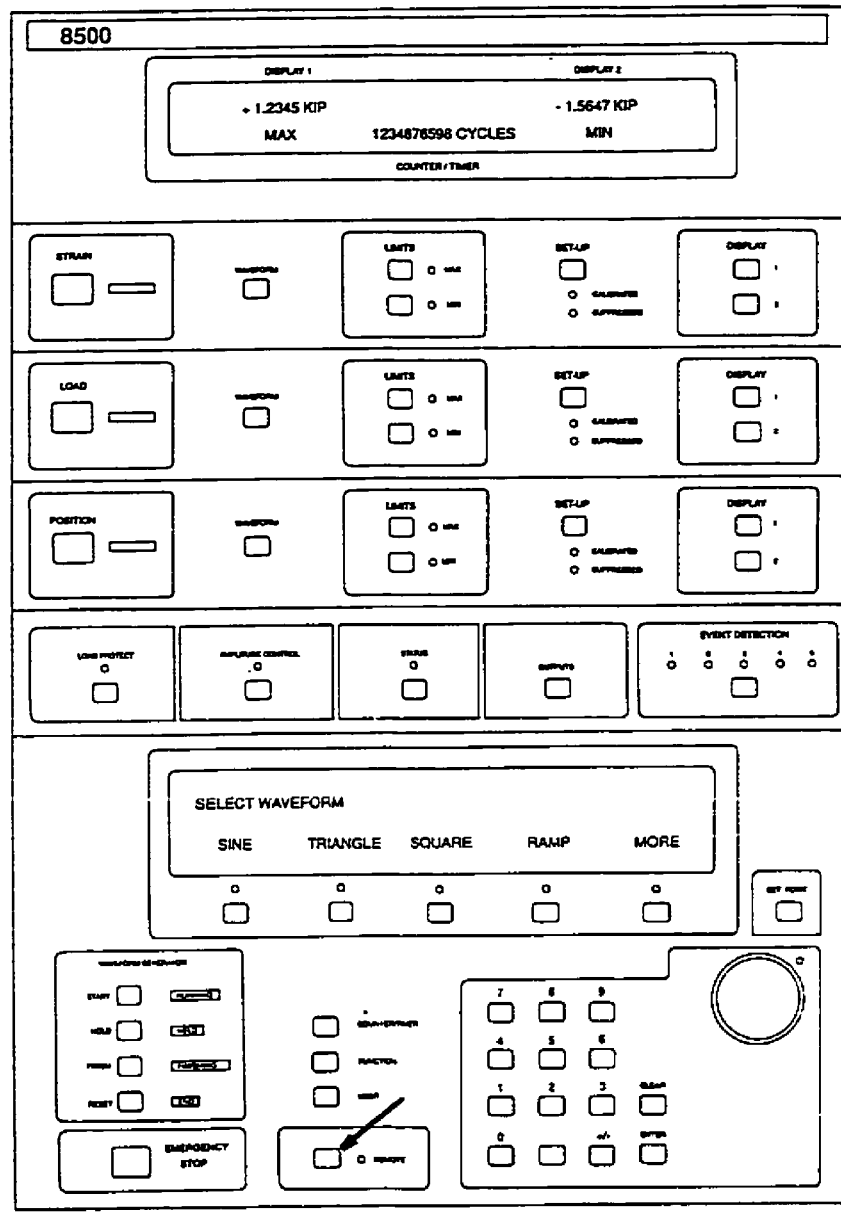


Figure 25 Console de contrôle de l'Instron 8500

3.2-Paramètres expérimentaux

Les questions suivantes apparaissent à l'écran:

1. The control mode of the test? **STRESS [return]**
2. The type of the test? **LCF [return]**
3. The serie number of the test? STxxx **exemple: ST01 [return]**
4.The specimen type? **STFT [return]**
5.The specimen mark name? X **exemple: SKN70050 [return]**
6.The material of the specimen? IN100 (par défaut) **exemple: PWA1484 [return]**
7.The mechanical load waveform? **exemple: TRIANGULAR [return]**
8.Total cycles Nf anticipited?10010 (par défaut) **exemple: 15000 [return]**
9. The testing operator's name? dai (par défaut) **exemple : simard[return]**

Wich of the above you want to change? 0 to ACCEPT all

L'écran est maintenant le suivant:

1. The control mode of the test? STRESS
2. The type of the test? LCF
3. The serie number of the test? ST01
4.The specimen type? STFT
5.The specimen mark name? SKN70050
6.The material of the specimen? PWA1484
7.The mechanical load waveform? TRIANGULAR
8.Total cycles Nf anticipited? 15000
9. The testing operator's name? simard

Wich of the above you want to change? 0 to ACCEPT all

Si nous voulons modifier une des entrées précédentes il faut taper le numéro de la question et appuyer sur **[return]**. Ensuite nous tapons la nouvelle entrée et nous appuyons de nouveau sur **[return]**.Lorsque l'on est satisfait de l'ensemble des entrées nous appuyons sur **[return]**, l'écran s'efface et la question suivante apparaît:

1.The specimen width W in inch? **exemple 0.3895 [return]**
2.The specimen thichness T in inch? **exemple 0.2835 [return]**
3.ACPD working current I in mA? 1000.0 [return]

Nous laissons la valeur par défaut car la lecture fournie sur le CGM5 peut changer lorsque la pièce est chauffée.

4.ACPD working channel gain in dB? 60 [return]
5.The amplitude of controlled stress in ksi? exemple 11.3395 [return]
6.The maximum tensile load Pmax in lbs? exemple 2700 [return]
7.The frequency of the load signal f in Hz? 1.0 [return]

Les tests se font en général à cette fréquence.

8.The R_ratio of the load signal? exemple 0.1001 [return]
9.The limit ACPD value to stop the test mV? 0.020 [return]

Wich of the above you want to change? 0 to accept all

L'écran est maintenant le suivant:

1.The specimen width W in inch? 0.3895
2.The specimen thichness T in inch? 0.2835
3.ACPD working current I in mA? 1000.0
4.ACPD working channel gain in dB? 60
5.The amplitude of controlled stress in ksi? 11.3395
6.The maximum tensile load Pmax in lbs? 2700
7.The frequency of the load signal f in Hz? 1.0
8.The R_ratio of the loaed signal? 0.1001
9.The limit ACPD value to stop the test mV? 0.020

Wich of the above you want to change? 0 to ACCEPT all

Si nous voulons modifier une des entrées précédentes il faut taper le numéro de la question et appuyer sur **[return]**. Ensuite nous tapons la nouvelle entrée et nous appuyons de nouveau sur **[return]**.Lorsque l'on est satisfait de l'ensemble des entrées on appuie sur **[return]**, l'écran s'efface et la question suivante apparaît:

1.The maximum safety Load in Kg? 3500 exemple 1500 [return]

Nous indiquons ici, par mesure de sécurité, la charge maximale que la machine de traction peut prendre, au delà de cette charge le test s'arrête automatiquement. Pour un essai dont Pmax égale 2700 livres (1227 kg) nous plaçons une limite de 300 kg (environ) au dessus de Pmax.

2.The minimum safety load in Kg? -1500 exemple -100 [return]

Nous inscrivons cette valeur dans tous les tests.

3.The maximum safety strain in %? 0.5 [return]
Étant donné que le test se fait en contrainte contrôlée (stress control) cette question ne s'applique pas.

4.The minimum safety strain in %? -0.5 [return]
Étant donné que le test se fait en contrainte contrôlée (stress control) cette question ne s'applique pas.

5.The maximum of stroke travel in mm? 3.0 [return]
Nous imposons une valeur maximale au déplacement du mors pour que si l'échantillon brise, le test puisse s'interrompre automatiquement.

6.Strain full scale of ext. wave in %? 0.5[return]
Étant donné que le test se fait en contrainte contrôlée (stress control) cette question ne s'applique pas.

7.Stress full scale of ext. wave in ksi? 150 exemple 20 [return]
La valeur que l'on inscrit ici fournit l'échelle du graphique généré lorsque l'essai sera en marche.

8.Maximum test temperature in deg F? exemple 1200 [return]
9.Minimum test temperature in deg F? exemple 1200 [return]

Wich of the above you want to change? 0 to accept all

L'écran est maintenant le suivant:

1.The maximum safety Load in Kg? 1500
2.The minimum safety load in Kg? -100
3.The maximum safety strain in %? 0.5
4.The minimum safety strain in %? -0.5
5.The maximum of stoke travel in mm? 3.0
6.Strain full scale of ext. wave in %? 0.5
7.Stress full scale of ext. wave in ksi? 20
8.Maximum test temperature in deg F? 1200
9.Minimum test temperature in deg F? 1200

Wich of the above you want to change? 0 to ACCEPT all

Nous tapons : 0 **[return]**

La question suivante apparaît:

1.The maximum safety Load in Kg? 1500
2.The minimum safety load in Kg? -100
3.The maximum safety strain in %? 0.5
4.The minimum safety strain in %? -0.5
5.The maximum of stoke travel in mm? 3.0
6.Strain full scale of ext. wave in %? 0.5
7.Stress full scale of ext. wave in ksi? 20
8.Maximum test temperature in deg F? 1200
9.Minimum test temperature in deg F? 1200

Do you want to check again? (1) to accept all

Nous tapons sur **[return]** et les questions recommencent au début mais maintenant les valeurs que nous y avons inscrites ont remplacé les valeurs par défaut. Si nous appuyons sur **[return]** la valeur inscrite précédemment est conservée, si nous voulons la modifier nous n'avons qu'à taper la valeur exacte et appuyer sur **[return]**. Nous pouvons ainsi vérifier successivement toutes les entrées.

Lorsque toutes les entrées sont vérifiées, la question suivante apparaît de nouveau:

1.The maximum safety Load in Kg? 1500
2.The minimum safety load in Kg? -100
3.The maximum safety strain in %? 0.5
4.The minimum safety strain in %? -0.5
5.The maximum of stoke travel in mm? 3.0
6.Strain full scale of ext. wave in %? 0.5
7.Stress full scale of ext. wave in ksi? 20
8.Maximum test temperature in deg F? 1200
9.Minimum test temperature in deg F? 1200

Do you want to check again? (1) to accept all

Nous appuyons sur: **1** suivi de **[return]**

Il s'ensuit une période d'attente car toutes les données sont mises dans un fichier. Lorsque les données sont transférées dans le fichier. le message suivant apparaît dans le bas de l'écran:

Input process is finished

3.3-Chauffage de l'échantillon

Quelques instants après le message change pour:

> **Please press the REMOTE botton on 8500 console**
> **to take computer control of INSTRON**

Nous appuyons sur **REMOTE,** l'écran change pour:

> **Well done Sir,**
> **the HP300 has taken the control of INSTRON 8500 console**
>
> **Do you want to turn on the RF power for high temperature test (y/n)**

Nous appuyons sur **y** et après sur **[return]**.

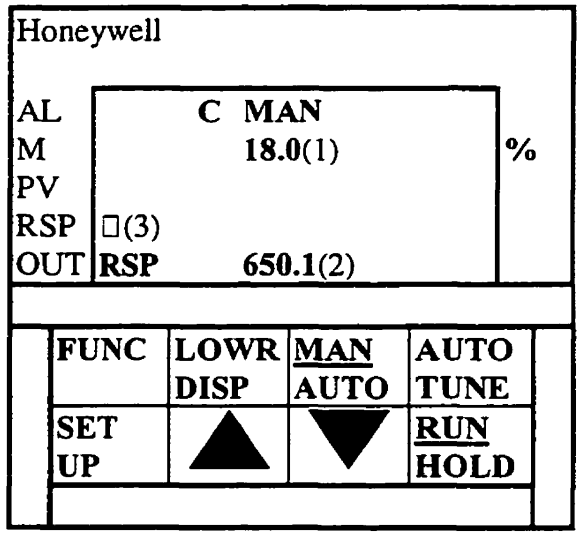
Nous avons l'écran suivant:

> **Well done Sir,**
> **the HP300 has taken the control of INSTRON 8500 console**
>
> **Check the starting temperature on UDC3000**
> **then enter!**

Il ne faut pas immédiatement appuyer sur "Enter" car nous devons chauffer la pièce en mode manuel.

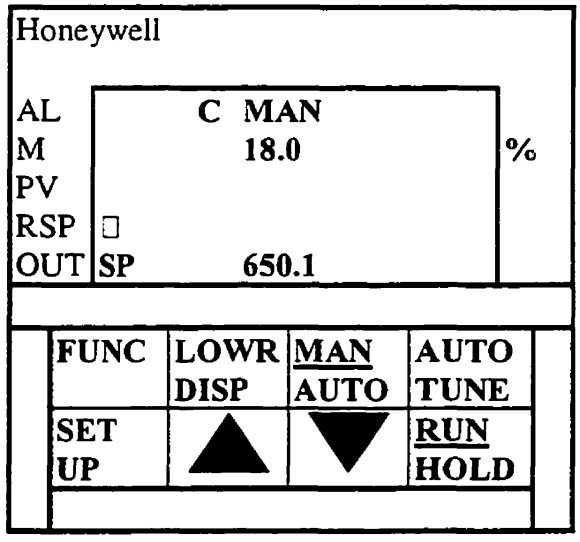
Nous devons vérifier si la programmation du contrôleur de température est correcte.

Nous appuyons sur **LOWR DIS** et nous devons avoir l'écran suivant.

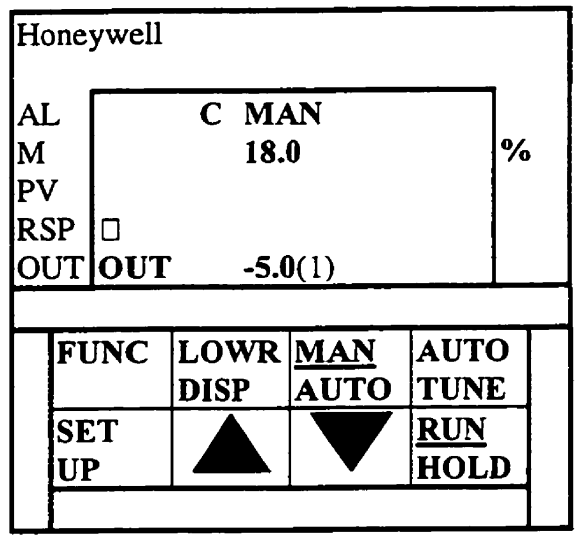


En (1) nous avons la température de l'échantillon en degrés Celcius. En (2) nous avons la température visée et en (3) le à droite de RSP indique que la fonction Remote Set Point est enclenchée. Cette fonction fait en sorte que lorsque le test s'arrête. le chauffage s'arrête aussi.

Nous appuyons encore sur **LOWR DIS** et nous devons avoir maintenant:

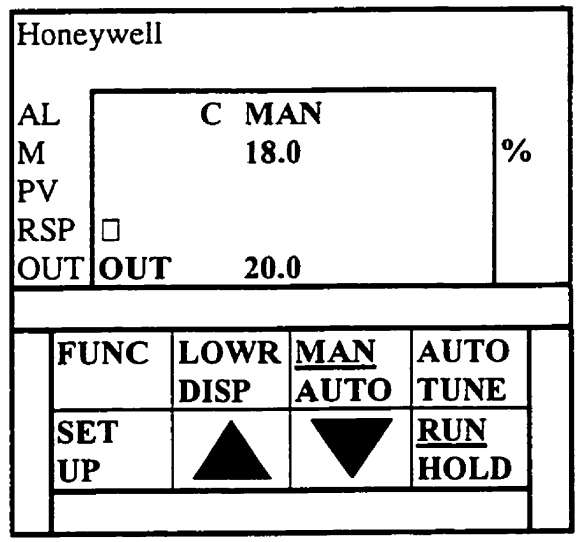


Nous appuyons encore sur **LOWR DIS** et nous devons avoir l'écran suivant.

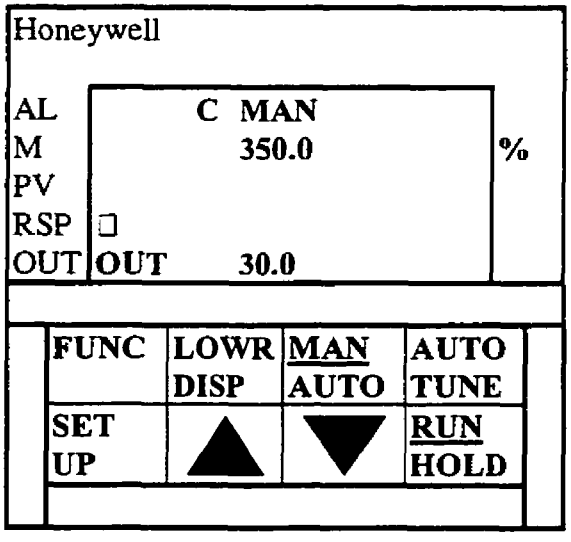


En (1) nous avons la puissance fournie par le générateur. Si la puissance, avant de commencer l'essai, avait été à une autre valeur que -5.0% il aurait été impossible de chauffer la pièce.

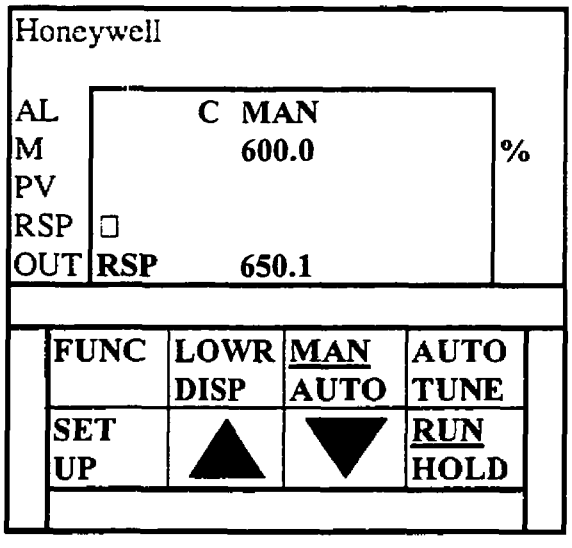
Premièrement nous montons la puissance à 20%. Pour ce faire nous appuyons sur la touche ▲ jusqu'à ce que en (1) nous ayons 20.0. Nous devons voir ceci:



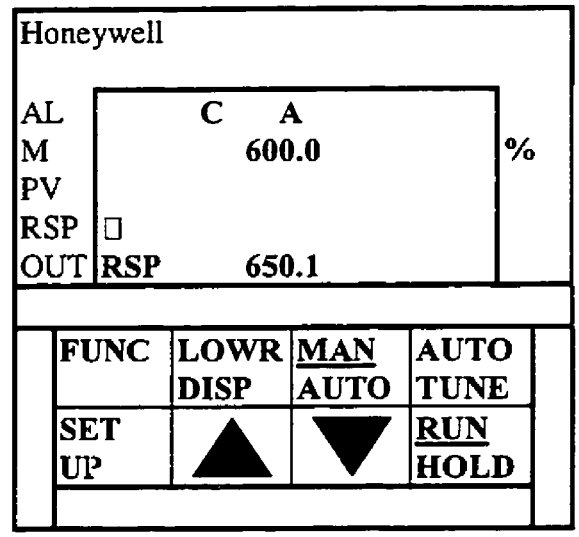
Deuxièmement , vers 350°C nous augmentons la puissance à 30.0 % et l'on voit ceci:



Troisièmement, vers 600°C nous appuyons sur | MAN AUTO | et le panneau suivant:



devient:



La lettre "A", pour le contrôle automatique, apparaît et nous attendons environ 10 minutes pour que la température se stabilise.

Si la fonction RSP (Remote Set Point) n'était pas en action il faut maintenant appuyer sur:

FUNC

Nous appuyons sur **[return]** et l'écran suivant apparaît:

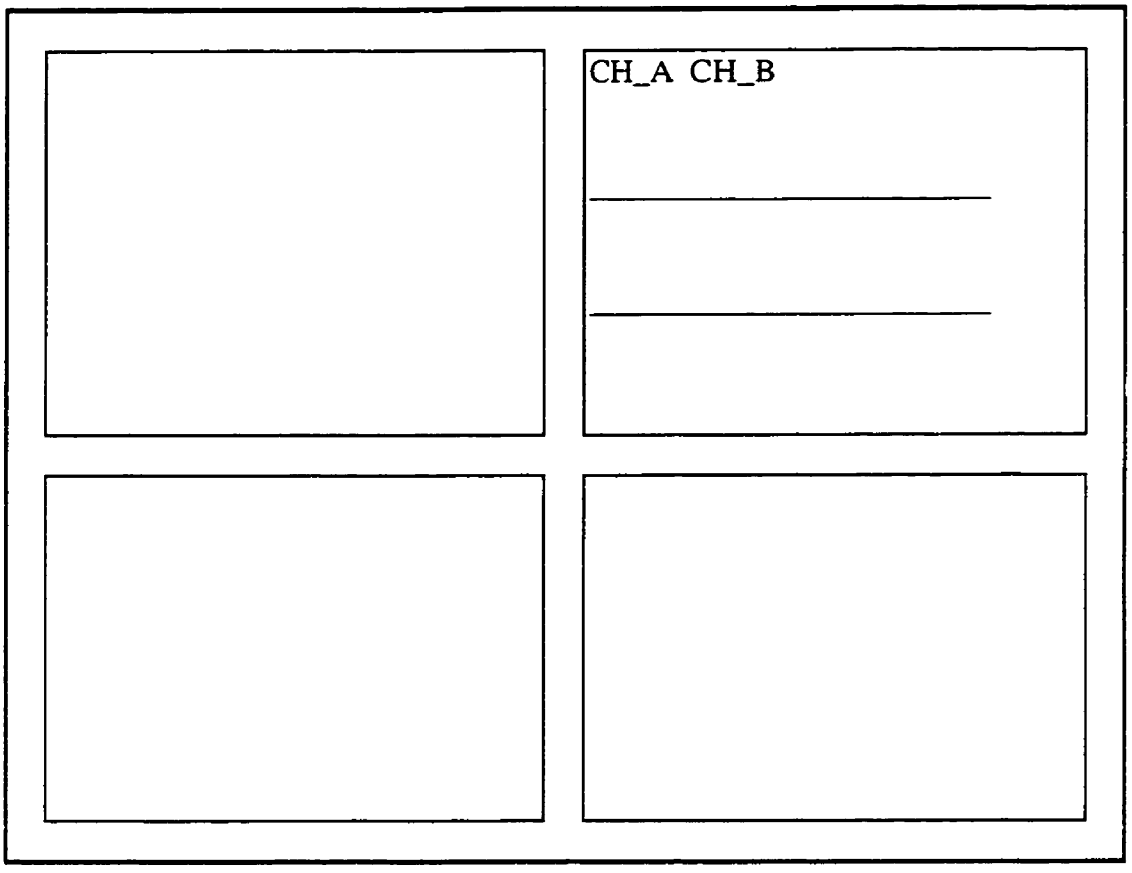
Well done Sir,
the HP300 has taken the control of INSTRON 8500 console

After the ACPD setup record is taken, please turn on the high pressure...

Avant d'appuyer sur **high pressure** de l'Instron nous devons procéder à l'ajustement et aux prises de données du CGM5.

3.4-Ajustement et prise de données du CGM5

Nous tapons **Call Switch(0)** et **[return]**. Sur l'écran de l'ordinateur apparaissent les quatre graphiques suivant.



Si nous appuyons sur **[MENU]** deux fois, nous obtenons, sur le bas de l'écran, le menu suivant:

EXIT	LEFT	RIGHT	YORK.D/: CS80,140	:CS80,14 00,0	:CS80,14 00,1	continue	User2
F1	**F2**	**F3**	**F4**	**F5**	**F6**	**F7**	**F8**

En appuyant sur F2 (sous-routine **Call Switch(0)**) le CGM5 lit la différence de potentiel du canal A sur le côté gauche (0) et si nous appuyons sur F3 (sous-routine **Call Switch(1)**) il lit la différence de potentiel du canal A sur le côté droit (1).

Le seul graphique qui nous intéresse est celui en haut à droite (en abscisse nous avons le temps et en ordonnée nous avons la différence de potentiel). Une des deux courbes

représente la différence de potentiel du canal de travail (A) et l'autre représente le canal de référence (B). Le canal de travail (A) mesure la différence de potentiel provenant de la fissure et le canal de référence (B), dont les fils de lecture sont placés à un endroit où il n'y aura pas de fissure, sert à mesurer la différence de potentiel provenant des modifications métallurgiques de l'éprouvette.

Étant donné qu'une fissure peut s'initier d'un bord aussi bien que de l'autre nous avons placé des sondes de lecture à gauche et à droite de l'échantillon. Lorsque nous appuyons sur F2 (**call switch(0)**) le canal A lit à gauche et lorsque nous appuyons sur F3 (**call switch(1)**) le canal A lit à droite de l'échantillon. Le CGM5 peut procéder de deux façons pour mesurer le potentiel, soit en mode automatique ou soit en mode manuel. Dans les deux cas la première étape consiste à ajuster le courant (nombre d'ampères et fréquence).

3.4.1-Ajustement du courant

Pour ajuster le courant il faut placer l'*interrupteur 8* en position supérieure. Lorsque ceci est fait le *cadran d'affichage 1* (voir la figure 26) indique l'ampèrage (affichage en ampère). Nous tournons le *potentiomètre 10* jusqu'à ce que nous obtenions 1.000 ampère et ensuite nous plaçons l'*interrupteur 8* en position médiane. Par la suite nous choisissons la fréquence du courant en plaçant l'*interrupteur 6* à la position voulue (en général 30 kHz).

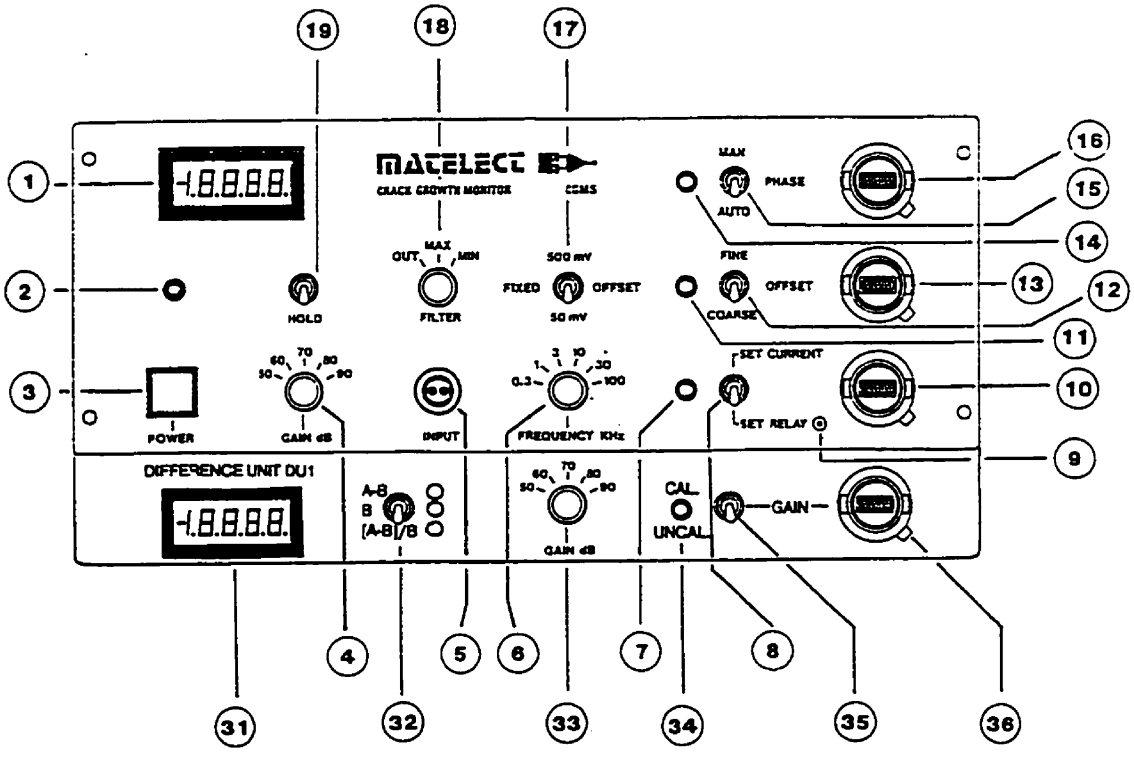


Figure 26 Panneau frontal du CGM5

3.4.2-Lecture de la différence de potentiel du canal de travail (canal A)

3.4.2.1-Lecture en mode automatique

Lorsque l'*interrupteur 15* est en position basse (AUTO) la phase s'ajuste automatiquement, c'est-à-dire que le CGM5 cherche la phase où la différence de potentiel est maximale.

-Choix de l'amplification

L'*interrupteur 4* permet de choisir l'amplification du signal mesuré par le canal (A). Nous cherchons à obtenir l'amplification maximale tout en ayant un bruit de fond acceptable. Si le bruit de fond est trop élevé le *témoin lumineux 14* se met à clignoter. Nous essayons donc une amplification de 60 dB et nous vérifions si la lumière clignote (pour le côté gauche(0) et pour le côté droit(1)). Avec ce montage il peut arriver que nous puissions travailler avec une amplification de 60 dB mais jamais plus de 60 (70, 80 ou 90dB). En général, l'amplification minimale de 50 dB est la seule qui fournit un bruit de fond acceptable.

Temps de stabilisation

Nous notons, lorsque nous sommes en mode automatique, que la valeur de la lecture change pour enfin, après un certain temps, se stabiliser. C'est le délai de temps nécessaire pour que le CGM5 trouve la valeur maximale de la différence de potentiel. Il faut prendre en note le temps nécessaire pour atteindre ce maximum et on recommence la même chose de l'autre côté.

La valeur maximale obtenue impose l'intervalle de prise de données. En effet, avant d'enregistrer une valeur il faut attendre que le signal soit à sa valeur maximale. S'il faut attendre 70 secondes pour que le signal se stabilise il est inutile de prendre la différence de potentiel à tout les 50 cycles.

Nous notons les valeurs obtenues pour les différences de potentiel (du côté gauche (0)) et du côté droit (1)) et de l'amplification. Si une des lectures de la différence de potentiel (du côté gauche (0) ou du côté droit (1)) ne se stabilise pas dans un délai de 100 secondes nous fonctionnons en mode manuel.

3.4.2.2-Lecture en mode manuel

Pour utiliser la phase en mode manuel il faut que l'*interrupteur 15* soit en position haute (MAN). Si nous décidons d'utiliser le mode manuel il faut faire l'ajustement de la phase avant de chauffer l'éprouvette. Si cette dernière est déjà chauffée, il faut arrêter le Tocco

(mettre la puissance du contrôleur de température Honeywell à -5%). Il est inutile d'attendre que la pièce soit refroidie[11].

Choix de la phase

À l'aide du *potentiomètre 16* nous pouvons placer la lecture du potentiel en phase (0 ou 180 degrés) ou hors phase (90 degrés). En plaçant la lecture en phase nous minimisons le bruit de fond et nous utiliserons donc une phase de 0 ou de 180 degrés lorsque nous serons en mode manuel (pour plus de détails allez voir l'annexe E). Nous notons la valeur du potentiel ainsi que le nombre inscrit sur le potentiomètre (pour ce côté de l'éprouvette) et nous intervertissons la lecture du canal A, à l'aide de F2 ou de F3, et nous Recommençons pour ce nouveau côté d'éprouvette. Pour le premier côté nous obtenons les valeurs suivantes (lorsque le contrôleur de température est à -5%):

	canal A lecture en phase (0°)			
	0 (gauche)	1 (droit)	canal B (référence)	phase
différence de potentiel	**0.0163**	0.0134	**0.099**	**653**

Dans l'exemple précédent nous avons imposé la phase sur le côté gauche (0). Si maintenant nous imposons la phase sur le côté droit (1) nous obtenons les valeurs du tableau suivant.

	canal A lecture en phase (0°)			
	0 (gauche)	**1 (droit)**	canal B (référence)	phase
différence de potentiel	0.0157	**0.0144**	**0.010**	**675**

Que l'on impose la phase à 0° d'un bord ou de l'autre de l'échantillon, les valeurs obtenues sont très près[12] l'une de l'autre et nous choisissons arbitrairement celle que l'on veut. Après avoir choisi la phase il ne faut plus la modifier[13] et nous pouvons de nouveau

[11] Le bruit de fond qui rend impossible l'ajustement d'une phase précise en mode manuel provient du chauffage par induction, si le Tocco n'envoie plus de puissance le bruit de fond est faible.

[12] Si tel n'était pas le cas il faudrait démonté l'échantillon pour s'assurer qu'il est conforme.

[13] La phase ne sera pas (ou peu) modifiée lorsque nous chaufferons l'éprouvette.

chauffer l'éprouvette. Lorsque la température s'est stabilisée nous pouvons choisir l'amplification et procéder à la prise de données.

Choix de l'amplification

Nous utilisons la même procédure que pour le mode automatique.

Prise de données en mode manuel

Les valeurs obtenues ne sont plus les mêmes car le générateur d'induction entraîne un bruit de fond important. Nous devons prendre en note les nouvelles valeurs.

3.4.3-Ajustement du canal de référence (canal B)

Les *interrupteurs 32* et *35* doivent toujours être aux positions suivantes:

-*interrupteur 32* en position médiane (B);
-*interrupteur 35* en position supérieure (CAL.).

Le seul ajustement à faire est celui de l'amplification du signal reçu. Nous cherchons à obtenir la même amplification que pour le canal A[14] tout en ayant un bruit de fond acceptable, ce qui est le cas lorsque le *témoin lumineux 34* clignote (inversement au canal A).

3.4.4-Fin de la prise de données

Que l'on soit en mode manuel ou en mode automatique nous devons maintenant appuyer sur **high pressure** et ensuite appuyer deux fois sur [MENU]. Le menu suivant apparaît dans le bas de l'écran.

EXIT	LEFT	RIGHT	YORK.D/: CS80,140	:CS80,14 00,0	:CS80,14 00,1	continue	User2
F1	F2	F3	F4	F5	F6	F7	F8

Nous appuyons sur F1 (exit), ce qui termine l'étape "Ajustement et prise de données du CGM5". Nous avons le message suivant qui apparaît à l'écran de la page suivante:

Calibration of HP3852 is going on...

Et ensuite, apparait cet écran:

[14] En général, nous n'avons pas de difficulté pour obtenir cette amplification.

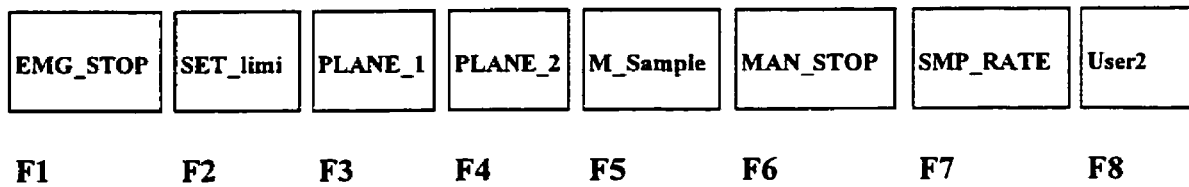
-1-The control mode of the test? STRESS
-2-The type of the test? LCF
-3-The serie number of the test? ST01
-4-The specimen type? STFT
-5-The specimen mark name? SKN70050
-6-The material of the specimen? PWA1484
-7-The mechanical load waveform? TRIANGULAR
-8-Total cycles Nf anticipited? 15000
-9 -The testing operator's name? simard
-10-The specimen width W in inch? 0.3895
-11-The specimen thichness T in inch? 0.2835
-12-ACPD working current I in mA? 1000.0
-13-ACPD working channel gain in dB? 60
-14-The amplitude of controlled stress in ksi? 11.3395
-15-The maximum tensile load Pmax in lbs? 2700
-16-The frequency of the load signal f in Hz? 1.0
-17-The R_ratio of the loaed signal? 0.1001
-18-The limit ACPD value to stop the test mV? 0.010
-19-The maximum safety Load in Kg? 1500
-20-The minimum safety load in Kg? -100
-21-The maximum safety strain in %? 0.5
-22-The minimum safety strain in %? -0.5
-23-The maximum of stoke travel in mm? 3.0
-24-Strain full scale of ext. wave in %? 0.5
-25-Stress full scale of ext. wave in ksi? 20
-26-Maximum test temperature in deg F? 1200
-27-Minimum test temperature in deg F? 1200
-28-DATE 18 Mar 1993 TIME 17:25:44

Do you want to set 8500 from the front panel (n or y),
Last chance for manual setting!

Nous appuyons sur [**n**] et [**return**] et l'essai se met en marche. **Il ne nous reste plus qu'à entrer les limites sur le voltage (section 3.4) pour que l'essai continue de façon entièrement automatique .**

3.5-Clés de fonctions lorsque l'essai est en marche

Lorsque l'essai est en marche[15] le menu suivant apparait (si nous appuyons deux fois sur la touche menu).



EMG_STOP:
La touche F1 arrête immédiatement l'essai et aucune lecture de différence de potentiel (ACPD) n'est faite.

SET_lim:
En appuyant sur F2 nous pouvons modifier les valeurs de potentiels pour lesquelles l'essai s'arrêtera (V1 et V2 sont à la valeur de 0.010 V par défaut). Lorsque l'essai a fonctionné pendant quatre cents cycles nous prenons les valeurs de potentiels pour chaque canal et nous leurs ajoutons 10 mV. Nous utilisons ces nouvelles valeurs comme limites pour l'arrêt de l'essai. **Après avoir inscrit ces valeurs l'essai se poursuivra de façon entièrement automatique.**

PLANE_1et PLANE_2:
Les touches F3 et F4 permettent de changer, à loisir, le panneau de graphiques qui nous permettent de suivre en continu le déroulement de l'essai.

M_Sample:
La touche F5 permet d'enregistrer un cycle à n'importe quel moment durant l'essai.

MAN_STOP:
La touche F6 permet d'arrêter manuellement l'essai tout en enregistrant le dernier cycle.

SMP_RATE:
La touche F7 permet de changer l'intervalle échantillonnal (par défaut, à tous les 100 cycles).

User2:
La touche F8 n'est pas utilisée durant l'essai.

---

[15] Lorsque l'essai fonctionne, le programme permute automatiquement le canal de lecture (canal A). Il lit donc, alternativement, le voltage du côté gauche et du côté droit.

3.6-Séparation des surfaces de rupture

Pour séparer les deux surfaces de rupture il faut continuer l'essai de fatigue à la température ambiante; il faut donc attendre que l'échantillon soit refroidi (T<50°C). Ceci a pour avantage de marquer la surface de rupture car la partie de la fissure qui a progressé à haute température est plus foncée (à cause de l'oxydation). Lorsque l'échantillon est refroidi nous coupons l'alimentation en eau du générateur Tocco et nous enlevons le mors inférieur et la bobine d'induction et nous plaçons un vieux mors. Il faut ajuster la machine de traction de la façon suivante:

Remplacement du mors

Load
immédiatement
set point
0 **[ENTER]**
Position
immédiatement

La charge est à zéro et la position des mors est fixe. Nous devons remplacer le mors inférieur par un mors usager afin de ne pas endommager un mors en bon état.

Paramètres de chargement
Load
immédiatement
set point
100 **[ENTER]**
hydraulics: high
waveform
cyclic
triangular
amplitude
550 **[ENTER]** (l'amplitude correspond ici à DP/2)
frequency
10 **[ENTER]**
set point
650 **[ENTER]** (la valeur inscrite correspond à P_{moy})
start
Dans le précédent exemple la charge moyenne sera de 650 kg et nous aurons un maximum de 1100 kg et un minimum de 100kg. La charge, au cours d'un cycle, passera donc de 650 kg à 1100kg pour ensuite diminuer à 100kg et finalement terminer le cycle à 650kg.

4.-Traitement de données
4.1-Longueur de fissure

Pour mesurer la longueur de la fissure il faut premièrement photographier la surface de rupture et faire un agrandissement 8" X 10". La photographie devra être subdivisée, comme nous pouvons le voir à la figure 27, en huit sections d'égale largeur (longitudinalement à la fissure).

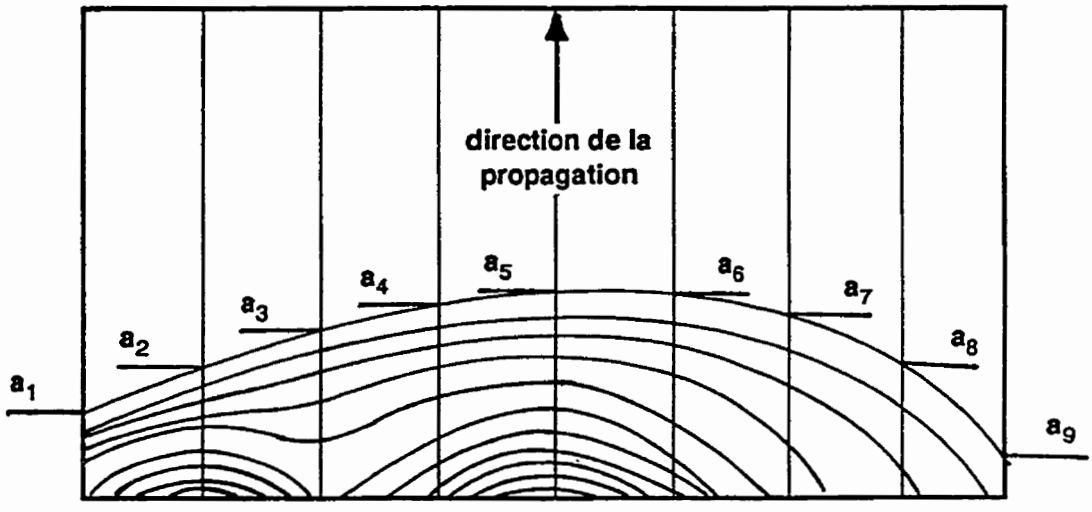


Figure 27 Subdivisions de la photographie d'une fissure pour la mesurer

Lorsque ceci est fait nous allons dans Lab Window et nous faisons exécuter le programme Fissure.bas. Un panneau de dialogue apparait (figure 28) et nous devons y inscrire:

-le nom de l'essai;
-la largeur réelle de l'éprouvette (en pouce);
-la largeur de l'éprouvette mesurée sur la photographie (en mm);
-les neuf longueurs mesurées (a_1, a_2,...,a_9) sur la photographie (en mm).

Lorsque toutes les informations sont inscrites nous avons quatre actions possibles, soit:

-**Calculs** (calcule la longueur de la fissure et trace le croquis de la fissure);
-**Impression** (imprime le panneau de dialogue);
-**Sortie** (arrête l'exécution du programme);
-**Remettre à zéro** (efface toutes les données inscrites).

Nous pouvons nous déplacer, dans le panneau de dialogue, à l'aide de la souris et les quatre boutons de commandes sont actionnés par cette dernière. De plus nous avons, à la figure 29, le panneau de dialogue après que l'on ait appuyé sur le bouton **Calculs**.

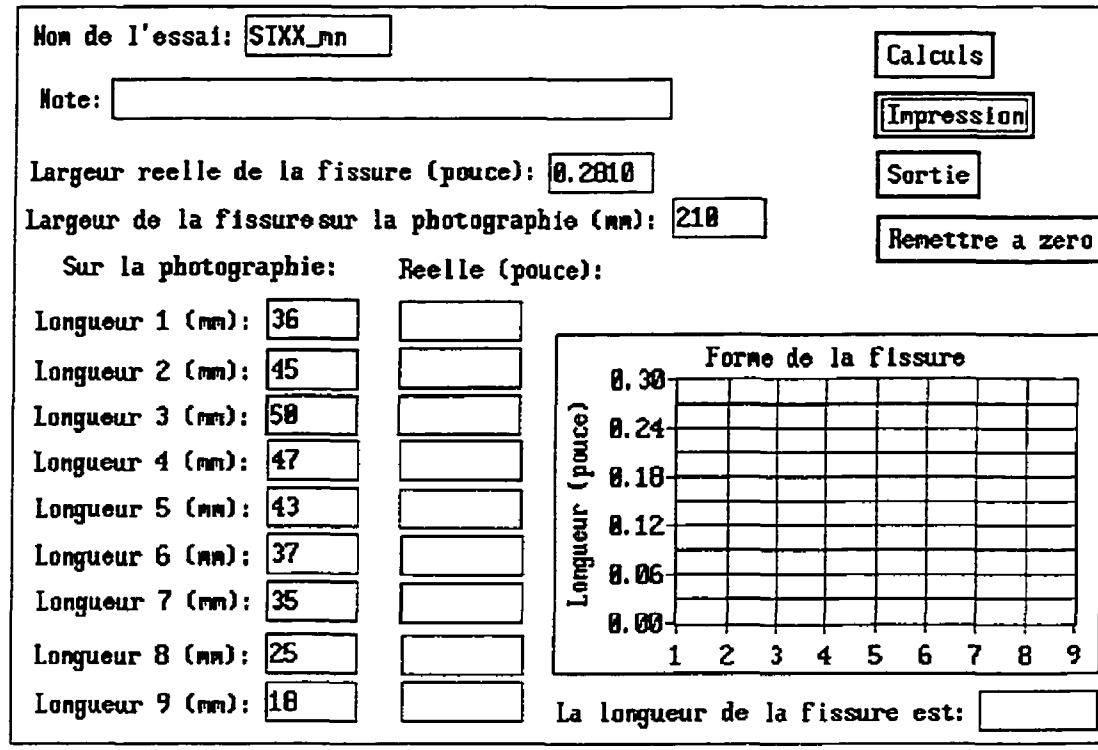


Figure 28 Panneau de dialogue du programme Fissure.bas (avant les calculs)

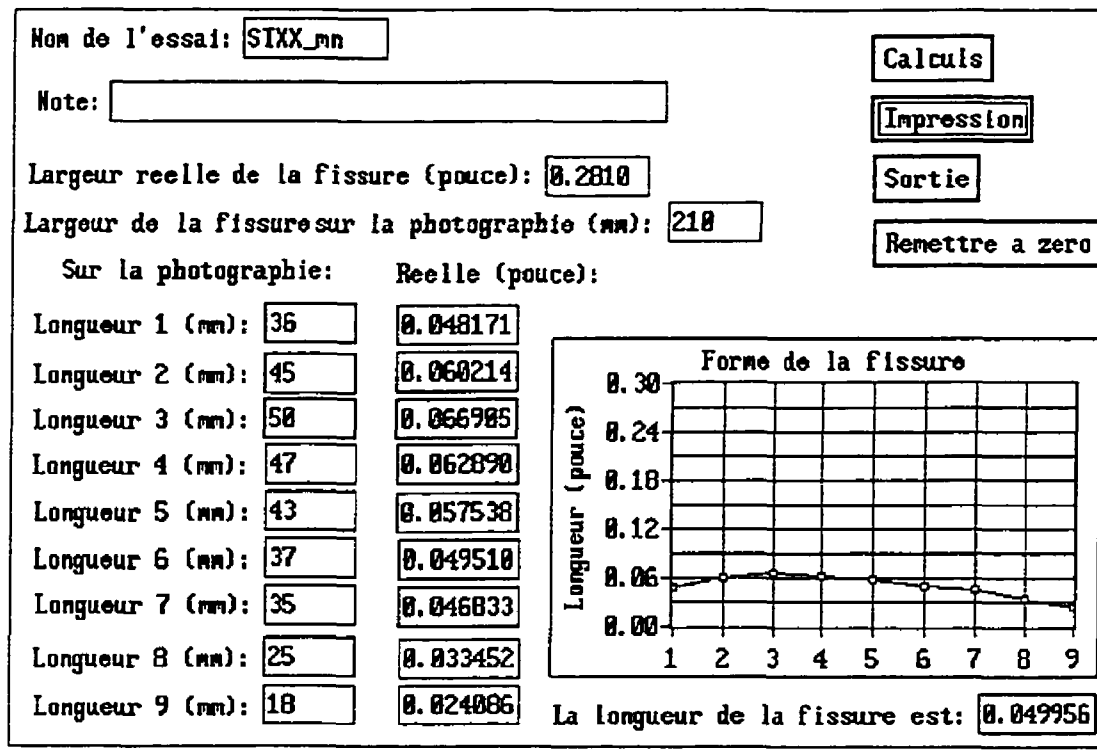


Figure 29 Panneau de dialogue du programme Fissure.bas (après les calculs)

4.2-Transfert de HP à IBM
4.2.1-Initialiser une disquette en format HPLIF

Nous initialisons une disquette en format HPLIF en utilisant le logiciel LIF. Sur le compatible IBM nous tapons **LIF** suivi de **[ENTER]** et nous sélectionnons le dernier item du menu, soit: **Initialize**

Initialize disk in HP LIF format.

Nous obtenons un nouvel écran et après avoir répondu à toute les questions nous obtenons ceci:

LIF Initialize

LIF drive name:	**B:**
Disk type:	**3 1/2" high density (black disk)**
Sector size:	**256 bytes (disk capacity= 1232 KB)**
Interleave:	**2**
Directory size:	**240 files**
Volume label:	**HPLIF**

Disk type to be initialized

1 NEXT CHOICE	2 PREV CHOISE	3 NEXT FIELD	4 PREV FIELD	5 START	6	7 DEFAULT VALUE	8 MAIN MENU

Nous appuyons sur F5 (start) et lorsque la disquette est initialisée (3 ou 4 minutes) nous obtenons l'écran qui suit.

LIF Initialize

You can terminate this function by pressing the [ESC] key during execution.

Drive;	**B:**	**Disk type:**	**3 1/2" high density (black disk)**
Sector size:	**256**	**Interleave:**	**2**
Directory size:	**240**	**Volume label:**	**HPLIF**

Formatting completed

1	2	3	4	5	6	7	8 CONTINUE

Nous appuyons sur F8 et ensuite nous sortons de LIF.

4.2.2-Fichiers de données

4.2.2.1-Transfert des fichiers de données sur disquette HPLIF

Les fichiers que nous transférons ici ne sont pas les fichiers complets de chaque cycle. Nous obtenons seulement, à l'aide de cette procédure, le fichier des valeurs maximales de potentiels. Les fichier complets des deux cycles pris à chaque intervalle de lecture restent sur le disque dur du HP 300.

Nous plaçons une disquette formatée en HPLIF sur le lecteur 3 1/2" du HP 300 et nous tapons :
Call Backup [ENTER.][16]
Le message suivant apparait (nous utilisons encore à titre d'exemple l'essai ST01):

- File name ?
ST01 [ENTER]

-Short name for floppy disk?
ST01 [ENTER]

Les fichiers sont alors transférés sur la disquette.

4.2.2.2-Transfert de HPLIF À DOS

La disquette de la section précédente contient les fichiers nécessaires pour obtenir le nombre de cycles pour l'obtention d'une fissure de 1/64" mais ils sont dans le format HPLIF. Il nous faut maintenant les transférer en DOS et pour ce faire nous utilisons le logiciel **LIF**. Sur le compatible IBM nous tapons **LIF** suivi de **[ENTER]** et nous sélectionnons le premier item du menu, soit:

LIF to DOS Copy
Copy LIF file(s) or an entire LIF disk to a DOS disk/directory.

Nous obtenons un nouvel écran et après avoir répondu à toute les questions nous retrouvons avec l'écran représenté à la page suivante.

---

[16] Nous utilisons la même sous-routine pour les essais SEN.

LIF to DOS Copy

LIF drive name:	**B:**
LIF file name:	**ST01_***
DOS directory name:	**C:\STFT\TMP**
Copy as:	**Same as source name**
File name conversion:	**Extension**
Duplicate file name:	**Make unique name**
File format conversion:	**DOS text (ASCII, HP-UX, S80 DATA, Pascal TEXT)**

Select a method from the file conversions avalaible and applicable file types shown.

1 NEXT CHOICE	2 PREV CHOISE	3 NEXT FIELD	4 PREV FIELD	5 START	6	7 DEFAULT VALUE	8 MAIN MENU

Nous appuyons sur F5 (start) et lorsque tous les fichiers sont transférés nous obtenons l'écran qui suit.

LIF to DOS Copy

Copying ST01_mn to C:\STFT\TMP\ST01_MN
Copying ST01_mn1 to C:\STFT\TMP\ST01_MN1
Copying ST01_rp to C:\STFT\TMP\ST01_RP
Copying ST01_smp to C:\STFT\TMP\ST01_SMP
Copying ST01_cal to C:\STFT\TMP\ST01_CAL
5 file(s) have been copied

Utility Completed successfully

1	2	3	4	5	6	7	8 CONTINUE

Nous appuyons sur F8 et ensuite nous sortons de LIF.

4.2.2.3-Correction du fichier de données

Le fichier de données doit être modifié. Nous avons au table suivant le fichier brut obtenu à la section précédente. Les endroits qui doivent être modifiés sont indiqués par des chiffres entre parenthèses.

Tableau 1 Fichier brut d'un essai STFT

	(1)	(2)					
No.Cycles	"SNmax__%"	"SNmin__%"	"Crack(mm)"	"VAmax__(V)"	"VBmax__(V)"	"VAmin__(V)"	"VBmin__(V)"
(3)							
0.0649 (4)	0.02202 (5)	0.8524 (6)					
(7)							
201	20.14937	2.08415	1.15804	0.06469	-0.02880	0.06239	-0.02975
401	20.14682	2.08670	1.15077	0.06428	-0.02901	0.06247	-0.02975
.	.	.	.	.	.	.	.
:	:	:	:	:	:	:	:
7801	20.14172	2.08798	1.15860	0.06472	-0.02916	0.06303	-0.02981
8001	20.13408	2.08893	1.16084	0.06484	-0.02916	0.06308	-0.02973
8201	20.14427	2.08511	1.15860	0.06472	-0.02924	0.06320	-0.02982
8401	20.13153	2.08479	1.16308	0.06497	-0.02927	0.06317	-0.02995
8601	20.14427	2.09148	1.16671	0.06517	-0.02925	0.06320	-0.03010
8801	20.14172	2.08957	1.17259	0.06550	-0.02910	0.06320	-0.03013
9001	20.12643	2.08575	1.17930	0.06587	-0.02911	0.06327	-0.03029
9201	20.14172	2.08957	1.18350	0.06611	-0.02911	0.06344	-0.03044
9401	20.12134	2.09180	1.18881	0.06641	-0.02938	0.06350	-0.03075
9601	20.14172	2.08383	1.19720	0.06688	-0.02936	0.06384	-0.03079
9801	20.15956	2.07842	1.19972	0.06702	-0.02941	0.06395	-0.03087
10001	20.15447	2.08288	1.20476	0.06730	-0.02977	0.06420	-0.03126
10201	20.16211	2.09180	1.21259	0.06773	-0.02962	0.06470	-0.03127
10401	20.14427	2.08033	1.22350	0.06834	-0.02967	0.06522	-0.03115
10601	20.13663	2.08097	1.23189	0.06881	-0.03006	0.06580	-0.03173
10801	20.15702	2.08925	1.24503	0.06955	-0.03022	0.06647	-0.03206
11001	20.13663	2.08352	1.25427	0.07006	-0.03041	0.06691	-0.03220
11201	20.14937	2.07842	1.26266	0.07053	-0.03044	0.06780	-0.03198

Il faut effectuer les modifications suivantes[17]:

-pour **(1)** et **(2)** il faut enlever les espaces entre % et ";

-**(3)** il faut enlever la ligne vide;

-**(4)** mettre la vraie longueur (en pouce);

-**(5)** mettre le nombre de lignes de données (excluant cette ligne);

-**(6)** effacer ce nombre;

-**(7)** il faut enlever la ligne vide.

[17] Nous faisons les mêmes modifications pour les essais SEN.

Lorsque ceci est fait nous obtenons le fichier du tableau 2 et il peut maintenant être traité par le logiciel de dépouillement STFTLIFE.

Tableau 2 Fichier modifié d'un essai STFT

No.Cycles	"SNmax__%"	"SNmin__%"	"Crack(mm)"	"VAmax__(V)"	"VBmax__(V)"	"VAmin__(V)"	"VBmin__(V)"
0.0504	56						
201	20.14937	2.08415	1.15804	0.06469	-0.02880	0.06239	-0.02975
401	20.14682	2.08670	1.15077	0.06428	-0.02901	0.06247	-0.02975
.	.	.	.	.	.	.	.
:	:	:	:	:	:	:	:
7801	20.14172	2.08798	1.15860	0.06472	-0.02916	0.06303	-0.02981
8001	20.13408	2.08893	1.16084	0.06484	-0.02916	0.06308	-0.02973
8201	20.14427	2.08511	1.15860	0.06472	-0.02924	0.06320	-0.02982
8401	20.13153	2.08479	1.16308	0.06497	-0.02927	0.06317	-0.02995
8601	20.14427	2.09148	1.16671	0.06517	-0.02925	0.06320	-0.03010
8801	20.14172	2.08957	1.17259	0.06550	-0.02910	0.06320	-0.03013
9001	20.12643	2.08575	1.17930	0.06587	-0.02911	0.06327	-0.03029
9201	20.14172	2.08957	1.18350	0.06611	-0.02911	0.06344	-0.03044
9401	20.12134	2.09180	1.18881	0.06641	-0.02938	0.06350	-0.03075
9601	20.14172	2.08383	1.19720	0.06688	-0.02936	0.06384	-0.03079
9801	20.15956	2.07842	1.19972	0.06702	-0.02941	0.06395	-0.03087
10001	20.15447	2.08288	1.20476	0.06730	-0.02977	0.06420	-0.03126
10201	20.16211	2.09180	1.21259	0.06773	-0.02962	0.06470	-0.03127
10401	20.14427	2.08033	1.22350	0.06834	-0.02967	0.06522	-0.03115
10601	20.13663	2.08097	1.23189	0.06881	-0.03006	0.06580	-0.03173
10801	20.15702	2.08925	1.24503	0.06955	-0.03022	0.06647	-0.03206
11001	20.13663	2.08352	1.25427	0.07006	-0.03041	0.06691	-0.03220
11201	20.14937	2.07842	1.26266	0.07053	-0.03044	0.06780	-0.03198

4.3-Logiciel de calculs STFTLIFE

4.3.1-Chargement de STFTLIFE.BAS

Pour calculer le nombre de cycles pour l'initiation d'une fissure de 1/64" nous utilisons, **que ce soit pour les essais STFT ou les essais SEN**, le programme STFTLIFE.BAS. Ce programme est non compilé et il faut l'utiliser à travers l'application LabWindows .Pour charger cette application nous devons aller dans le répertoire **C:\LW** et taper **LW** (**C:\LW\LW [ENTER]**).Dans le menu **File** nous choisissons **Load** et dans le choix de répertoire offert nous sélectionnons **STFT1**, rendu à cet endroit nous sélectionnons **stftlife.bas** et nous cliquons sur **Load**. Ensuite, après que le programme soit chargé, nous allons dans le menu **Program** et nous sélectionnons **Run**.

4.3.2-Fonctionnement du logiciel

Ce logiciel fonctionne à l'aide d'une barre de menus et de panneaux interactifs. Les actions posées se font à l'aide des options proposées par les menus et les données nécessaires au traitement des résultats sont entrées, par l'usager, sur des panneaux où il répond aux questions posées.

4.3.2.1-Entrée des données

Il y a deux options possibles pour le traitement des résultats, soit de traiter seulement le canal de lecture ou soit de corriger le canal de lecture à l'aide du canal de référence. Actuellement le CGM5 ne possède pas deux canaux indépendants et nous ne pouvons effectuer de corrections sur le canal de lecture. Nous allons néanmoins présenter brièvement présenter les deux options. Le menu **CORRECTION** présente deux options (les deux premières) et deux sous-options:

-Sans Correction;
-Avec Correction;
-Correction 1;
-Correction 2.

Le programme démarre avec la première option (sans correction) et les deux dernières options ne sont pas accessible. Si l'on choisit la seconde options un panneau de questions différent apparait . Nous allons, dans ce manuel, nous concentrer sur la première option car la seconde n'est pas encore utilisable expérimentalement (bien que le programme puisse traiter cette option) . Lorsque le programme démarre nous avons un panneau d'information sur lequel est inscrit, entres autres, la version utilisée. Nous devons cliquer sur **OK** pour que le panneau **SANS CORRECTION** apparaisse. À la figure 30 nous avons ce panneau sur lequel est inscrit les valeurs par défaut.

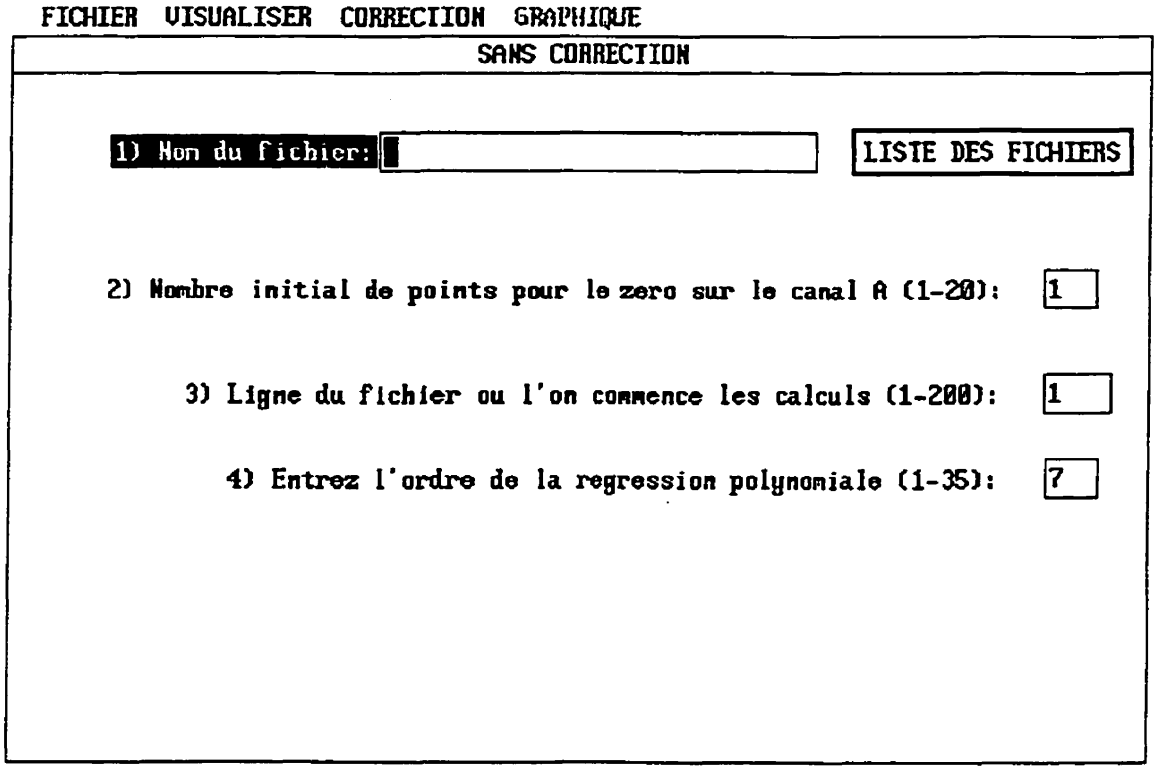


Figure 30 Écran avec le panneau "sans correction"

Sur la partie supérieure de l'écran nous avons la barre de menus alors que le reste de l'écran est utilisée par le panneau de questions. Nous pouvons nous promener à l'intérieur d'un panneau en utilisant la souris ou en appuyant sur **[RETURN]** pour faire défiler les questions. Nous devons entrer successivement:

-1) le nom du fichier correspondant à l'essai traité (soit en le tapant directement, soit en utilisant le bouton "LISTE DES FICHIERS";
-2) le nombre de points utilisés pour faire le zéro sur le voltage du canal de lecture (5 en général);
-3) la ligne du fichier où l'on commence les calculs (les lignes précédentes seront ignorées et le nombre de points pour faire le zéro seront pris à partir de cette ligne);
-4) l'ordre de la régression polynomiale utilisée pour le lissage de la courbe.

Nous avons, à la figure 31, le panneau complété.

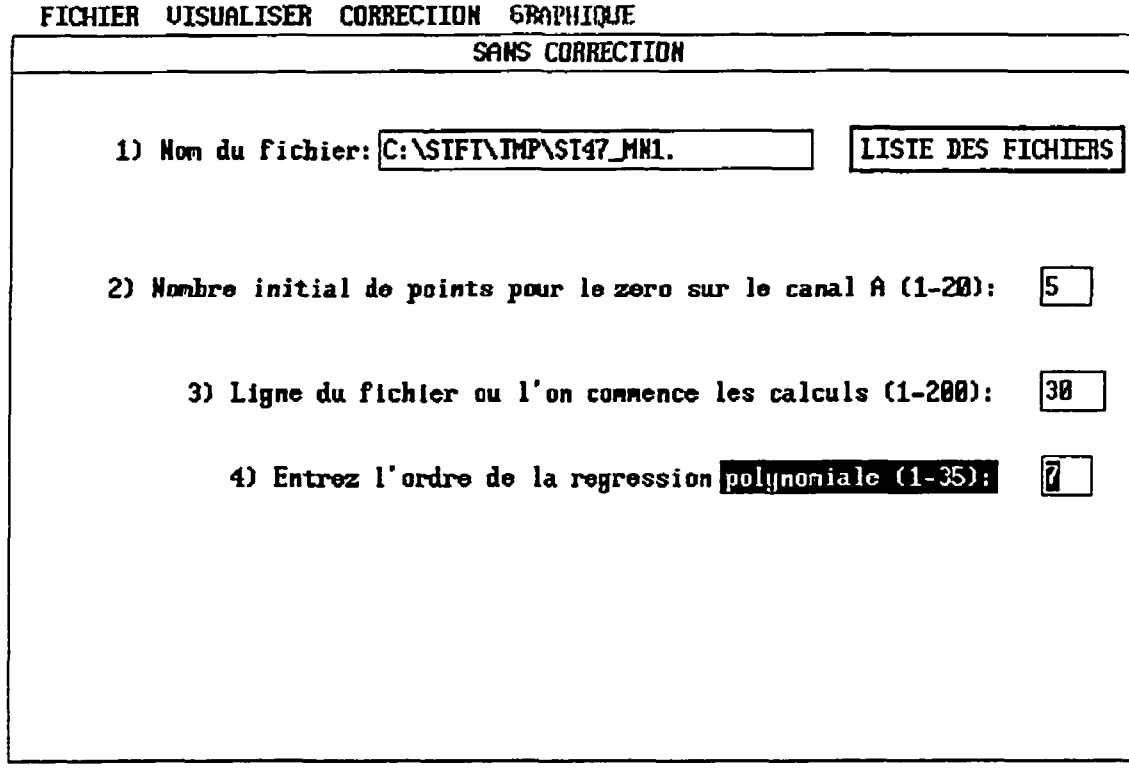


Figure 31 Écran avec le panneau de questions complété

4.3.2.2-Menu VISUALISER

Le menu VISUALISER offre deux options et quatre sous-options:

-Visualiser "a vs N";
-Visualiser "da/dN vs N":
-Visualiser "Voltage vs N":
-Visualiser "Va et Vb vs N";
-Visualiser "Va vs N";
-Visualiser "Vb vs N".

Les deux items en gras représente les deux options accessibles lorsque le panneau actif est le panneau de questions.

Visualiser "Voltage vs N"
Cette option permet d'obtenir le graphique des voltages en fonction du nombre de cycles. Lorsque nous sélectionnons cette option nous obtenons "Va et Vb vs N" et nous activons les deux autres options.
Visualiser "a vs N"
Cette option permet de visualiser les résultats obtenus par les paramètres de régression utilisés. Lorsque cette option est activée nous obtenons le panneau de la figure 32.

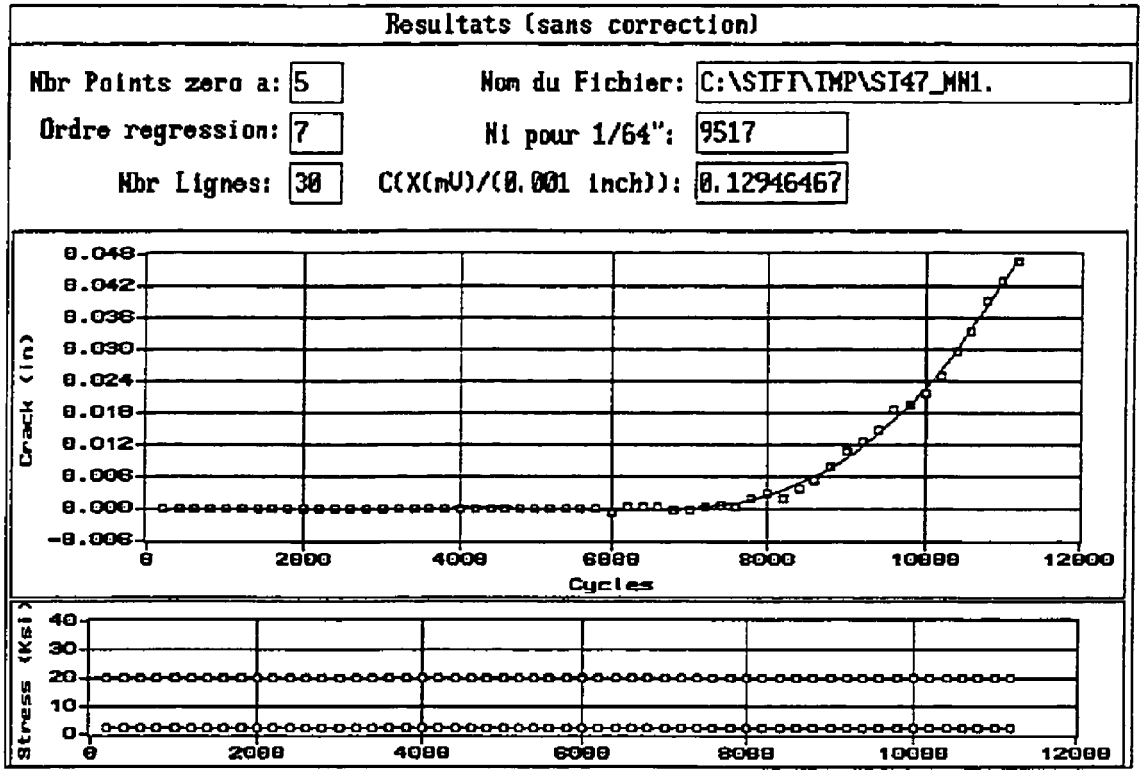


Figure 32 Panneau avec graphique "a vs N"

À la figure de la page précédente nous pouvons voir le panneau de résultats de la régression. Nous avons sur les deux premières lignes les paramètres de la régression. le nom du fichier. le nombre de pouce pour une augmentation de 1mV et le nombre de cycles pour l'initiation d'une fissure de 1/64". De plus, nous avons le graphique "a vs N" et le graphique de la contrainte (minimale et maximale) en fonction du nombre de cycles.

Visualiser "da/dN vs N"
Cette option peut être utilisée seulement lorsque nous sommes rendu au panneau de la figure 27 (après avoir sélectionné **Visualiser "a vs N"**). Avec cette option nous obtenons le graphique de la vitesse de fissuration en fonction du nombre de cycles.

4.3.2.3-Menu GRAPHIQUE

Le menu **GRAPHIQUE** permet de changer l'échelle de tous les graphiques tracés par le programme STFTLIFE. Ce menu comprend deux options, soit:

-**Changement d'échelle**:
-Visualiser.

Lorsque nous sélectionnons la première option une boîte de dialogue apparait et nous pouvons changer l'échelle en X ou en Y (ou les deux). L'option Visualiser sert à faire tracer le nouveau graphique.

4.3.2.4-Menu FICHIER

Le menu Fichier offre quatre options, soit:

-Générer un fichier:
-Modifications:
-Impression;
-Sortie.

Générer un fichier
Lorsque nous sommes dans le panneau **Resultats STFT (sans correction)** nous pouvons générer un fichier des valeurs calculées en utilisant cette option. Lorsqu'elle est sélectionnée nous avons une boîte de dialogue qui apparait et nous choisissons le type de fichier désiré.

Modifications
Cette option nous retourne au panneau de questions et nous pouvons ainsi modifier les paramètres de la régression ou tout simplement changer le nom du fichier.

Impression
Cette option nous permet d'imprimer les panneaux où nous avons des graphiques.

Sortie
Cette option arrête le programme.

Annexe 1: Préparation d'une éprouvette SEN

Fabrication des sondes pour la mesure du voltage et des sondes pour le courant
Pour la préparation des sondes pour la mesure du voltage et des fils d'alimentation en courant il faut se référer à la section 1.2 (Fabrication des sondes pour la mesure du voltage) et à la section 1.3 (Fabrication des sondes pour le courant). Il y a, par contre, quelques différences:

-1) la première sonde de voltage (la sonde de mesure) a un tube de céramique de 0.5 pouce de longueur et la seconde a un tube de céramique de 0.3 pouce;

-2) le tube de céramique du fil d'alimentation en courant (fil gainé de jaune) mesure 1.4 pouce.

Nettoyage et mesure de l'échantillon
Avant de procéder à la fabrication de l'échantillon il faut faire deux choses, soit:

- mesurer la largeur et l'épaisseur de l'éprouvette à une hauteur de 0.20" à partir de l'entaille (figure A1.1);

- nettoyer l'éprouvette avec de l'acétone (les manipulations subséquentes devront être faites en portant des gants de coton).

Soudage
Les paramètres de soudage sont les mêmes que ceux utilisés pour les éprouvettes STFT. Pour préparer un échantillon SEN il faut procéder comme suit:

- il faut premièrement fixer les deux sondes de lecture avec une bandelette de nickel (figure A1.2) et ensuite souder les fils aux positions indiquées (figure A1.1 à A1.3);

- il faut souder le fil d'alimentation en courant (fil gainé de noir) dans le congé (indiqué par une flèche sur la figure A1.4);

- nous fixons le thermocouple, à l'aide d'une bandelette de nickel, à la hauteur de l'entaille et au milieu de la section réduite (figure A1.5);

- nous fixons le tube de céramique du fil d'alimentation en courant (fil gainé de jaune) à l'aide d'une bandelette de nickel et nous soudons l'extrémité du fil sur la partie supérieure de l'éprouvette (figures A1.6 à A1.8).

Il ne nous reste plus qu'à tirer délicatement sur le thermocouple pour que son extrémité entre sous la bandelette de nickel.

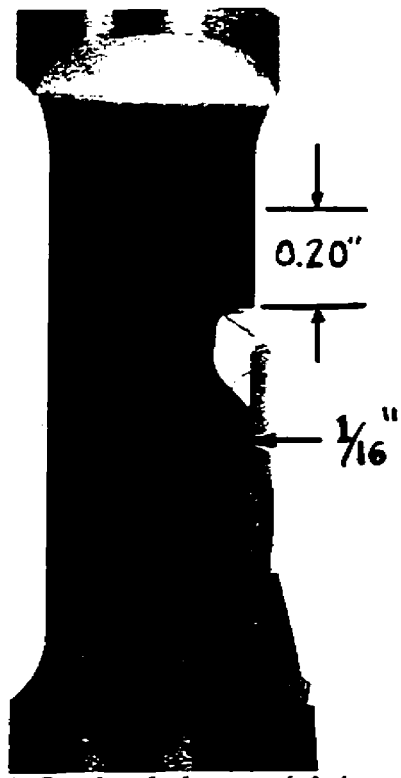


Figure A1.1 Sondes de lecture (côté gauche)

Figure A1.2 Sondes de lecture (face)

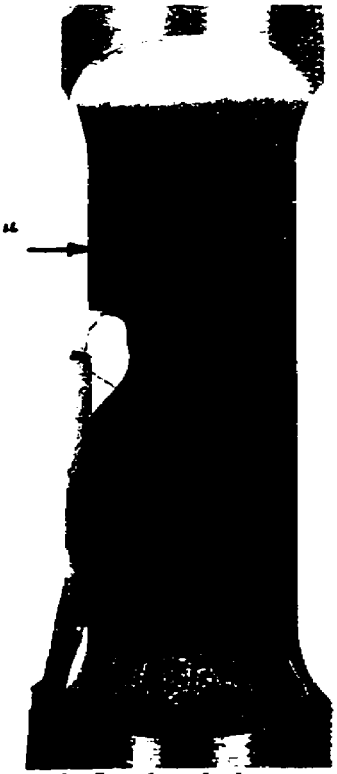


Figure A1.3 Sondes de lecture (côté droit)

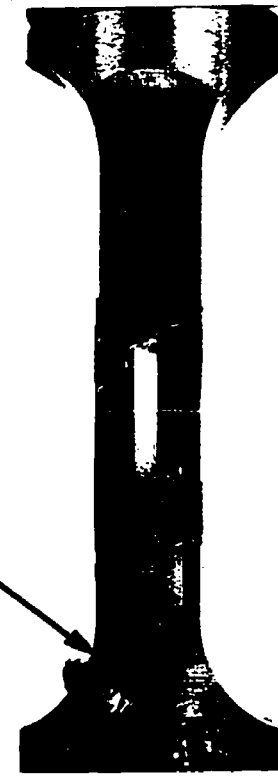


Figure A1.4 Fil de courant gainé de noir (indiqué par une flèche)

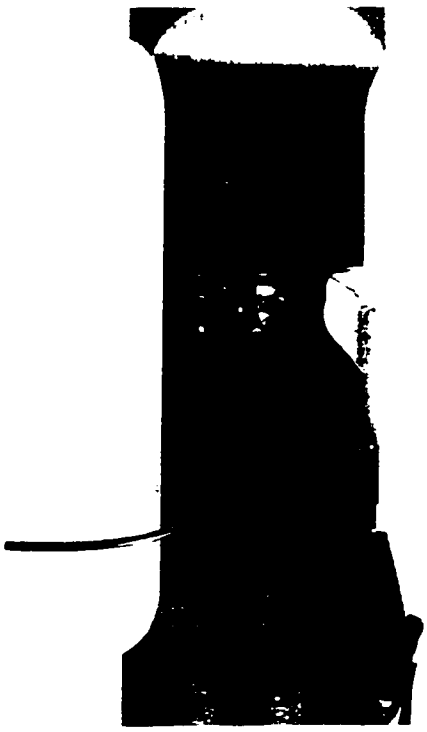


Figure A1.5 Fixation du thermocouple sur le côté gauche

Figure A1.6 Éprouvette complétée (côté gauche)

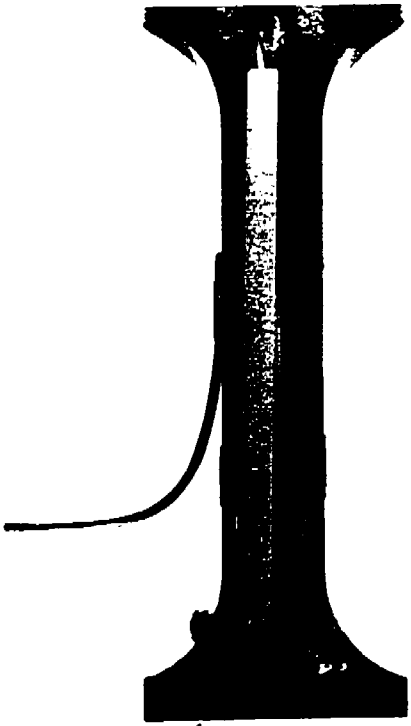


Figure A1.7 Éprouvette complétée (face)

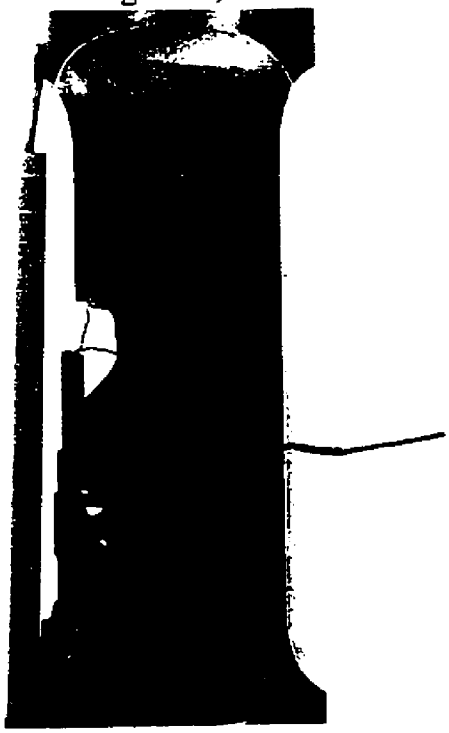


Figure A1.8 Éprouvette complétée (côté droit)

Annexe 2: Montages STFT et SEN

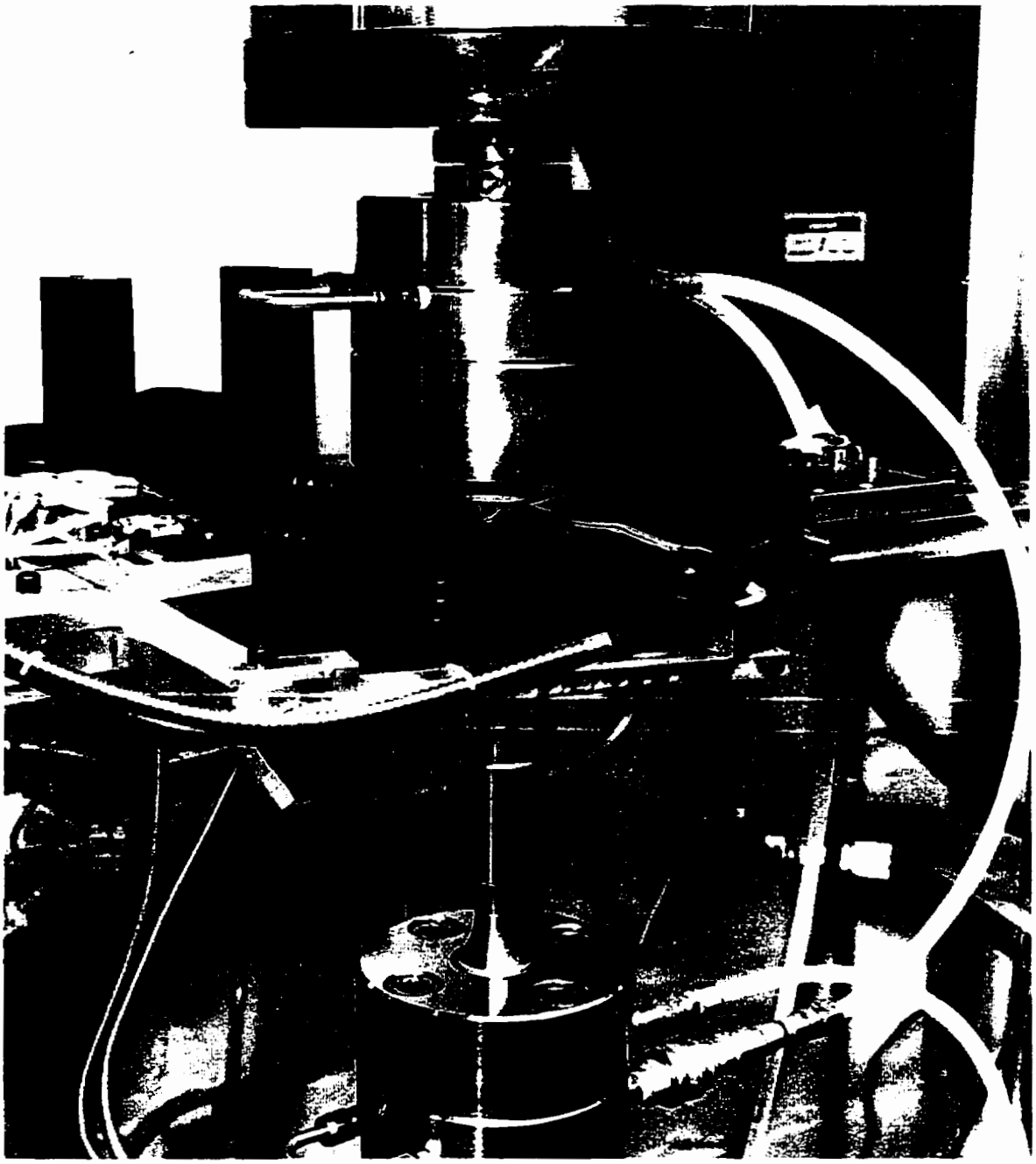


Figure A2.1 Montage STFT

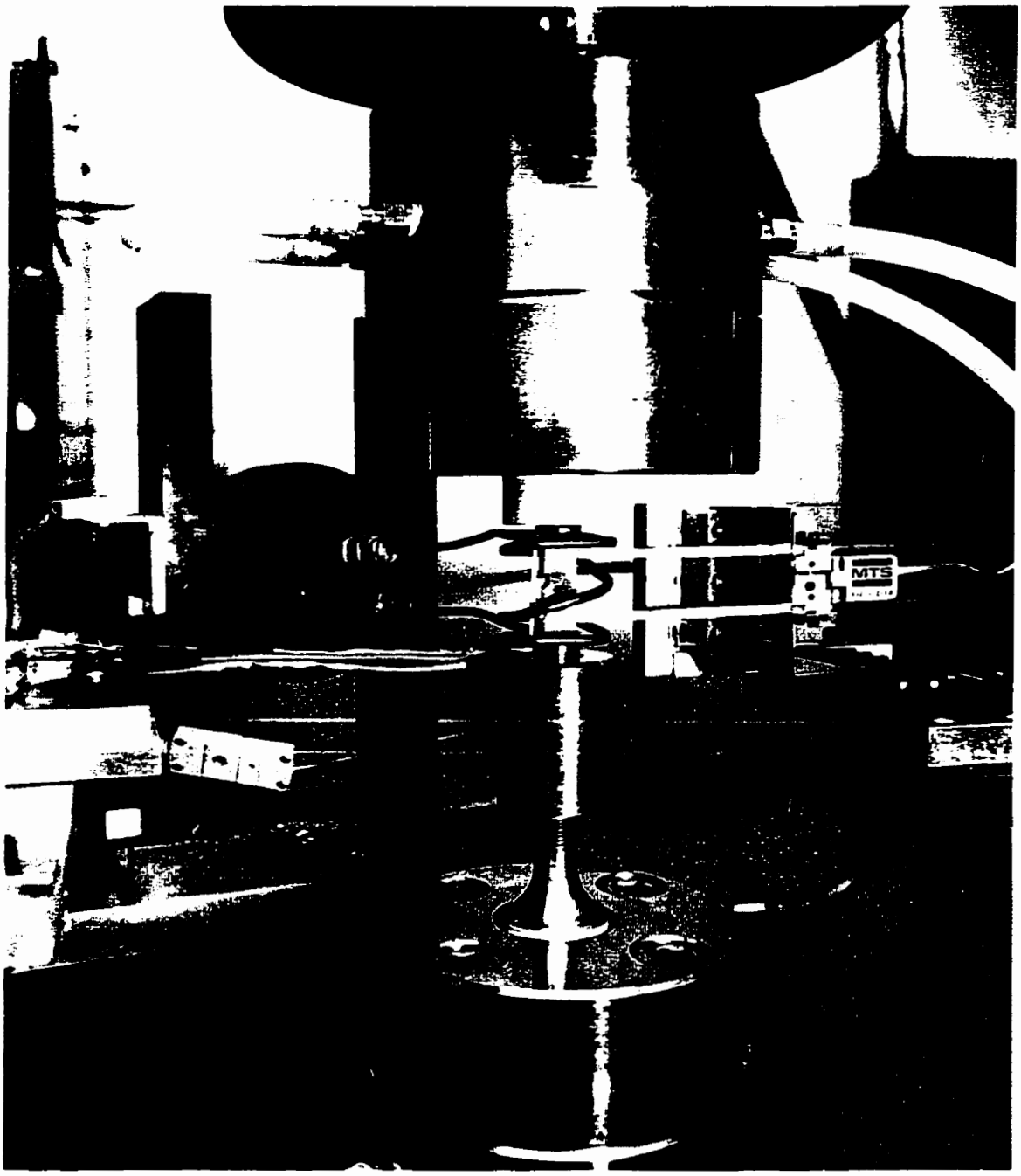


Figure A2.2 Montage SEN

Annexe 3: Procédure d'installation de microjauges sur une éprouvette STFT

PROCEDURE FOR INSTRUMENTATION/TESTING OF SINGLE TOOTH FIR TREE LCF SPECIMENS[1] APPLIED MECHANICS GROUP PRATT & WHITNEY. EAST HARTFORD, CT 12/09/91

1) Receive specimen.

2) Mask STFT bearing surfaces with cloth tape and aluminium oxide blast @ 40 psig the areas that strain gages and tabs are to be located.

3) Remove masking and clean entire specimen.

4) Acquire M.M. EA-06-050AH-120 strain gages, (4) per specimen.

5) Prepare M.M. CTF-50C bondable terminals by cutting the 8 tab strip into (2) 4 tab strips.

6) Prepare specimen surface for strain gage placement. Strain gages are to be located .375" up from bottom-most point of specimen above bearing surface of each tooth (see figures). The edge of the strain gages should be close to the specimen corner, but not in the corner radius.

7) Bondable terminals are to be located on round section between threads and rectangular section (see figures).

8) When strain gages and tabs have been positioned, cement each to specimen with M-bond 200 adhesive system.

9) Install jumper wires from strain gages to tabs and check continuity and resistance.

10) Coat strain gages and jumper wires with M-coat "A" polyurethane coating.

Note: While performing steps 8 & 10, specimen bearing surface should be masked to prevent excess adhesive or coating from contaminating the load surface or radius.

[1] La procédure complète comporte 25 étapes, nous avons mis seulement celles qui décrivent l'installation des microjauges de déformation (soit les dix premières étapes).

Figure A3.1: Strain Gage Locations (M.M. EA-06-050AH-120) on Single Tooth Fir Tree Specimen SKN70050 CHG.3

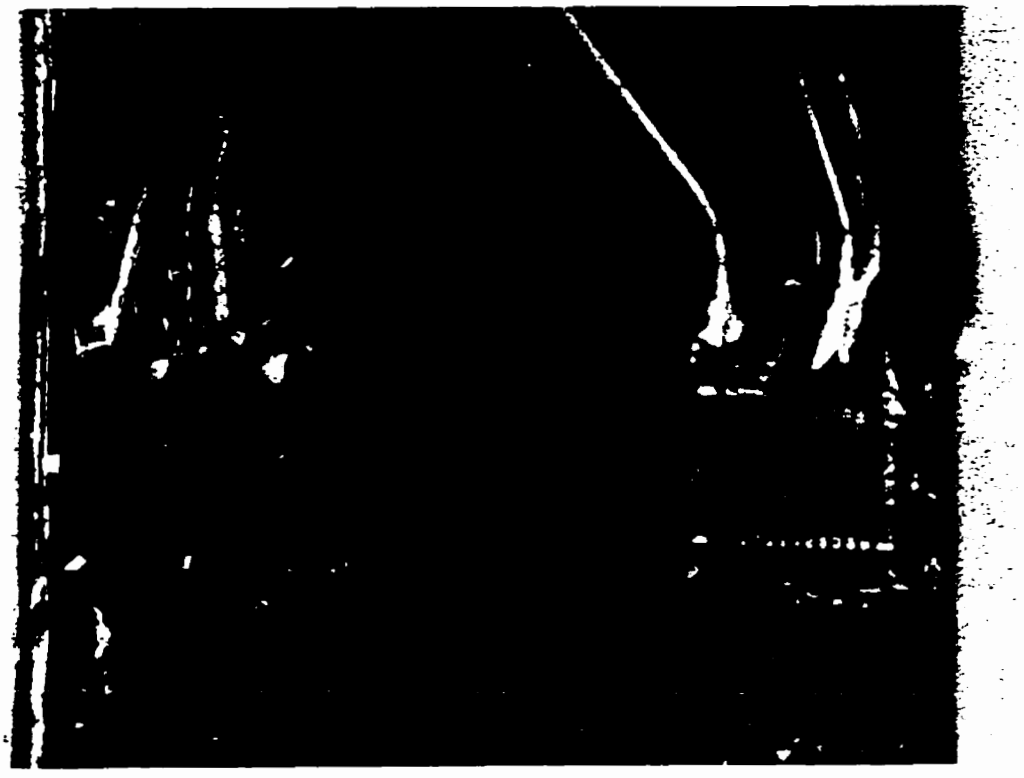


Figure A3.2 Strain Gage Locations (note edge spacing) on Single Tooth Fir Tree Specimen SKN70050 CHG.3

Annexe 4: Procédure optionnelle d'alignement

Lorsque la différence entre la valeur minimale et la valeur maximale des quatre microjauges de déformation[1] dépasse 150 X 10^{-6} il est très difficile d'aligner la machine de fatigue. Étant donné qu'il est plus facile d'aligner la cellule de charge avec le piston nous enlevons le *Wood's metal pot* (figure A4.1) et nous le remplaçons par une barre de raccordement (figure A4.2). Pour ce faire nous devons débrancher la prise de courant, les deux thermocouples et les tubes d'alimentation d'eau du *Wood's metal pot*. Nous dévissons le mors MTS et ensuite nous dévissons le *Wood's metal pot*. Nous vissons la barre de raccordement sur le piston et, sur ce dernier, nous vissons le mors MTS.

Nous alignons la cellule de charge avec le piston en suivant la procédure de la section 2.4.2. Lorsqu'ils sont parfaitement alignés nous replaçons le *Wood's metal pot* et nous alignons l'ensemble.

[1] Pour une éprouvette STFT la charge est de 900kg.

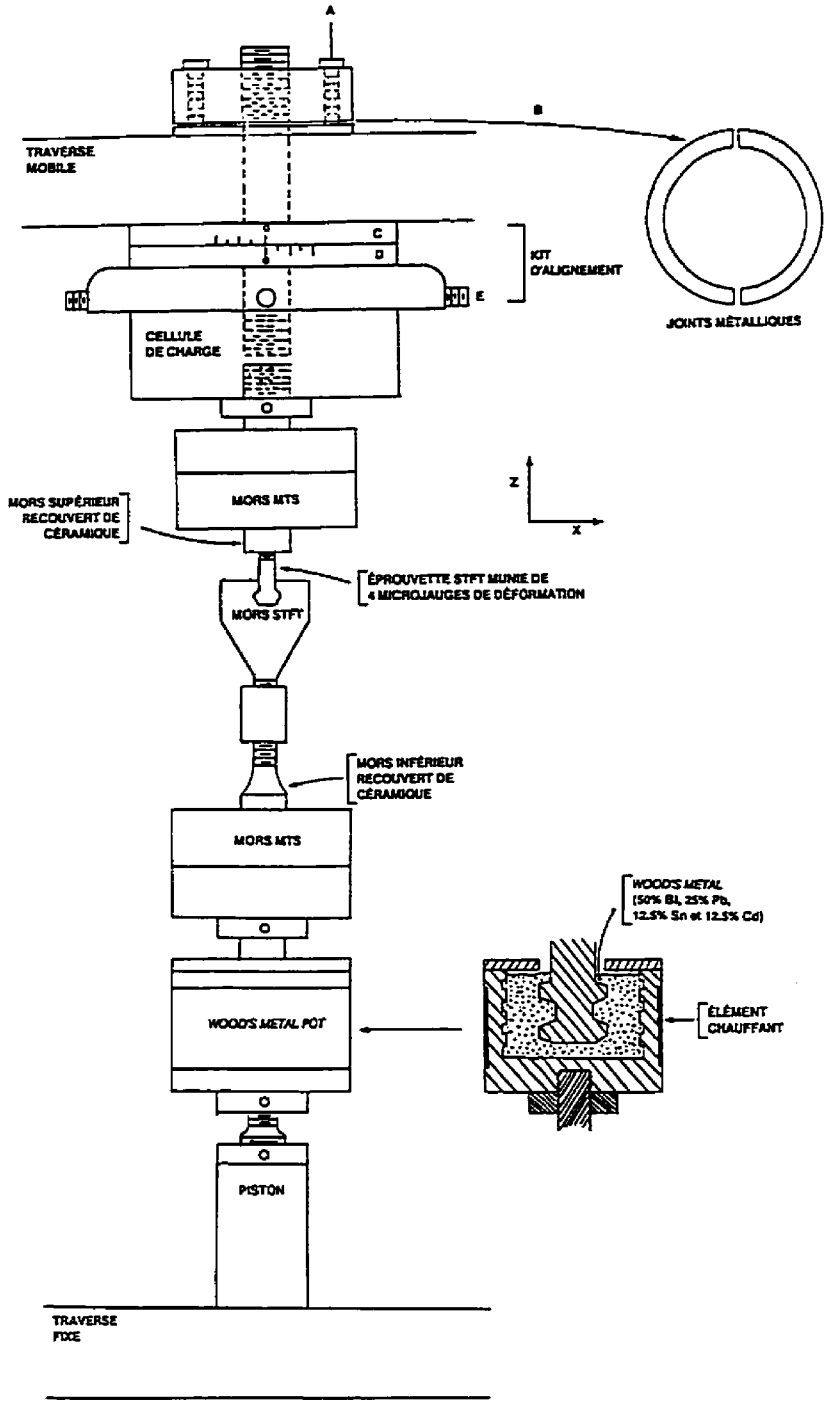


Figure A4.1 Machine de fatigue avec le *Wood's metal pot*

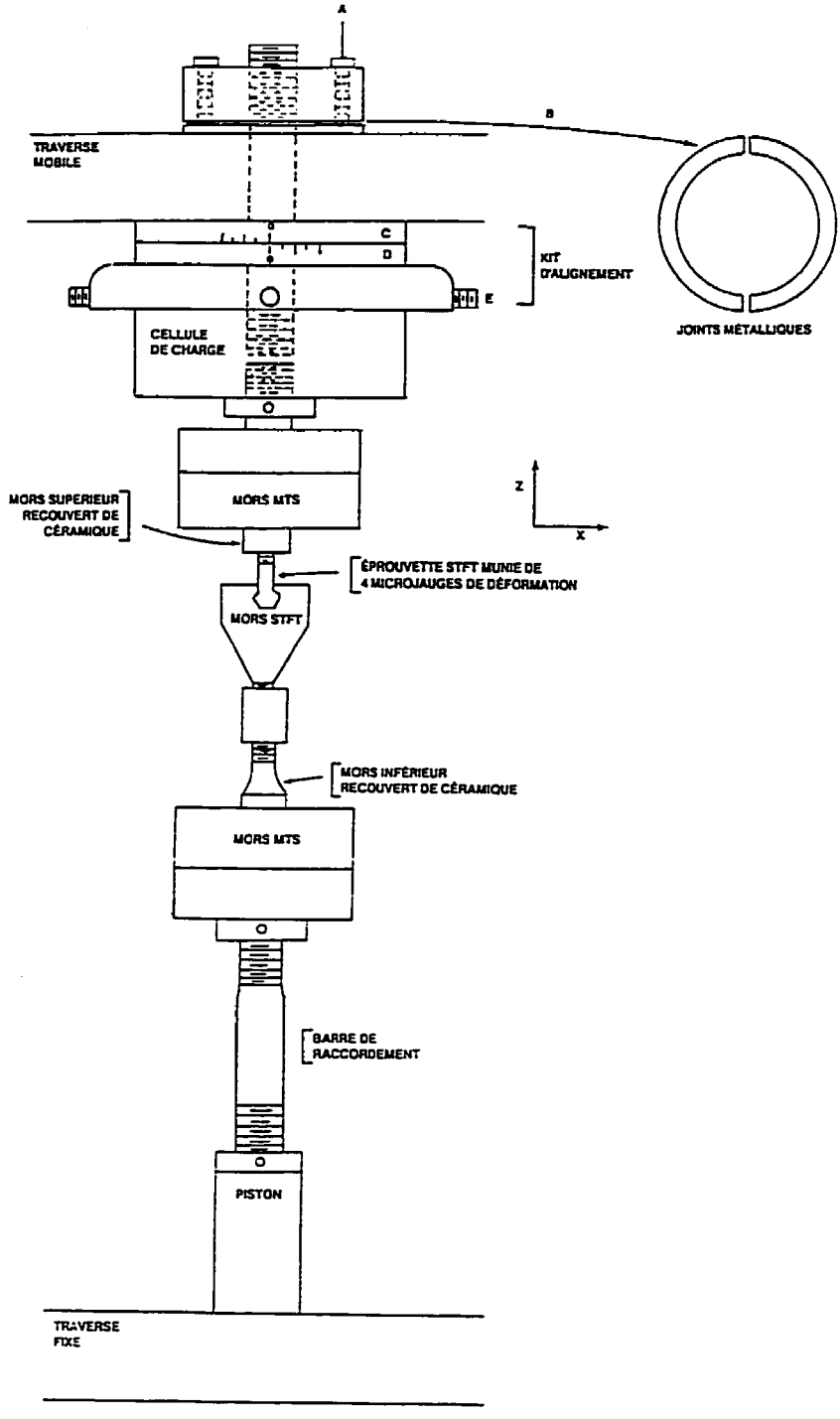


Figure A4.2 Machine de fatigue avec la barre de raccordement

Annexe 5: Ajustement de la phase en mode manuel

Nous pouvons voir, à la figure A5.1, l'oscilloscope sur lequel nous avons deux signaux:

- le premier signal, l'onde rectangulaire, est fourni par le générateur d'ondes du CGM5;
- le second signal, l'onde sinusoïdale, provient du courant qui passe directement dans l'échantillon.

Lorsque nous ajustons la phase en mode manuel nous déplaçons l'onde sinusoïdale. Si nous avons placé, à l'aide du *potentiomètre 16* (figure 26, page 37), la phase à 0 degré nous obtenons l'écran de la figure A5.1 et si nous plaçons la phase à 180 degrés nous obtenons l'écran de la figure A5.3. Lorsque nous chauffons l'éprouvette la bobine d'induction (courant à 450 kHz) modifie le courant qui la traverse et nous obtenons l'écran de la figure A5.2.

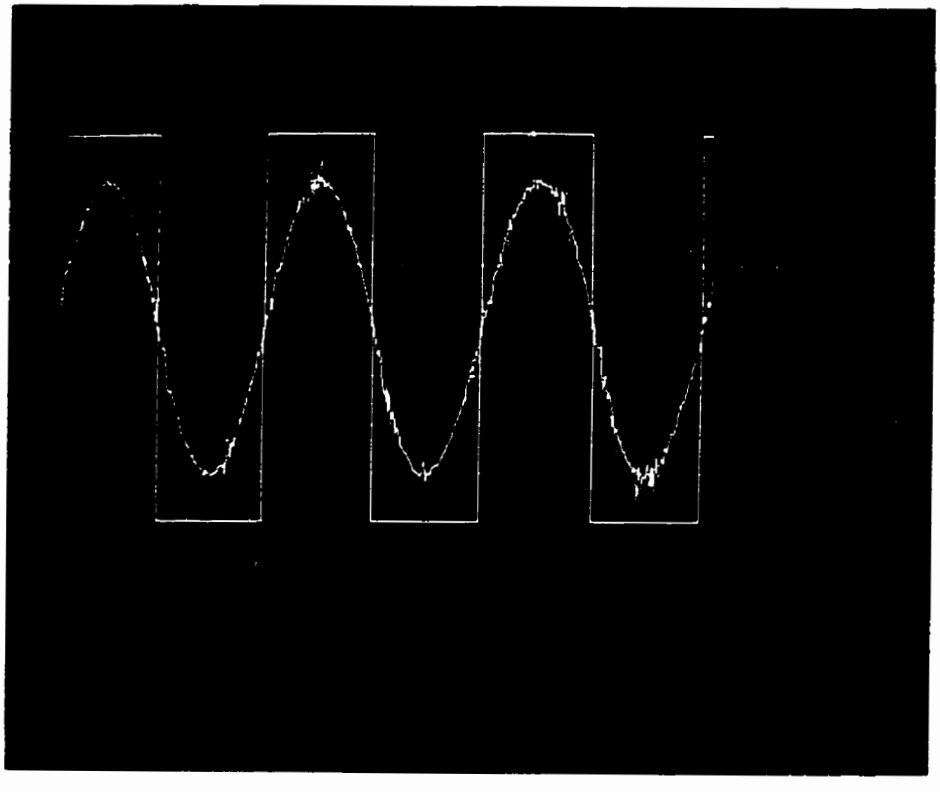


Figure A5.1 Phase à 0 degré avec signal non filtré (sans chauffage par induction)

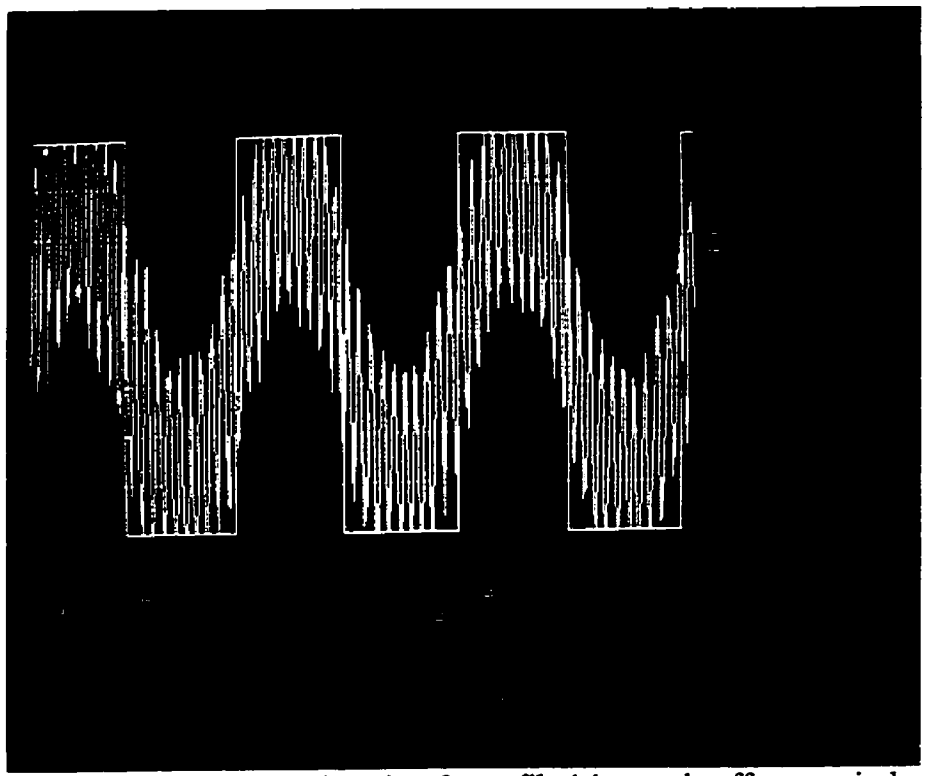


Figure A5.2 Phase à 0 degré et signal non filtré (avec chauffage par induction)

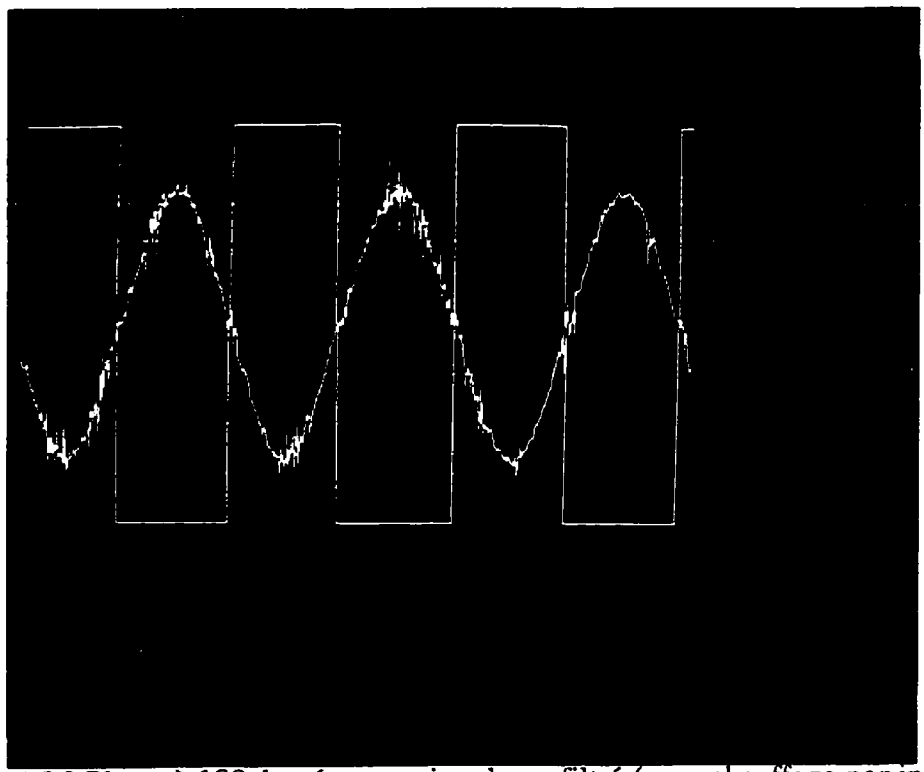


Figure A5.3 Phase à 180 degrés avec signal non filtré (sans chauffage par induction)

Annexe 6: Modifications au programme STFTPRG

Dans le but d'augmenter le nombre de cycles permis par le programme[18] nous l'avons modifié pour pouvoir coupler l'ordinateur HP 300 avec un compatible IBM (PC-386 avec coprocesseur mathématique). Le traitement des données se fait maintenant en parallèle, c'est-à-dire que les fichiers de données ne sont plus écrits sur le disque dur du HP 300 mais sont plutôt transférés au PC qui fait immédiatement le post-processing. La vitesse de traitement des fichiers a été grandement améliorée et il est maintenant possible de faire des essais en effectuant une lecture (par canal) à tout les 25 cycles si le phasage est en mode manuel (0 ou 180 degrés). Les fichiers de données sont donc écrits sur le disque dur du PC [19] et lorsque l'essai est terminé nous avons immédiatement accès au fichier XX_mn et XX_mn1. Le programme ainsi modifié porte le nom de **STFT200PRG** et il permet de faire des essais de 570 000 cycles[20] (une lecture à tout les 200 cycles pour chaque canal).

Fonctionnement du programme

Actuellement nous avons deux programmes qui fonctionnent simultanément: sur le HP 300 nous avons le programme **STFT200PRG** et sur le PC nous avons le programme **STFTPC**. Le premier programme contrôle l'essai alors que le second fait le post-processing (tout en assurant la communication entre les deux ordinateurs). Pour faire un essai il faut:

- premièrement, charger le programme **STFTPC** et l'exécuter;
- deuxièmement, charger le programme **STFT200PRG** et l'exécuter.

Chargement du programme STFTPC

Pour charger le programme **STFTPC**, sur le compatible IBM, nous devons aller dans le répertoire **STFT.DAT** de la subdivision **Z** du disque **C** (**Z:\STFT.DAT**). Lorsque nous sommes dans ce répertoire nous devons créer un répertoire au nom de l'essai que nous effectuons, par exemple l'essai ST56, et lorsque nous sommes dans le répertoire **ST56** nous appelons le programme **STFTPC**:

- **Z:\STFT.DAT\ST56\STFTPC [ENTER]**.

---

[18] Le programme STFTPRG permettait de faire des essais d'au maximum 30000 cycles.

[19] Il n'est plus nécessaire de transférer les fichiers HPLIF à DOS.

[20] Le nombre de cycles total d'un essai est limité par la capacité du disque dur (il faut 200 Meg pour un essai de 570 000 cycles).

Lorsque le programme **STFTPC** est appelé, l'écran de la figure 1 apparait. Pour mettre le programme en fonction il faut appuyer, à l'aide de la souris, sur **Start test**. La lumière du témoin lumineux **Waiting** se met à scintiller et le programme attend de recevoir les données à traiter (nous pouvons maintenant partir le programme **STFT200PRG** de la même façon que le programme **STFTPRG** (Chapitre III). Lorsque le programme fonctionne il y a une sécurité (**LOCK**) qui empêche l'utilisation des boutons pressoirs **Quit Test**, **Start Test** et **StopTest**. Le seul bouton pressoir qui reste accessible est le bouton **Graphics**. En appuyant sur cette touche nous obtenons le graphique du voltage en fonction du nombre de cycles (nous pouvons revenir au panneau de contrôle en appuyant sur la touche **Return**).

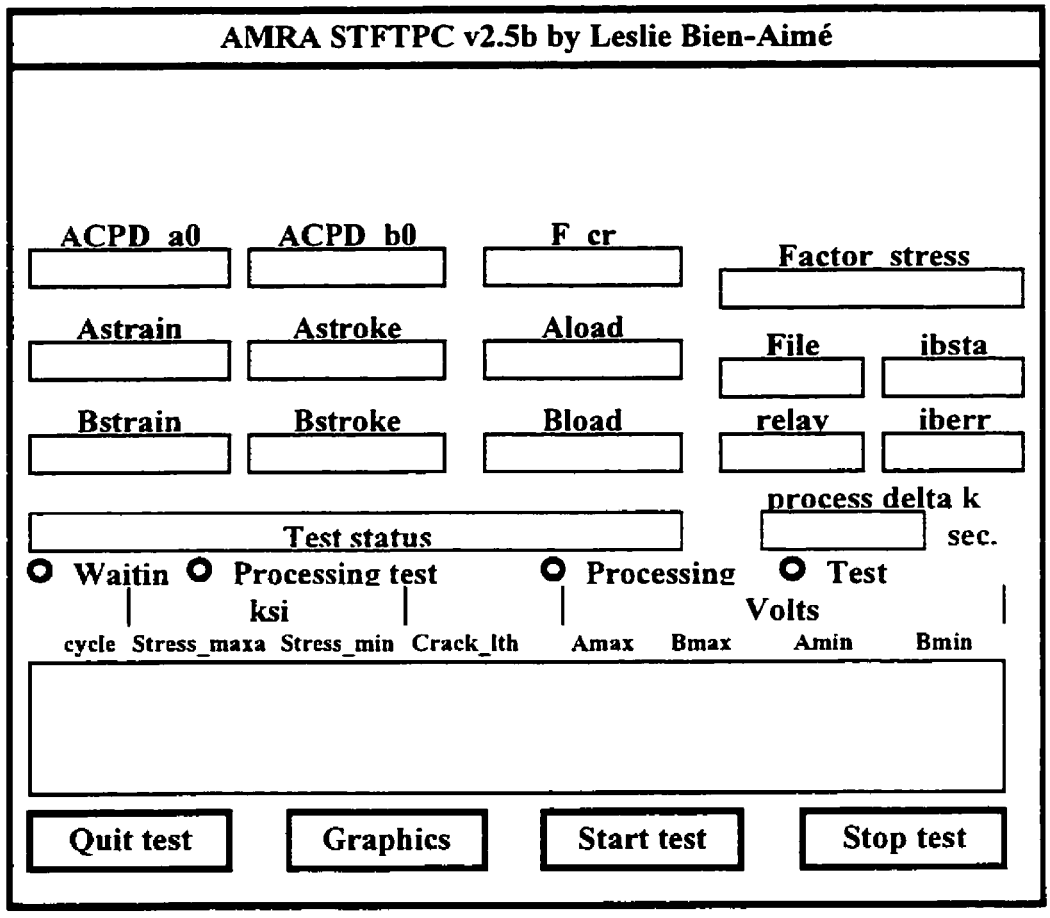


Figure A6.1: Panneau de contrôle du programme STFTPC

Lorsque l'essai commence, après quelques cycles. l'ordinateur HP300 envoie au PC les constantes nécessaires au post-processing et le panneau de contrôle modifié apparait à la figure A6.2.

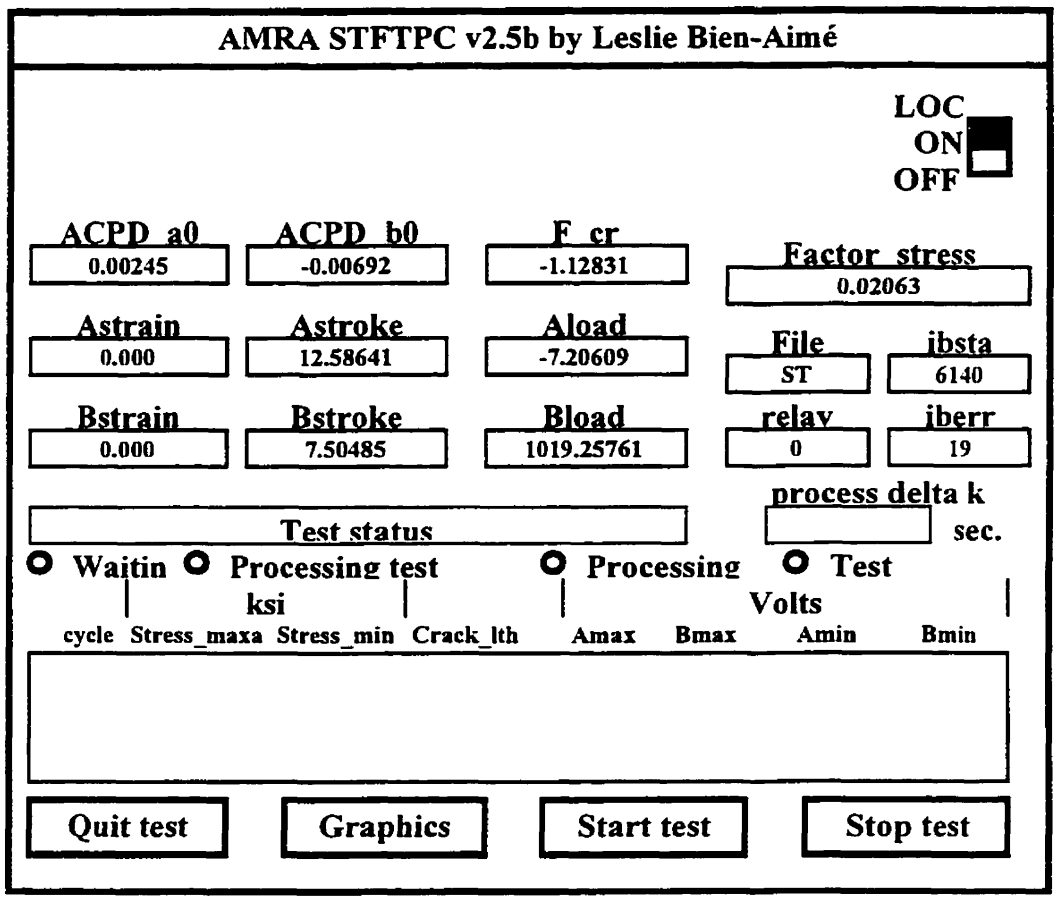


Figure A6.2 Panneau de contrôle immédiatement après que l'essai soit mis en marche

Après les 100 premiers cycles les premières données expérimentales sont transférées au PC qui effectue immédiatement le post-processing. Les valeurs traitées apparaissent dans le bas du panneau de contrôle de la figure A6.3.

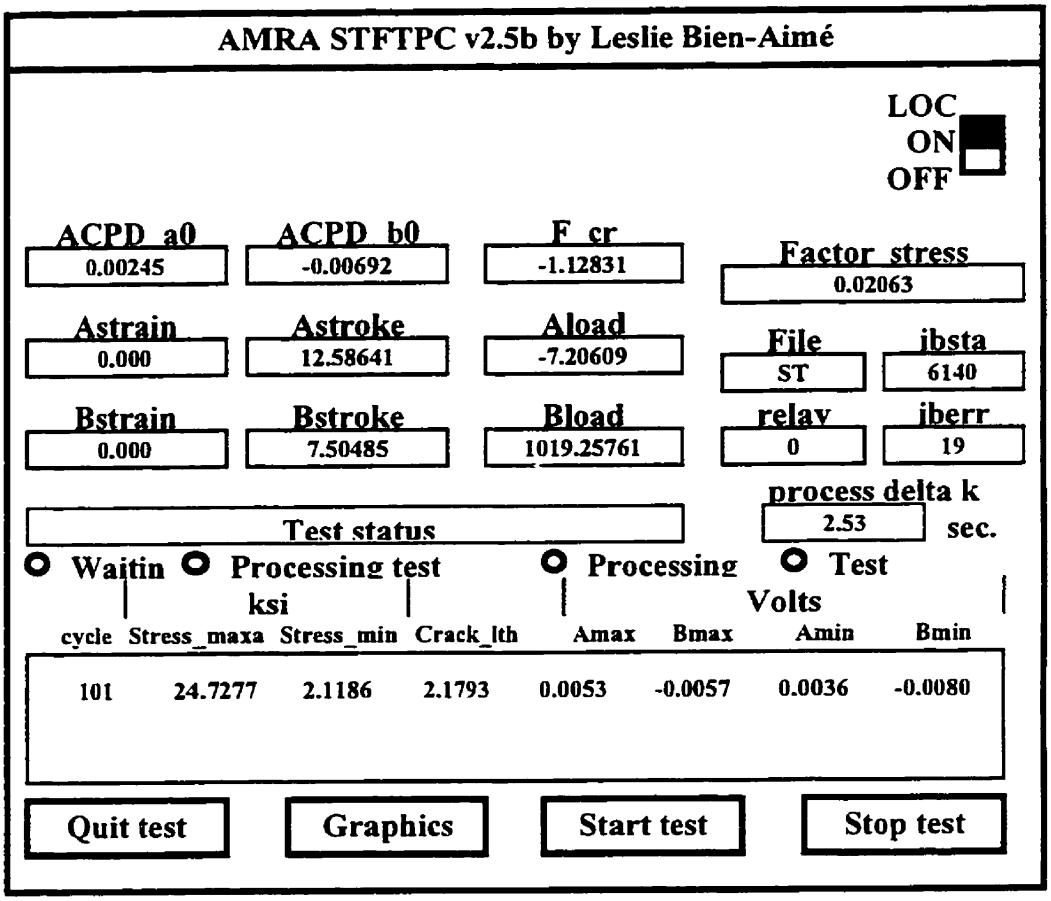


Figure A6.3 Panneau de contrôle lorsque l'essai fonctionne

INDEX

—A—

adaptateur 156
ajustement du courant du CGM5 187
alignement dans le plan X Y 172
alignement (procédure optionnelle) 214, 217, 219
alignement angulaire 172
alignement avec le Wood's metal pot 173
alignement de la machine de fatigue 169
alimentation d'eau 164
amplification 188, 190

—B—

bobine d'induction 167
Branchement des sondes et fils de courant 167

—C—

Call Switch() 186
canal de référence (B) 187, 190
canal de travail (A) 187
canal de travail (A) (lecture en mode automatique) 188
canal de travail (A) (lecture en mode manuel) 188
cellule de charge 171
CGM5 186
charge maximale 178
charge minimale 179
chauffage de l'échantillon 181
chauffage de l'échantillon (automatique) 184
chauffage de l'échantillon (manuel) 183
clés de fonctions 192
console Instron 174, 176
contrôleur de température Honeywell 168
contrôleur de température Honeywell (programmation) 181
correction du fichier de données 199

—D—

déplacement maximal (du piston) 179

—E—

EMG_STOP 192

—É—

éprouvette (mise en place) 167
éprouvette SEN (préparation) 206
éprouvette STFT (préparation) 155

—E—

extensomètre 167

—F—

Fichiers de données 197
filtres pour l'eau 164
Fissure.bas 194
fonctionnement de l'essai 173

—G—

gage factor 171
générateur de puissance Tocco 164, 168

—I—

initialiser (HPLIF) 196
isolation électrique 167

—J—

joints de serrage 171

—K—

kit d'alignement 171

—L—

longueur de fissure 194

—M—

M_Sample 192
MAN_STOP 192
Microjauge quart de pont 169
microjauges de déformation 169
modification d'une entrée 177
montage STFT 209
mors inférieur 167
mors MTS 167
mors supérieur 167

—P—

phase 189
PLANE_1 192
PLANE_2 192
pompe à eau 166
porte-échantillon 156
précharge 171

—R—

Remote Set Point 182, 185

—S—

SET_lim 192
SMP_RATE 192
sonde pour le courant (fabrication) 155
sonde pour le courant (préparation) 155
sonde pour le voltage (fabrication) 155
sonde pour le voltage (préparation) 155
Soudage 156
STFTLIFE.BAS 200
strain indicator 171
surface de rupture 193, 194
switch and balance unit 171

—T—

temperature de l'essai 179
temps de stabilisation 188
thermocouple 155
transfert de HP à IBM 196
transfert de HPLIF À DOS 197
transfert des fichiers de données sur disquette HPLIF 197

—V—

vérification de l'échantillon 157

—W—

Wood's metal pot 164, 169, 171

ANNEXE 4: PLAN DE L'ÉPROUVETTE STFT (SKN 70050)

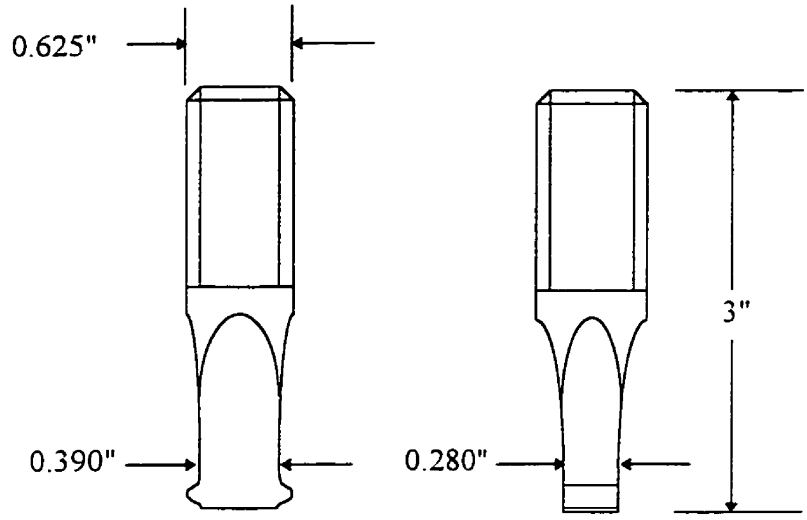


Figure A4.1 Dimensions principales d'une éprouvette STFT

ANNEXE 5: PROGRAMME DE DÉPOUILLEMENT DES DONNÉES

```
/*****************************************************************************/
/*                                                                           */
/*                              Programme Maitrise.c                         */
/*                                                                           */
/*   Auteur:                    Jean-Marc Simard                             */
/*                                                                           */
/*   Date:                      samedi 15 novembre 95                        */
/*                                                                           */
/*   Langage:      En C sur le support LabWindows CVI                        */
/*   Description:  Ce programme traite les fichiers de données produits lors d'un essai */
/*                 STFT. Il transformer le signal lu en longueur de fissure. Il calcule */
/*                 le nombre de cycles pour l'initiation d'une fissure de    */
/*                 0.4mm (1/64") en utilisant un polynôme de degré n. Il trace le voltage */
/*                 en fonction de N, a en fonction de N et da/dN en fonction de N. Il permet */
/*                 l'utilisation de plusieurs correction sur le signal lu. Il génère les fichiers */
/*                 corrigés, les fichiers des valeurs calculées tout en disposant des fonctions */
/*                 d'impression et de modification des échelles sur les graphiques. */
/*                                                                           */
/*****************************************************************************/

#include <ansi_c.h>
#include <userint.h>
#include <analysis.h>
#include <formatio.h>
#include <string.h>
#include <utility.h>
#include <stdlib.h>
#include <stdio.h>
#include <math.h>
#include "maitrise.h"

#define FAUX            0
#define VRAI            1
#define Cini            0.396875        /* définition pour a0 de  1/64" mais en mm  */

typedef struct echellegraph{
    int Xmode;
    double Xmin;
    double Xmax;
    int Ymode;
    double Ymin;
    double Ymax;
    int XNbrDiv;
    double Xintervalle;
    int YNbrDiv;
    double Yintervalle;
}EchelleGraph;
```

```
typedef struct paris{
      double dadn;
      double cycle;
      double deltak;
}Paris;

typedef struct information{
      char FS[70];
      int Azero;
      int Bzero;
      int Lzero;
      int ordre;
      int Nligne;
      double areelle;
      double aestime;
      double C;
      double Ni;
}Information;

int gmenu;
int gpanel,gpanneau_en_attente, gpanel1, gpanel2, gpanel3, gpanel4, gpanel6, gpanel7, gpanel8;
int ggraphique;

int gAvecCorr, gTypeCorr;
int fin;

FILE *gFichier;

char gcorr1[70], gcorr2[70];

double *gcycle,*gcycle1, *gSNmax, *gSNmin,*gVcrk,*gVAmax, *gVBmax, *gVAmin,
      *gVBmin,*gcrk,*gcrk1,*gcrkC;

Paris *gdadn1, *gdadn2;

Information gTestInfo;

void MetPanneauEnMemoire(void);
void AffichePanneau(int panneau);
void LireFichier(char NomFichier[], char NomFichierT[]);
void Transfert_Volt_a_Millimetre(void);
void Graphique(int panneau, EchelleGraph *p, int ordre);
void TraceGraphique(int panneau, int graphique, EchelleGraph *p,
     int Npoint, double *X, double *Y, int type);
void Prend_Nouvelle_Echelle(int panneau, EchelleGraph *p);
void LibereEspaceMemoire(void);
void Calcule_da_dN (double coeff[],int ordre);
void Genere_Fichier_Donnees(void);
void Genere_Fichier_Corrige(void);

double Polynome_Interpolation(double coeff[],int ordre);
```

```
double *AllouVecteur(int longueur);

EchelleGraph* AllouStruct1(void);
Paris * AllouStruct2(int longueur);

void
main(void)
{
    int provenance, Item, ordre;
    char NomFichier[80], NomFichierT[80], NomFichierOut[80];

    EchelleGraph *Echelle;

    /*   initialisation des chaînes de carctères */
    strcpy(gcorr1,"Vcorr(t)=V(t) * Vref(t)/Vref(0)");
    strcpy(gcorr2,"Vcorr(t)=[(V(t)-Vref(t))-(V(0)-Vref(0))]/(V(0)-Vref(0))");

    /*   initialisation des variables numériques      */
    gTestInfo.Azero = 1;
    gTestInfo.Bzero = 1;
    gTestInfo.Lzero = 1;
    ordre  = 3;

    ggraphique = PanSTFT_ObjAn;

    MetPanneauEnMemoire();
    AffichePanneau(gpanel6);
    Echelle = AllouStruct1();

    fin =FAUX;

    while(fin == FAUX){
        GetUserEvent(0,&provenance,&Item);
        switch (Item) {
            case MB1_Menu_Genere:
                strcpy(gTestInfo.FS,NomFichier);
                Genere_Fichier_Donnees();
                fin = FAUX;
                break;

            case MB1_Menu_ChoixFich:
                ggraphique = FileSelectPopup ("", "*.*", "*.*", "Liste des fichiers",
                        VAL_SELECT_BUTTON, 0, 0, 1, 0, NomFichier);

                if(strcmp(NomFichier,NomFichierT) != 0)
                {
                    SetCtrlVal (gpanel, PanSTFT_NomFichier,NomFichier);
                }
                fin = FAUX;
                break;
```

```
case MB1_Menu_Prt:
        PrintPanel (gpanel, "", 1, VAL_FULL_PANEL, 1);
        fin = FAUX;
        break;

case MB1_Menu_Sortie:
        fin = VRAI;
        break;

case MB1_Corr_Sans:
        if(gpanel != 6)
            AffichePanneau(6);
        SetMenuBarAttribute(gmenu,MB1_Corr_Sans,ATTR_CHECKED,1);
        SetMenuBarAttribute(gmenu,MB1_Corr_Avec,ATTR_CHECKED,0);

        SetMenuBarAttribute(gmenu,MB1_Corr_Corr1,ATTR_DIMMED,1);
        SetMenuBarAttribute(gmenu,MB1_Corr_Corr2,ATTR_DIMMED,1);

        SetCtrlVal (gpanel, PanSTFT_ZeroA, gTestInfo.Azero);
        SetCtrlVal (gpanel, PanSTFT_NbrLignes,gTestInfo.Lzero);
        SetCtrlVal (gpanel, PanSTFT_OrdreReg,ordre);
        SetCtrlVal (gpanel, PanSTFT_NomFichier,NomFichier);
        SetCtrlVal(gpanel, PanSTFT_TextCorr,"");
        gAvecCorr= 0;
        break;

case MB1_Corr_Avec:
        if(gpanel != 6)
            AffichePanneau(6);

        if(gTypeCorr == 1)
            SetCtrlVal(gpanel, PanSTFT_TextCorr,gcorr1);
        else
            SetCtrlVal(gpanel, PanSTFT_TextCorr,gcorr2);

        SetMenuBarAttribute(gmenu,MB1_Corr_Sans,ATTR_CHECKED,0);
        SetMenuBarAttribute(gmenu,MB1_Corr_Avec,ATTR_CHECKED,1);
        SetMenuBarAttribute(gmenu,MB1_Corr_Corr1,ATTR_DIMMED,0);
        SetMenuBarAttribute(gmenu,MB1_Corr_Corr2,ATTR_DIMMED,0);
        SetMenuBarAttribute(gmenu,MB1_Corr_Corr1,ATTR_CHECKED,1);

        SetCtrlVal (gpanel, PanSTFT_ZeroA, gTestInfo.Azero);
        SetCtrlVal (gpanel, PanSTFT_ZeroA, gTestInfo.Bzero);
        SetCtrlVal (gpanel, PanSTFT_NbrLignes,gTestInfo.Lzero);
        SetCtrlVal (gpanel, PanSTFT_OrdreReg,ordre);
        SetCtrlVal (gpanel, PanSTFT_NomFichier,NomFichier);

        gAvecCorr = 1;
        break;

case MB1_Corr_GenereFichCorr:
```

```
        Genere_Fichier_Corrige();
        break;

    case MB1_Corr_Corr1:
        SetMenuBarAttribute(gmenu,MB1_Corr_Corr1,ATTR_CHECKED,1);
        SetMenuBarAttribute(gmenu,MB1_Corr_Corr2,ATTR_CHECKED,0);
        SetCtrlVal(gpanel, PanSTFT_TextCorr,gcorr1);
        gTypeCorr=1;
        break;

    case MB1_Corr_Corr2:
        SetMenuBarAttribute(gmenu,MB1_Corr_Corr1,ATTR_CHECKED,0);
        SetMenuBarAttribute(gmenu,MB1_Corr_Corr2,ATTR_CHECKED,1);
        SetCtrlVal(gpanel, PanSTFT_TextCorr,gcorr2);
            gTypeCorr=2;
        break;

    case MB1_Graph_VisAN:
        if(gpanel != gpanel6)
            AffichePanneau(gpanel6);
        if(gpanel == gpanel6)
        {
            GetCtrlVal (gpanel, PanSTFT_ZeroA, &gTestInfo.Azero);
            GetCtrlVal (gpanel, PanSTFT_NbrLignes,&gTestInfo.Lzero);
                GetCtrlVal (gpanel, PanSTFT_OrdreReg,&ordre);
                GetCtrlVal (gpanel, PanSTFT_NomFichier,NomFichier);

                if(gAvecCorr== 0){
                    gTestInfo.Bzero = 0;
                    SetCtrlVal (gpanel, PanSTFT_ZeroB, gTestInfo.Bzero);
                }
         }
        /*   Vérification de la présence d'un nom de fichier non nul      */
        if(strlen(NomFichier) != 0)
{
            AffichePanneau(gpanel2);
            LireFichier(NomFichier, NomFichierT);
        strcpy(NomFichierT,NomFichier);
            Transfert_Volt_a_Millimetre();
            AffichePanneau(gpanel6);
            Graphique(gpanel6,Echelle, ordre);
            SetCtrlVal (gpanel, PanSTFT_CVmm, gTestInfo.C);
        }else{
            MessagePopup("NOM DU FICHIER","Vous avez oubliez de donner un nom au
                    fichier");
        }
        if(gAvecCorr == 0)
            SetCtrlVal (gpanel, PanSTFT_ZeroB, gTestInfo.Bzero);
        break;

    case MB1_Graph_VisVN:
```

```
        if(gpanel != gpanel7)
            AffichePanneau(gpanel7);
        if(gpanel == gpanel6)
        {
            GetCtrlVal (gpanel, PanSTFT_ZeroA, &gTestInfo.Azero);
            GetCtrlVal (gpanel, PanSTFT_NbrLignes,&gTestInfo.Lzero);
            GetCtrlVal (gpanel, PanSTFT_OrdreReg,&ordre);
            GetCtrlVal (gpanel, PanSTFT_NomFichier,NomFichier);

            if(gAvecCorr!= 0)
                    GetCtrlVal (gpanel, PanSTFT_ZeroB, &gTestInfo.Bzero);
        }
        /*    Vérification de la présence d'un nom de fichier non nul      */
       if(strlen(NomFichier) != 0)
{
            AffichePanneau(gpanel2);
        LireFichier(NomFichier, NomFichierT);
            strcpy(NomFichierT,NomFichier);
            AffichePanneau(gpanel7);
            Graphique(gpanel7,Echelle, ordre);
            SetCtrlVal (gpanel, PanVolt_NomFichier,NomFichier);
        }else{
            MessagePopup("NOM DU FICHIER","Vous avez oubliez de donner un nom au
                    fichier");
        }
        break;

    case MB1_Graph_VisdAN:
        if(gpanel == gpanel3)
            MessagePopup("NOM DU FICHIER","Vous devez, pour modifier les
                        paramètres du polynome, faire "Visualiser a vs N"");
        if(gpanel == gpanel6)
        {
            GetCtrlVal (gpanel, PanSTFT_ZeroA, &gTestInfo.Azero);
            GetCtrlVal (gpanel, PanSTFT_NbrLignes,&gTestInfo.Lzero);
            GetCtrlVal (gpanel, PanSTFT_OrdreReg,&ordre);
            GetCtrlVal (gpanel, PanSTFT_NomFichier,NomFichier);

            if(gAvecCorr!= 0)
                GetCtrlVal (gpanel, PanSTFT_ZeroB, &gTestInfo.Bzero);
        }

        /*    Vérification de la présence d'un nom de fichier non nul      */
       if(strlen(NomFichier) != 0)
        {
            AffichePanneau(gpanel2);
            LireFichier(NomFichier, NomFichierT);
            strcpy(NomFichierT,NomFichier);
            Transfert_Volt_a_Millimetre();
            AffichePanneau(gpanel3);
            Graphique(gpanel3,Echelle, ordre);
```

```
        SetCtrlVal (gpanel, PanDadn_ZeroA, gTestInfo.Azero);
    SetCtrlVal (gpanel, PanDadn_NbrLignes,gTestInfo.Lzero);
        SetCtrlVal (gpanel, PanDadn_OrdreReg,ordre);
    SetCtrlVal (gpanel, PanDadn_NomFichier,NomFichier);
        if(gAvecCorr == 0)
            gTestInfo.Bzero = 0;
            SetCtrlVal (gpanel, PanDadn_ZeroB, gTestInfo.Bzero);
        }else{
            MessagePopup("NOM DU FICHIER","Vous avez oubliez de donner un
                        nom au fichier");
        }
        break;

    case MB1_Graph_VisdAA:
        if(gpanel == gpanel8)
            MessagePopup("NOM DU FICHIER","Vous devez, pour modifier les
                        paramètres du polynome, faire "Visualiser a vs N"");
        if(gpanel == gpanel6)
        {
            GetCtrlVal (gpanel, PanSTFT_ZeroA, &gTestInfo.Azero);
        GetCtrlVal (gpanel, PanSTFT_NbrLignes,&gTestInfo.Lzero);
            GetCtrlVal (gpanel, PanSTFT_OrdreReg,&ordre);
            GetCtrlVal (gpanel, PanSTFT_NomFichier,NomFichier);
            if(gAvecCorr!= 0)
                GetCtrlVal (gpanel, PanSTFT_ZeroB, &gTestInfo.Bzero);
        }

        /*   Vérification de la présence d'un nom de fichier non nul      */
        if(strlen(NomFichier) != 0)
        {
            AffichePanneau(gpanel2);
            LireFichier(NomFichier, NomFichierT);
            strcpy(NomFichierT,NomFichier);
            Transfert_Volt_a_Millimetre();
            AffichePanneau(gpanel8);
            Graphique(gpanel8,Echelle, ordre);

            SetCtrlVal (gpanel, PanDadn_ZeroA, gTestInfo.Azero);
            SetCtrlVal (gpanel, PanDadn_NbrLignes,gTestInfo.Lzero);
            SetCtrlVal (gpanel, PanDadn_OrdreReg,ordre);
            SetCtrlVal (gpanel, PanDadn_NomFichier,NomFichier);
            if(gAvecCorr == 0)
                gTestInfo.Bzero = 0;
                SetCtrlVal (gpanel, PanDadn_ZeroB, gTestInfo.Bzero);

            }else{
                MessagePopup("NOM DU FICHIER","Vous avez oubliez de donner
                            un nom au fichier");
            }
        break;
```

```
                case MB1_Graph_EffaceGraph:
                    DeleteGraphPlot(gpanel,ggraphique,-1.1);
                    break;

                    case MB1_Graph_Eche:
                        if(gpanel != gpanel4){
                            gpanneau_en_attente = gpanel;
                            DeleteGraphPlot(gpanel,ggraphique,-1.1);
                            AffichePanneau(gpanel4);
                            Prend_Nouvelle_Echelle(gpanneau_en_attente, Echelle);
                            AffichePanneau(gpanneau_en_attente);
                            Graphique(gpanneau_en_attente,Echelle, ordre);
                        }
                        break;
                }
            } /* pour le while */

            /*    Libère l'espace mémoire des variables globales  */
            LibereEspaceMemoire();

            /*    Libère l'espace mémoire des variables locales    */
            if(Echelle != NULL)
                free(Echelle);

        } /* fin du main */

        /*****************************************************************************/
        /*                                                                           */
        /*    nom de la fonction:          Graphique                                 */
        /*                                                                           */
        /*    Description:    Cette fonction détermine le type de graphique en fonction du panneau   */
        /*                    sur lequel mous désirons travailler, ajuste les attributs (échelles, valeurs   */
        /*                    minimales et maximales) et appelle la fonction TraceGraphique pour   */
        /*                    tracer le graphique.                                   */
        /*                                                                           */
        /*    Paramètres reçus:    int panneau:  le panneau sur lequel est le graphique   */
        /*                         EchelleGraph:  attributs du graphique à tracer   */
        /*                         int ordre:  ordre de la régression               */
        /*                                                                           */
        /*    Valeur retournée:    aucune                                           */
        /*                                                                           */
        /*****************************************************************************/


void
Graphique(int panneau, EchelleGraph *p, int ordre)
{
    int i, ltype, lXmode, lYmode, lordre, lNpoint;
    double lrr, lcoef[35], lXmin, lXmax, lYmin, lYmax, lNini, lNfin, llongueur;
```

```
double *lX, *lY,*lY2, *lYc, *ldadn1, *ldadn2, *lcycle1;

EchelleGraph lattribut;

lNpoint = gTestInfo.Nligne - gTestInfo.Lzero+1;


/*    Choix des axes et du graphique  */
if(panneau == gpanel3)          /*    Panneau pour da/dN en fonction de N*/
{
      ltype = 0;
      ggraphique = PanDadn_Graph;
}

if(panneau == gpanel6)          /*    Panneau STFT (panneau général)      */
{
      ltype = 1;
      ggraphique = PanSTFT_ObjAn;
      lX = gcycle1;
      lYc = gcrk1;
      lY = gcrkC;
}

if(panneau == gpanel7)          /*    Panneau pour V en fonction de N     */
{
      ltype = 2;
      ggraphique = PanVolt_GraphVolt;
      lX = gcycle;
      lY = gVAmax;
      lY2 = gVBmax;
}

if(panneau == gpanel8)          /*    Panneau pour da/dN en fonction de A*/
{
      ltype = 3;
      ggraphique = PanDadn_A_Graph;
}

lattribut.Xmode = p[ltype].Xmode;
lattribut.Ymode = p[ltype].Ymode;
lattribut.Xmin =  p[ltype].Xmin;
lattribut.Xmax =  p[ltype].Xmax;
lattribut.Ymin =  p[ltype].Ymin;
lattribut.Ymax =  p[ltype].Ymax;
lattribut.XNbrDiv       = p[ltype].XNbrDiv;
lattribut.Xintervalle   = p[ltype].Xintervalle;
lattribut.YNbrDiv       = p[ltype].YNbrDiv;
lattribut.Yintervalle   = p[ltype].Yintervalle;

if ((panneau == gpanel3)||(panneau == gpanel8))/*Panneau pour dA/dN en fonction de N ou de a */
{
```

```
        PolyFit (gcycle1, gcrk1, gTestInfo.Nligne-gTestInfo.Lzero-1, ordre, gcrkC, lcoef, &lrr);
        Calcule_da_dN (lcoef,ordre);
        ldadn1  = AllouVecteur(gTestInfo.Nligne-6);
        lcycle1 = AllouVecteur(gTestInfo.Nligne-6);
        ldadn2  = AllouVecteur(gTestInfo.Nligne-gTestInfo.Lzero+1);

        for(i = 0; i< gTestInfo.Nligne-6; i++)
        {
            ldadn1[i]  = gdadn1[i].dadn;
            lcycle1[i] = gdadn1[i].cycle;
        }

        for(i = 0; i< gTestInfo.Nligne-gTestInfo.Lzero +1; i++)
            ldadn2[i]  = gdadn2[i].dadn;

        if(panneau == gpanel3)
        {
            lX  = gcycle1;
            lY  = ldadn2;
            TraceGraphique(gpanel, ggraphique, &lattribut, lNpoint, lX, lY, 2);
            lNpoint =gTestInfo.Nligne -6;
            lX = lcycle1;
            lY = ldadn1;
            TraceGraphique(gpanel, ggraphique, &lattribut, lNpoint, lX, lY, 1);
        }
        if(panneau == gpanel8)
        {
            lX  = gcrkC;
            lY  = ldadn2;
            TraceGraphique(gpanel, ggraphique, &lattribut, lNpoint, lX, lY, 3);
        }

    }

    if (panneau == gpanel6)  /*  panneau STFT */
    {
        PolyFit (gcycle1, gcrk1, gTestInfo.Nligne-gTestInfo.Lzero+1, ordre, gcrkC, lcoef, &lrr);
        TraceGraphique(gpanel, ggraphique, &lattribut, gTestInfo.Nligne-gTestInfo.Lzero+1,
                        lX, lYc,1);
        lordre = ordre;
        lNini = Polynome_Interpolation(lcoef,lordre);
        gTestInfo.Ni = lNini;
        llongueur = 0;
        lNfin = gcycle[gTestInfo.Nligne-1];
        for(i = 0; i < (ordre+1); i++)
            llongueur = llongueur + lcoef[i]*pow(lNfin,(double)i);
        gTestInfo.aestime = llongueur;

        SetCtrlVal (gpanel, PanSTFT_Ni,lNini);
        SetCtrlVal (gpanel, PanSTFT_Aestime,llongueur);
        SetCtrlVal (gpanel, PanSTFT_Areelle,gcrk[gTestInfo.Nligne-1]);
```

```
        TraceGraphique(gpanel, ggraphique, &lattribut, lNpoint, lX, lY, 0);
    }

    if(panneau == gpanel7)  /*      Panneau pour V en fonction de N      */
    {
        TraceGraphique(gpanel, ggraphique, &lattribut, gTestInfo.Nligne, lX, lY2, 3);
        TraceGraphique(gpanel, ggraphique, &lattribut, gTestInfo.Nligne, lX, lY, 1);
    }
}


/*****************************************************************************/
/*                                                                           */
/*   nom de la fonction:              TraceGraphique                         */
/*                                                                           */
/*   Description:    Cette fonction trace le graphique demandé.              */
/*                                                                           */
/*   Paramètres reçus:    int panneau:  le panneau sur lequel est le graphique */
/*                        int graphique: le graphique                        */
/*                        EchelleGraph:  attributs du graphique à tracer     */
/*                        double *X:  pointeur à un vecteur de données qui correspondent */
/*                                    aux valeurs en X                       */
/*                        double *Y:  pointeur à un vecteur de données qui correspondent */
/*                                    aux valeurs en Y                       */
/*                        int Npoint:  le nombre de données que contient chaques vecteurs */
/*                        int type : le type de tracé (couleurs et formes de points) */
/*                                                                           */
/*   Valeur retournée:    aucune                                             */
/*                                                                           */
/*****************************************************************************/

void
TraceGraphique(int panneau, int graphique, EchelleGraph *p, int Npoint, double *X,
                    double *Y, int type)
{
    int i, lXmode, lYmode, lXdiv, lYdiv;
    int lplotstyle, lpointstyle, llinestyle, lcouleur;
    double lXmin, lXmax, lYmin, lYmax, lXinterv, lYinterv;

    lXmode   = p[0].Xmode;
    lYmode   = p[0].Ymode;
    lXmin    = p[0].Xmin;
    lXmax    = p[0].Xmax;
    lYmin    = p[0].Ymin;
    lYmax    = p[0].Ymax ;
    lXdiv    = p[0].XNbrDiv;
    lXinterv = p[0].Xintervalle;
    lYdiv    = p[0].YNbrDiv;
    lYinterv = p[0].Yintervalle;
```

```
if (type == 0)
{
      lplotstyle = VAL_THIN_LINE;      /* tableau 3.18, page 3.47 UIRM      */
      lpointstyle = VAL_NO_POINT;            /* tableau 3.16, page 3.46 UIRM      */
      llinestyle = VAL_SOLID;      /* tableau 3.17, page 3.47 UIRM      */
      lcouleur   = VAL_BLACK;                /* tableau 3.3, page 3.13 UIRM */
}
if (type == 1)
{
      lplotstyle = VAL_SCATTER;
      lpointstyle = VAL_SMALL_SOLID_SQUARE;
      llinestyle = VAL_DOT;
      lcouleur   = VAL_BLACK;
}
if (type == 2)
{
      lplotstyle = VAL_THIN_LINE;
      lpointstyle = VAL_NO_POINT;
      llinestyle = VAL_SOLID;
      lcouleur   = VAL_DK_BLUE;
}
if (type == 3)
{
      lplotstyle = VAL_SCATTER;
      lpointstyle = VAL_BOLD_CROSS;
      llinestyle = VAL_DOT;
      lcouleur   = VAL_DK_BLUE;
}

if((p[0].Xmode == 1)&&(p[0].Ymode ==1))  /* X et Y automatique   */
{
      SetAxisRange(panneau,graphique,VAL_AUTOSCALE,lXmin,lXmax,
                  VAL_AUTOSCALE,lYmin,lYmax);
      SetCtrlAttribute(panneau, graphique,ATTR_XDIVISIONS,VAL_AUTO);
      SetCtrlAttribute(panneau, graphique,ATTR_YDIVISIONS,VAL_AUTO);
}

if((p[0].Xmode == 0)&&(p[0].Ymode == 1))  /* X manuel et Y automatique      */
{
      SetAxisRange(panneau,graphique,VAL_MANUAL,lXmin,lXmax,
                  VAL_AUTOSCALE,lYmin,lYmax);
      SetCtrlAttribute(panneau, graphique,ATTR_XDIVISIONS,lXdiv);
      SetCtrlAttribute(panneau, graphique,ATTR_YDIVISIONS,VAL_AUTO);
}

if((p[0].Xmode == 1)&&(p[0].Ymode == 0))  /* X automatique et Y manuel      */
{
      SetAxisRange(panneau,graphique,VAL_AUTOSCALE,lXmin,lXmax,
                  VAL_MANUAL,lYmin,lYmax);
      SetCtrlAttribute(panneau, graphique,ATTR_XDIVISIONS,VAL_AUTO);
      SetCtrlAttribute(panneau, graphique,ATTR_YDIVISIONS,lYdiv);
```

```
    }
    if((p[0].Xmode == 0)&&(p[0].Ymode == 0)) /* X manuel et Y manuel     */
    {
        SetAxisRange(panneau,graphique,VAL_MANUAL,lXmin,lXmax,
                        VAL_MANUAL,lYmin,lYmax);
        SetCtrlAttribute(panneau, graphique,ATTR_XDIVISIONS,lXdiv);
        SetCtrlAttribute(panneau, graphique,ATTR_YDIVISIONS,lYdiv);
    }

    PlotXY (panneau,graphique,X,Y,Npoint,VAL_DOUBLE,VAL_DOUBLE,lplotstyle,
                                                lpointstyle,llinestyle,1,lcouleur);

    /*   Complete les lignes du graphique     */
    GetAxisRange(panneau,graphique,&lXmode,&lXmin,&lXmax,&lYmode,&lYmin,&lYmax);
    PlotLine(panneau,graphique,lXmin,0,lXmax,0,VAL_GRAY);
            PlotLine(panneau,graphique,lXmin,lYmin,lXmax,lYmin,VAL_GRAY);
    PlotLine(panneau,graphique,lXmax,lYmin,lXmax,lYmax,VAL_GRAY);
}

/*****************************************************************************/
/*                                                                           */
/*   nom de la fonction:          MetPanneauEnMemoire                        */
/*                                                                           */
/*   Description:    Cette fonction met tous les panneaux qui vont être utilisés en mémoire */
/*                                                                           */
/*   Paramètres reçus:    aucun                                              */
/*                                                                           */
/*   Valeur retournée:    aucune                                             */
/*                                                                           */
/*****************************************************************************/

void
MetPanneauEnMemoire(void)
{
    int lsortie1,lAction;

    gpanel1 = LoadPanel (0,"maitrise.uir", Pan1);
    gpanel2 = LoadPanel (0,"maitrise.uir", PanAttendr);
    gpanel3 = LoadPanel (0,"maitrise.uir", PanDadn);
    gpanel4 = LoadPanel (0,"maitrise.uir", PanEchelle);
    gpanel6 = LoadPanel (0,"maitrise.uir", PanSTFT);
    gpanel7 = LoadPanel (0,"maitrise.uir", PanVolt);
    gpanel8 = LoadPanel (0,"maitrise.uir", PanDadn_A);

    gmenu = LoadMenuBar(gpanel6,"maitrise.uir",MB1);
    gpanel = gpanel1;

    ggraphique = SetActivePanel(gpanel);
    ggraphique = DisplayPanel(gpanel);

    lsortie1 = FAUX;
    while (lsortie1 == FAUX)
```

```
        {
            GetUserEvent (0, &gpanel, &lAction);
            switch (lAction) {
                case Panl_Ok:
                    lsortiel = VRAI;
                    break;
            }
        }
        ggraphique = DiscardPanel(gpanel);
        gpanel = gpanel6;
}

/*****************************************************************************/
/*                                                                           */
/*    nom de la fonction:          AffichePanneau                            */
/*                                                                           */
/*    Description:    Affiche le panneau demandé                             */
/*                                                                           */
/*    Paramètres reçus:    int panneau: le numéro du panneau                 */
/*                                                                           */
/*    Valeur retournée:    aucune                                            */
/*                                                                           */
/*****************************************************************************/

void
AffichePanneau(int panneau)
{
    if (panneau != gpanel4)
        ggraphique = HidePanel(gpanel);
    if(panneau == gpanel1)          /*   Panneau de présentation   */
        gpanel = gpanel1;
    if(panneau == gpanel2)          /*   Panneau Attendre    */
        gpanel = gpanel2;
    if(panneau == gpanel3)          /*   Panneau pour dA/dN en fonction de N     */
    {
        gpanel = gpanel3;
        SetMenuBarAttribute(gmenu,MB1_Menu_ChoixFich,ATTR_DIMMED,1);
        SetMenuBarAttribute(gmenu,MB1_Menu_Genere,ATTR_DIMMED,0);
        SetMenuBarAttribute(gmenu,MB1_Corr_Sans,ATTR_DIMMED,1);
        SetMenuBarAttribute(gmenu,MB1_Corr_Avec,ATTR_DIMMED,1);
        SetMenuBarAttribute(gmenu,MB1_Corr_GenereFichCorr,ATTR_DIMMED,1);
    }
    if(panneau == gpanel4)          /*   Panneau de changement d'échelle     */
        gpanel = gpanel4;
    if(panneau == gpanel6)          /*   Panneau STFT (panneau général)     */
    {
        gpanel = gpanel6;
        SetMenuBarAttribute(gmenu,MB1_Menu_ChoixFich,ATTR_DIMMED,0);
        SetMenuBarAttribute(gmenu,MB1_Menu_Genere,ATTR_DIMMED,1);
        SetMenuBarAttribute(gmenu,MB1_Corr_Sans,ATTR_DIMMED,0);
        SetMenuBarAttribute(gmenu,MB1_Corr_Avec,ATTR_DIMMED,0);
```

```
        SetMenuBarAttribute(gmenu,MB1_Corr_GenereFichCorr,ATTR_DIMMED,0);
    }
    if(panneau == gpanel7)          /*  Panneau pour V en fonction de N     */
    {
        gpanel = gpanel7;
        SetMenuBarAttribute(gmenu,MB1_Menu_Genere,ATTR_DIMMED,1);
        /*SetMenuBarAttribute(gmenu,MB1_Menu_ChoixFich,ATTR_DIMMED,1); */
        SetMenuBarAttribute(gmenu,MB1_Corr_Sans,ATTR_DIMMED,1);
        SetMenuBarAttribute(gmenu,MB1_Corr_Avec,ATTR_DIMMED,1);
        SetMenuBarAttribute(gmenu,MB1_Corr_GenereFichCorr,ATTR_DIMMED,1);
    }
    if(panneau == gpanel8)          /*  Panneau pour dA/dN en fonction de A     */
    {
        gpanel = gpanel8;
        SetMenuBarAttribute(gmenu,MB1_Menu_ChoixFich,ATTR_DIMMED,1);
        SetMenuBarAttribute(gmenu,MB1_Menu_Genere,ATTR_DIMMED,0);
        SetMenuBarAttribute(gmenu,MB1_Corr_Sans,ATTR_DIMMED,1);
        SetMenuBarAttribute(gmenu,MB1_Corr_Avec,ATTR_DIMMED,1);
        SetMenuBarAttribute(gmenu,MB1_Corr_GenereFichCorr,ATTR_DIMMED,1);
    }

    DisplayPanel (gpanel);
    SetActivePanel(gpanel);
}
/*****************************************************************************/
/*                                                                           */
/*  nom de la fonction:          AllouVecteur                                */
/*                                                                           */
/*  Description:   Réserve l'espace pour un vecteur de double               */
/*                                                                           */
/*  Paramètres reçus:   int longueur: le nombre de double que contient le vecteur désiré */
/*                                                                           */
/*  Valeur retournée:   double *lp:  pointeur au vecteur de double           */
/*                                                                           */
/*****************************************************************************/
double*
AllouVecteur(int longueur)
{
    double *lp;

    if((lp = (double *) calloc (longueur,sizeof(double))) == NULL)
        return NULL;
    else
        return(lp);
}
```

```
/*****************************************************************************/
/*                                                                           */
/*    nom de la fonction:              AllouStruct1                          */
/*                                                                           */
/*    Description:     Réserve l'espace pour un vecteur de 4 structure EchelleGraph */
/*                                                                           */
/*    Paramètres reçus:     aucun                                           */
/*                                                                           */
/*    Valeur retournée:     EhelleGraph *lp:  pointeur au vecteur de structure EchelleGraph */
/*                                                                           */
/*****************************************************************************/

EchelleGraph*
AllouStruct1(void)
{
     EchelleGraph *lp;

     if((lp = (EchelleGraph *) calloc (4,sizeof(EchelleGraph))) == NULL)
          return NULL;
     else{
          lp[0].Xmode = lp[1].Xmode = lp[2].Xmode = lp[3].Xmode = 1;
          lp[0].Ymode = lp[1].Ymode = lp[2].Ymode = lp[3].Ymode = 1;
          lp[0].Xmin = lp[1].Xmin = lp[2].Xmin = lp[3].Xmin = 0;
          lp[0].Xmax = lp[1].Xmax = lp[2].Xmax = lp[3].Xmax = 0;
          return(lp);
     }

}
/*****************************************************************************/
/*                                                                           */
/*    nom de la fonction:              AllouStruct2                          */
/*                                                                           */
/*    Description:     Réserve l'espace pour un vecteur de structure Paris   */
/*                                                                           */
/*    Paramètres reçus:     int longueur:  nombre de structure Paris que contient le vecteur */
/*                          désiré                                           */
/*                                                                           */
/*    Valeur retournée:     Paris *lp:  pointeur au vecteur de structure Paris */
/*                                                                           */
/*****************************************************************************/
Paris *
AllouStruct2(int longueur)
{
     Paris *lp;

     if((lp = (Paris *) calloc (longueur,sizeof(Paris))) == NULL)
          return NULL;
     else{
          return(lp);
     }
}
```

```
/*****************************************************************************/
/*                                                                           */
/*    nom de la fonction:          LireFichier                               */
/*                                                                           */
/*    Description:    Lit le fichier de données et vérifie s'il a déjà été lu et met les informations */
/*                    dans des vecteurs globaux                              */
/*                                                                           */
/*    Paramètres reçus:    char NomFichier[]:  Nom du fichier à lire         */
/*                         char NomFichierT[]): Nom du dernier fichier lu    */
/*                                                                           */
/*    Valeur retournée:    aucune                                            */
/*                                                                           */
/*****************************************************************************/
void
LireFichier(char NomFichier[], char NomFichierT[])
{
    char lentete1[13],lentete2[13],lentete3[13],lentete4[13],lentete5[13],
        lentete6[13],lentete7[13],lentete8[13];
    int i,lnombre;
    float ltampon1, ltampon2, ltampon3, ltampon4, ltampon5, ltampon6, ltampon7, ltampon8;


    /*    Vérifions si le fichier est différent de celui précédemment lu    */
    if (strcmp(NomFichier,NomFichierT) != 0)
    {
        if ((gFichier = fopen(NomFichier,"r")) != NULL)
        {
            fscanf(gFichier, "%s %s %s %s %s %s %s %s",lentete1,
                    lentete2,lentete3,lentete4,lentete5,lentete6,lentete7,lentete8);
            fscanf(gFichier,"%g %d",&ltampon4,&gTestInfo.Nligne);
            gTestInfo.areelle = ltampon4;
            lnombre = gTestInfo.Nligne;

            /*    Libère l'espace mémoire réservé pour l'ancien fichier  */
            free (gcycle);
            free (gcycle1);
            free (gSNmax);
            free (gSNmin);
            free (gVAmax);
            free (gVBmax);
            free (gVAmin);
            free (gVBmin) ;
            free (gcrk);
            free (gcrk1);
            free (gcrkC);
            free (gdadn1);
            free (gdadn2);

            /*    réserve l'espace mémoire pour les vecteurs du nouveau fichier    */
            gcycle = AllouVecteur(lnombre);
            gSNmax = AllouVecteur(lnombre);
```

```
                gSNmin = AllouVecteur(lnombre);
                gVAmax = AllouVecteur(lnombre);
                gVBmax = AllouVecteur(lnombre);
                gVAmin = AllouVecteur(lnombre);
                gVBmin = AllouVecteur(lnombre);
                /*    réserve l'espace mémoire pour des vecteurs qui seront utilisés dans    */
                /*    d'autres fonctions                                                     */
                gcycle1 = AllouVecteur(lnombre-gTestInfo.Lzero+1);
                gcrk  =  AllouVecteur(lnombre);
                gcrk1 =  AllouVecteur(lnombre-gTestInfo.Lzero+1);
                gcrkC =  AllouVecteur(lnombre-gTestInfo.Lzero+1);
                gdadn1 = AllouStruct2(lnombre-6);
                gdadn2 = AllouStruct2(lnombre-gTestInfo.Lzero+1);

                for (i=0;i<lnombre;i++)
                {
                    fscanf(gFichier, "%f %f %f %f %f %f %f %f",&ltampon1,&ltampon2,
                            &ltampon3,&ltampon4,&ltampon5,&ltampon6,&ltampon7,&ltampon8);
                    gcycle[i] = ltampon1;
                    gSNmax[i] = ltampon2;
                    gSNmin[i] = ltampon3;
                    gVAmax[i] = ltampon5;
                    gVBmax[i] = ltampon6;
                    gVAmin[i] = ltampon7;
                    gVBmin[i] = ltampon8;
                }

                fclose (gFichier);
            }else{
                MessagePopup("FICHIER","Il est impossible d'ouvrir ce fichier");
            }
        }
    }
```

```
/*****************************************************************************/
/*                                                                           */
/*    nom de la fonction:              Transfert_Volt_a_Millimetre           */
/*                                                                           */
/*    Description:     Transfert le signal lu (volt) en longueur de fissure et met ces données */
/*                     dans un vecteur globale                               */
/*                                                                           */
/*    Paramètres reçus:     aucune                                           */
/*                                                                           */
/*    Valeur retournée:     aucune                                           */
/*                                                                           */
/*****************************************************************************/

void
Transfert_Volt_a_Millimetre(void)
{
    int i, j, lReading;
    double lVrefA, lVrefB, lDD;

    lReading = gTestInfo.Nligne;

    if(gAvecCorr == 1){          /*  Avec correction */
        for(i = 0; i < lReading; i++)
            gVAmax[i] = gVAmax[i] - gVBmax[i];

    }

    /* voltage moyen du canal A */
    lVrefA = 0.0;
    for(i = gTestInfo.Lzero-1; i < (gTestInfo.Lzero + gTestInfo.Azero - 1); i++)
        lVrefA =gVAmax[i] + lVrefA;
    lVrefA = lVrefA/gTestInfo.Azero;

    /* voltage moyen du canal B */
    lVrefB = 0.0;
    for(i = gTestInfo.Lzero-1; i < (gTestInfo.Lzero + gTestInfo.Bzero - 1); i++)
        lVrefB = gVBmax[i] + lVrefB;
    lVrefB = lVrefB/gTestInfo.Bzero;

    for(i == 0; i< lReading; i++)
      gcrk[i] = 0.0;

    /* Relation linéaire entre la longueur de la fissure et le voltage */
    lDD = gTestInfo.areelle/(gVAmax[lReading-1] - lVrefA);
        gTestInfo.C = lDD * 25.4/1000;

    if(gAvecCorr == 0){  /* Sans correction  */
        for(i = 0; i < lReading; i++)
            gcrk[i] = (gVAmax[i] - lVrefA) * lDD * 25.4;
        for(i = gTestInfo.Lzero-1; i < lReading; i++)
        {
```

```
                j = i-gTestInfo.Lzero + 1;
                gcrk1[j] = gcrk[i];
                gcycle1[j] = gcycle[i];
            }
        }else{  /* Avec correction */
            for(i = 0; i < lReading; i++)
            gcrk[i] = (gVAmax[i] - lVrefA) * lDD * 25.4;
            for(i = gTestInfo.Lzero-1; i < lReading; i++)
            {
                j = i-gTestInfo.Lzero + 1;
                gcrk1[j] = gcrk[i];
                gcycle1[j] = gcycle[i];
            }
        }
}

/*****************************************************************************/
/*                                                                           */
/*    nom de la fonction:              LibereEspaceMemoire                   */
/*                                                                           */
/*    Description:     Libère l'espace mémoire qui a été allouer dynamiquement */
/*                                                                           */
/*    Paramètres reçus:     aucune                                           */
/*                                                                           */
/*    Valeur retournée:     aucune                                           */
/*                                                                           */
/*****************************************************************************/
void
LibereEspaceMemoire(void)
{
        /*    Libère l'espace mémoire qui était réservé    */
        if(gcycle != NULL)
            free(gcycle);
        if(gcycle1 != NULL)
            free(gcycle1);
        if(gSNmax == NULL)
            free(gSNmax);
        if(gSNmin == NULL)
            free(gSNmin);
        if(gVAmax == NULL)
            free(gVAmax);
        if(gVBmax == NULL)
            free(gVBmax);
        if(gVAmin == NULL)
            free(gVAmin);
        if(gVBmin == NULL)
            free(gVBmin);
        if(gcrk != NULL)
            free(gcrk);
        if(gcrk1 != NULL)
            free (gcrk1);
```

```
    if(gcrkC != NULL)
        free(gcrkC);
    if(gdadn1 != NULL)
        free(gdadn1);
    if(gdadn2 != NULL)
        free(gdadn2);
}

/*****************************************************************************/
/*                                                                           */
/*   nom de la fonction:          Prend_Nouvelle_Echelle                     */
/*                                                                           */
/*   Description:    Met en mémoire les valeurs des échelles d'un graphique  */
/*                                                                           */
/*   Paramètres reçus:    int panneau:  panneau sur lequel est le graphique en question */
/*                        EchelleGraph *p:  pointeur à la structure où les nouveaux attributs */
/*                                          graphique vont être entreposés   */
/*                                                                           */
/*   Valeur retournée:    aucune                                             */
/*                                                                           */
/*****************************************************************************/

void
Prend_Nouvelle_Echelle(int panneau, EchelleGraph *p)
{
    int lXmode, lXdiv, lYmode, lYdiv, lfin, lprovenance, lItem, lXsortie, lYsortie;
    double lXinter, lXmin, lXmax, lYmin, lYmax, lYinter;

    if(panneau == gpanel3)          /*  Panneau pour dA/dN en fonction de N  */
    {
        lXmode = p[0].Xmode;
        lYmode = p[0].Ymode;
        lXmin =  p[0].Xmin;
        lXmax =  p[0].Xmax;
        lYmin =  p[0].Ymin;
        lYmax =  p[0].Ymax;
        lXdiv  = p[0].XNbrDiv;
        lXinter = p[0].Xintervalle;
        lYdiv  = p[0].YNbrDiv;
        lYinter = p[0].Yintervalle;
    }

    if(panneau == gpanel6)          /*  Panneau STFT (panneau général)  */
    {
        lXmode = p[1].Xmode;
        lYmode = p[1].Ymode;
        lXmin =  p[1].Xmin;
        lXmax =  p[1].Xmax;
        lYmin =  p[1].Ymin;
        lYmax =  p[1].Ymax;
        lXdiv  = p[1].XNbrDiv;
```

```
        lXinter = p[1].Xintervalle;
        lYdiv   = p[1].YNbrDiv;
        lYinter = p[1].Yintervalle;
    }
    if(panneau == gpanel7)    /*    Panneau pour V en fonction de N      */
    {
        lXmode = p[2].Xmode;
        lYmode = p[2].Ymode;
        lXmin =  p[2].Xmin;
        lXmax =  p[2].Xmax;
        lYmin =  p[2].Ymin * 1000;
        lYmax =  p[2].Ymax * 1000;
        lXdiv   = p[2].XNbrDiv;
        lXinter = p[2].Xintervalle;
        lYdiv   = p[2].YNbrDiv;
        lYinter = p[2].Yintervalle;
    }
    if(panneau == gpanel8)    /*    Panneau pour dA/dN en fonction de a*/
    {
        lXmode = p[3].Xmode;
        lYmode = p[3].Ymode;
        lXmin =  p[3].Xmin;
        lXmax =  p[3].Xmax;
        lYmin =  p[3].Ymin;
        lYmax =  p[3].Ymax;
        lXdiv   = p[3].XNbrDiv;
        lXinter = p[3].Xintervalle;
        lYdiv   = p[3].YNbrDiv;
        lYinter = p[3].Yintervalle;
    }
    SetCtrlVal (gpanel, PanEchelle_AxeY, lYmode);
    SetCtrlVal (gpanel, PanEchelle_AxeX, lXmode);
    SetCtrlVal (gpanel, PanEchelle_Ymin, lYmin);
    SetCtrlVal (gpanel, PanEchelle_Ymax, lYmax);
    SetCtrlVal (gpanel, PanEchelle_Xmin, lXmin);
    SetCtrlVal (gpanel, PanEchelle_Xmax, lXmax);

    lfin = FAUX;

    while(lfin != VRAI)
    {
        GetUserEvent(0,&lprovenance,&lItem);
        switch (lItem){
            case PanEchelle_AxeX:
                GetCtrlVal (gpanel, PanEchelle_AxeX, &lXmode);
                if(lXmode == 0)
                {
                    SetCtrlAttribute(gpanel, PanEchelle_Xmin,ATTR_DIMMED,0);
                    SetCtrlAttribute(gpanel, PanEchelle_Xmax,ATTR_DIMMED,0);
                    SetCtrlAttribute(gpanel, PanEchelle_XNbrDiv,ATTR_DIMMED,0);
                    SetCtrlAttribute(gpanel, PanEchelle_XIntervalle,ATTR_DIMMED,0);
```

```
        }else{
            SetCtrlAttribute(gpanel, PanEchelle_Xmin,ATTR_DIMMED,1);
            SetCtrlAttribute(gpanel, PanEchelle_Xmax,ATTR_DIMMED,1);
            SetCtrlAttribute(gpanel, PanEchelle_XNbrDiv,ATTR_DIMMED,1);
            SetCtrlAttribute(gpanel, PanEchelle_XIntervalle,ATTR_DIMMED,1);
        }
        break;

    case PanEchelle_Xmin:
        GetCtrlVal (gpanel, PanEchelle_Xmin, &lXmin);
        GetCtrlVal (gpanel, PanEchelle_Xmax, &lXmax);
        GetCtrlVal (gpanel, PanEchelle_XNbrDiv, &lXdiv);
        if(lXmax > lXmin)
        {
            lXinter = (lXmax-lXmin)/((double)lXdiv);
            SetCtrlVal (gpanel, PanEchelle_XIntervalle, lXinter);
        }else{
            MessagePopup("ECHELLE DES X","Xmax doit être plus grand que Xmin");
        }
        break;

    case PanEchelle_Xmax:
        GetCtrlVal (gpanel, PanEchelle_Xmin, &lXmin);
        GetCtrlVal (gpanel, PanEchelle_Xmax, &lXmax);
        GetCtrlVal (gpanel, PanEchelle_XNbrDiv, &lXdiv);
        if(lXmax > lXmin)
        {
            lXinter = (lXmax-lXmin)/((double)lXdiv);
            SetCtrlVal (gpanel, PanEchelle_XIntervalle, lXinter);
        }else{
            MessagePopup("ECHELLE DES X","Xmax doit être plus grand que Xmin");
        }
        break;

    case PanEchelle_XNbrDiv:
        GetCtrlVal (gpanel, PanEchelle_Xmin, &lXmin);
        GetCtrlVal (gpanel, PanEchelle_Xmax, &lXmax);
        GetCtrlVal (gpanel, PanEchelle_XNbrDiv, &lXdiv);
        if(lXmax > lXmin)
        {
            lXinter = (lXmax-lXmin)/((double)lXdiv);
            SetCtrlVal (gpanel, PanEchelle_XIntervalle, lXinter);
        }else{
            MessagePopup("ECHELLE DES X","Xmax doit être plus grand que Xmin");
        }
        break;

    case PanEchelle_AxeY:
        GetCtrlVal (gpanel, PanEchelle_AxeY, &lYmode);
        if(lYmode == 0)
        {
```

```
            SetCtrlAttribute(gpanel, PanEchelle_Ymin,ATTR_DIMMED,0);
            SetCtrlAttribute(gpanel, PanEchelle_Ymax,ATTR_DIMMED,0);
            SetCtrlAttribute(gpanel, PanEchelle_YNbrDiv,ATTR_DIMMED,0);
            SetCtrlAttribute(gpanel, PanEchelle_YIntervalle,ATTR_DIMMED,0);
        }else{
            SetCtrlAttribute(gpanel, PanEchelle_Ymin,ATTR_DIMMED,1);
            SetCtrlAttribute(gpanel, PanEchelle_Ymax,ATTR_DIMMED,1);
            SetCtrlAttribute(gpanel, PanEchelle_YNbrDiv,ATTR_DIMMED,1);
            SetCtrlAttribute(gpanel, PanEchelle_YIntervalle,ATTR_DIMMED,1);
        }
        break;

    case PanEchelle_Ymin:
        GetCtrlVal (gpanel, PanEchelle_Ymin, &lYmin);
        GetCtrlVal (gpanel, PanEchelle_Ymax, &lYmax);
        GetCtrlVal (gpanel, PanEchelle_YNbrDiv, &lYdiv);
        if(lYmax > lYmin)
        {
            lYinter = (lYmax-lYmin)/((double)lYdiv);
            SetCtrlVal (gpanel, PanEchelle_YIntervalle, lYinter);
        }else{
            MessagePopup("ECHELLE DES Y","Ymax doit être plus grand que Ymin");
        }
        break;

    case PanEchelle_Ymax:
        GetCtrlVal (gpanel, PanEchelle_Ymin, &lYmin);
        GetCtrlVal (gpanel, PanEchelle_Ymax, &lYmax);
        GetCtrlVal (gpanel, PanEchelle_YNbrDiv, &lYdiv);
        if(lYmax > lYmin)
        {
            lYinter = (lYmax-lYmin)/((double)lYdiv);
            SetCtrlVal (gpanel, PanEchelle_YIntervalle, lYinter);
        }else {
            MessagePopup("ECHELLE DES Y","Ymax doit être plus grand que Ymin");
        }
        break;

    case PanEchelle_YNbrDiv:
        GetCtrlVal (gpanel, PanEchelle_Ymin, &lYmin);
        GetCtrlVal (gpanel, PanEchelle_Ymax, &lYmax);
        GetCtrlVal (gpanel, PanEchelle_YNbrDiv, &lYdiv);
        if(lYmax > lYmin)
        {
            lYinter = (lYmax-lYmin)/((double)lYdiv);
            SetCtrlVal (gpanel, PanEchelle_YIntervalle, lYinter);
        }else{
            MessagePopup("ECHELLE DES Y","Ymax doit être plus grand que Ymin");
        }
        break;
```

```
case PanEchelle_Ok:
    GetCtrlVal (gpanel, PanEchelle_AxeX, &lXmode);
    GetCtrlVal (gpanel, PanEchelle_Xmin, &lXmin);
    GetCtrlVal (gpanel, PanEchelle_Xmax, &lXmax);
    GetCtrlVal (gpanel, PanEchelle_XNbrDiv, &lXdiv);
    GetCtrlVal (gpanel, PanEchelle_XIntervalle, &lXinter);
    GetCtrlVal (gpanel, PanEchelle_AxeY, &lYmode);
    GetCtrlVal (gpanel, PanEchelle_Ymin, &lYmin);
    GetCtrlVal (gpanel, PanEchelle_Ymax, &lYmax);
    GetCtrlVal (gpanel, PanEchelle_YNbrDiv, &lYdiv);
    GetCtrlVal (gpanel, PanEchelle_YIntervalle, &lYinter);

    if((lXmode == 1) || (lXmax > lXmin))
        lXsortie = VRAI;
    else
        lXsortie = FAUX;

    if((lYmode == 1) || (lYmax > lYmin))
        lYsortie = VRAI;
    else
        lYsortie = FAUX;

    if((lXsortie == VRAI)&&(lYsortie == VRAI))
    {
        if(panneau == gpanel3)    /*    Panneau pour dA/dN en fonction de N    */
        {
            p[0].Xmode = lXmode;
            p[0].Ymode = lYmode;
            p[0].Xmin = lXmin;
            p[0].Xmax = lXmax;
            p[0].Ymin = lYmin;
            p[0].Ymax = lYmax;
            p[0].XNbrDiv    = lXdiv;
            p[0].Xintervalle = lXinter;
            p[0].YNbrDiv    = lYdiv;
            p[0].Yintervalle = lYinter;
        }

        if(panneau == gpanel6)        /*    Panneau STFT (panneau général)    */
        {
            p[1].Xmode = lXmode;
            p[1].Ymode = lYmode;
            p[1].Xmin = lXmin;
            p[1].Xmax = lXmax;
            p[1].Ymin = lYmin;
            p[1].Ymax = lYmax;
            p[1].XNbrDiv    = lXdiv;
            p[1].Xintervalle = lXinter;
            p[1].YNbrDiv    = lYdiv;
            p[1].Yintervalle = lYinter;
        }
```

```
                    if(panneau == gpanel7)    /*    Panneau pour V en fonction de N      */
                    {
                        p[2].Xmode = lXmode;
                        p[2].Ymode = lYmode;
                        p[2].Xmin = lXmin;
                        p[2].Xmax = lXmax;
                        p[2].Ymin = lYmin/1000;
                        p[2].Ymax = lYmax/1000;
                        p[2].XNbrDiv    = lXdiv;
                        p[2].Xintervalle = lXinter;
                        p[2].YNbrDiv    = lYdiv;
                        p[2].Yintervalle = lYinter;
                    }

                    if(panneau == gpanel8)    /*    Panneau pour dA/dN en fonction de A      */
                    {
                        p[3].Xmode = lXmode;
                        p[3].Ymode = lYmode;
                        p[3].Xmin = lXmin;
                        p[3].Xmax = lXmax;
                        p[3].Ymin = lYmin;
                        p[3].Ymax = lYmax;
                        p[3].XNbrDiv    = lXdiv;
                        p[3].Xintervalle = lXinter;
                        p[3].YNbrDiv    = lYdiv;
                        p[3].Yintervalle = lYinter;
                    }

                    lfin = VRAI;

                }else{
                    if(lXsortie == FAUX)
                        MessagePopup("ECHELLE DES X","Xmax doit être
                                    plus grand que Xmin");
                    if(lYsortie == FAUX)
                        MessagePopup("ECHELLE DES Y","Ymax doit être
                                        plus grand que Ymin");
                }
                break;

            case PanEchelle_Annule:
                lfin = VRAI;
                break;
        }
    }
}
```

```
/*****************************************************************************/
/*                                                                           */
/*    nom de la fonction:              Polynome_Interpolation                */
/*                                                                           */
/*    Description:     Calcule le nombre de cycles pour l'initiation d'une fissure de 0.4 mm */
/*                                                                           */
/*    Paramètres reçus:     double coefficient[]:  vecteur contenant les coefficient du polynôme */
/*                                                 de degré n qui représente a en fonction de N */
/*                          int ordre:  degré n du polynôme                  */
/*                                                                           */
/*    Valeur retournée:     double lNi:  nombre de cycles pour l'initiation  */
/*                                                                           */
/*****************************************************************************/
double
Polynome_Interpolation(double coeff[],int ordre)
{
    int i,j,lfin,lposition, ltampon;

    double llongueur, lNini;

    if(gcrkC[gTestInfo.Nligne-gTestInfo.Lzero] > Cini)
    {
        lfin = FAUX;
        lposition = ltampon = (gTestInfo.Nligne-gTestInfo.Lzero+1)/2;
        while(lfin != VRAI)
        {
            if(gcrkC[lposition] < Cini)
                lposition = lposition + ltampon/2;
            else
                lposition = lposition - ltampon/2;
            ltampon = ltampon/2;
            if(ltampon == 0)
                lfin = VRAI;
        }
        if(gcrkC[lposition] >= Cini)
            lposition = lposition - 1;
        lNini = gcycle[lposition];
        ltampon = gcycle[1] - gcycle[0];
        lfin = FAUX;
        while(lfin != VRAI)
        {
            llongueur = 0;
            for(i = 0; i < (ordre+1); i++)
                llongueur = llongueur + coeff[i]*pow(lNini,(double)i);
            if(llongueur < Cini)
                lNini = lNini + ltampon/2;
            else
                lNini = lNini - ltampon/2;
            ltampon = ltampon/2;
            if(ltampon == 0)
                lfin = VRAI;
```

```
        }
        lNini = lNini + gcycle[gTestInfo.Lzero-1];
    }else{
        lNini = 0.0;
    }
    return lNini;
}

/*****************************************************************************/
/*                                                                           */
/*   nom de la fonction:              Calcule_da_dN                          */
/*                                                                           */
/*   Description:    Calcule le da/dN en dérivant le polynôme de degré n     */
/*                                                                           */
/*   Paramètres reçus:    double coefficient[]: vecteur contenant les coefficient du polynôme */
/*                                              de degré n qui représente a en fonction de N */
/*                        int ordre:  degré n du polynôme                    */
/*                                                                           */
/*   Valeur retournée:    aucune                                             */
/*                                                                           */
/*****************************************************************************/
void
Calcule_da_dN (double coeff[],int ordre)
{
    int i,j,k;

    double lTcrk[7], lTcycle[7], lTcycle2[7],lTcrkC[7], lcoef[3], lrr , lc1, lc2, ltampon;

    /* ASTM E 647, Incremental Polynomial Method (7 points) pour les donnees brutes   */
    for(i = 3; i < gTestInfo.Nligne-3; i++)
    {
        for(j = 0; j < 7; j++)
        {
            k = i - 3 +j;
            lTcrk[j]   = gcrk[k];
            lTcycle[j] = gcycle[k];
        }
        lc1 = (lTcycle[0] + lTcycle[6])*0.5;
        lc2 = (lTcycle[6] - lTcycle[0])*0.5;

        for(j = 0; j < 7; j++)
        {
            lTcycle2[j] = (lTcycle[j] - lc1)/lc2;
        }
        PolyFit (lTcycle2, lTcrk, 7, 2, lTcrkC, lcoef, &lrr);

        ltampon = (lcoef[1]/lc2) + 2.0 * lcoef[2] * (lTcycle2[3]/lc2);
        gdadn1[i-3].dadn = ltampon;
        gdadn1[i-3].dadn = gdadn1[i-3].dadn;
        gdadn1[i-3].cycle = lTcycle[3];
    }
```

```
        /*    Derivee du polynome obtenu avec polyfit   */
        for(i = 0; i < gTestInfo.Nligne-gTestInfo.Lzero+1; i++)
        {
            gdadn2[i].dadn = 0;
            for(j = 1; j < ordre + 1; j++)
                gdadn2[i].dadn = gdadn2[i].dadn + j * coeff[j]*pow(gcycle1[i],(double)(j-1));
            gdadn2[i].dadn = gdadn2[i].dadn;
            gdadn2[i].cycle = gcycle1[i] ;
        }
        i = i;
}
/*****************************************************************************/
/*                                                                           */
/*    nom de la fonction:              Genere_Fichier_Donnees                */
/*                                                                           */
/*    Description:    Génère le fichier de données contenant la longueur de fissure et le da/dN */
/*                    en fonction du nombres de cycles                       */
/*                                                                           */
/*    Paramètres reçus:    aucun                                             */
/*                                                                           */
/*    Valeur retournée:    aucune                                            */
/*                                                                           */
/*****************************************************************************/
void
Genere_Fichier_Donnees(void)
{
        FILE *lNomFichierOut;
        char lNomFichier[80], lmessage[80];
        int lfin,lreponse;
        char lNom[80];
        char lentete1[20], lentete2[20],lentete3[20],lentete4[20],lentete5[20],lentete6[20];
        int li;
        double lzero, ltampon1;

        lzero = 0.0;
        strcpy (lentete1,"CYCLES");
        strcpy (lentete2,"VAmax(volt)");
        strcpy (lentete3,"a réelle (mm)");
        strcpy (lentete4,"a corrigée (mm)");
        strcpy (lentete5,"da/dN(mm/cycle)");
        strcpy (lentete6,"da/dNc(mm/cycle)");

        lfin = FAUX;
        while(lfin == FAUX)
        {
            lreponse = FileSelectPopup ("", "*.txt", "*.*",
                                "Liste des fichiers",VAL_SAVE_BUTTON, 0, 0, 1, 1, lNomFichier);

            if(lreponse == 0)      /* L'usager annule la creation d'un fichier de donnees */
                lfin = VRAI;
```

```
else
{
    if((lNomFichierOut = fopen(lNomFichier,"w+")) != NULL)
    {
        /*    Impression de l'entête du fichier de données      */
        fprintf(lNomFichierOut,"Fichier source:%s\n",gTestInfo.FS);
        fprintf(lNomFichierOut,"Nombre de points pour le zero du canal A:
                %d\n",gTestInfo.Azero);
        fprintf(lNomFichierOut,"Nombre de points pour le zero du canal B:
                %d\n",gTestInfo.Bzero);
        fprintf(lNomFichierOut,"Ligne ou l'on débute les calculs: %d\n",gTestInfo.Lzero);
        fprintf(lNomFichierOut,"Ordre de la régression utilisée:  %d\n",gTestInfo.ordre);
        fprintf(lNomFichierOut,"Contrainte minimale:  %f ksi\n",gSNmin[0]);
        fprintf(lNomFichierOut,"Contrainte maximale:  %f ksi\n\n\n",gSNmax[0]);
        fprintf(lNomFichierOut,"a finale en (réelle):  %f mm\n",gTestInfo.areelle*25.4);
        fprintf(lNomFichierOut,"a finale en (estimée): %f mm\n",gTestInfo.aestime);
        fprintf(lNomFichierOut,"Ni (0.4 mm):      %d cycles\n",(int)gTestInfo.Ni);
        fprintf(lNomFichierOut,"C(X(mm)/Y(mV)):    %f mm/mV\n\n\n",gTestInfo.C);

        fprintf(lNomFichierOut,"%s %s %s %s %s %s\n",lentete1,lentete2,lentete3,
                                lentete4,lentete5,lentete6);

        if(gTestInfo.Lzero > 3)
        {
            for(li= 0; li < 3;li++)
                fprintf(lNomFichierOut,"%d %f %f %f %f %f\n",(int)gcycle[li],
                                        gVAmax[li],gcrk[li],0.0, 0.0, 0.0);
            for(li= 3; li < gTestInfo.Lzero-1;li++)
                fprintf(lNomFichierOut,"%d %f %f %f %f %f\n",(int)gcycle[li],
                        gVAmax[li],gcrk[li],0.0,gdadn1[li-3].dadn, 0.0);


            for(li= gTestInfo.Lzero-1; li < gTestInfo.Nligne-3;li++)
                fprintf(lNomFichierOut,"%d %f %f %f %f %f\n",(int)gcycle[li],
                    gVAmax[li],gcrk[li],gcrkC[li-gTestInfo.Lzero+1],
                    gdadn1[li-3].dadn,gdadn2[li-gTestInfo.Lzero+1].dadn);

            for(li= gTestInfo.Nligne-3; li < gTestInfo.Nligne;li++)
                fprintf(lNomFichierOut,"%d %f %f %f %f %f\n",(int)gcycle[li],
                    gVAmax[li],gcrk[li],gcrkC[li-gTestInfo.Lzero+1],0.0,
                    gdadn2[li-gTestInfo.Lzero+1].dadn);
            fclose(lNomFichierOut);
            MessagePopup("FICHIER GENERE","lE FICHIER EST GENERE !");
        }else{
            if(gTestInfo.Lzero == 1)
            {
                for(li= 0; li < 3;li++)
                    fprintf(lNomFichierOut,"%d %f %f %f %f
                        %f\n",(int)gcycle[li],gVAmax[li],gcrk[li],
                        gcrkC[li], 0.0, gdadn2[li].dadn);
                }
```

```
                    if(gTestInfo.Lzero == 2)
                    {
                        fprintf(lNomFichierOut,"%d %f %f %f %f %f\n",(int)gcycle[0].
                            gVAmax[0],gcrk[0],0.0, 0.0, 0.0);

                        for(li= 1; li < 3;li++)
                            fprintf(lNomFichierOut,"%d %f %f %f %f %f\n".
                                    (int)gcycle[li],gVAmax[li],gcrk[li],
                                    gcrkC[li], 0.0, gdadn2[li].dadn);
                    }

                    if(gTestInfo.Lzero == 3)
                    {
                        for(li= 0; li < 2;li++)
                            fprintf(lNomFichierOut,"%d %f %f %f %f  %f\n".
                                (int)gcycle[li],gVAmax[li],gcrk[li],0.0, 0.0, 0.0);

                        fprintf(lNomFichierOut,"%d %f %f %f %f %f\n"
                            (int)gcycle[2],gVAmax[2],gcrk[2],
                            gcrkC[2], 0.0, gdadn2[2].dadn);
                    }

                    for(li= 3; li < gTestInfo.Lzero-1;li++)
                        fprintf(lNomFichierOut,"%d %f %f %f %f %f\n",(int)gcycle[li],
                            gVAmax[li],gcrk[li],0.0,gdadn1[li-3].dadn, 0.0);

                    for(li= 3; li < gTestInfo.Nligne-3;li++)
                        fprintf(lNomFichierOut,"%d %f %f %f %f %f\n",(int)gcycle[li],
                                gVAmax[li],gcrk[li],gcrkC[li-gTestInfo.Lzero+1],
                                gdadn1[li-3].dadn, gdadn2[li-gTestInfo.Lzero+1].dadn);

                    for(li= gTestInfo.Nligne-3; li < gTestInfo.Nligne;li++)
                        fprintf(lNomFichierOut,"%d %f %f %f %f %f\n",(int)gcycle[li],
                                gVAmax[li],gcrk[li],gcrkC[li-gTestInfo.Lzero+1],0.0,
                                gdadn2[li-gTestInfo.Lzero+1].dadn);

                fclose(lNomFichierOut);
                MessagePopup("FICHIER GENERE","lE FICHIER EST GENERE !");
            }

        }
        lfin = VRAI;
    }
  }
}
```

```
/*****************************************************************************/
/*                                                                           */
/*    nom de la fonction:              Genere_Fichier_Corrige                */
/*                                                                           */
/*    Description:     Génère le fichier du signal en fonction du type de correction demandé  */
/*                                                                           */
/*    Paramètres reçus:     aucun                                           */
/*                                                                           */
/*    Valeur retournée:     aucune                                          */
/*                                                                           */
/*****************************************************************************/
void
Genere_Fichier_Corrige(void)
{
     char lentete1[13],lentete2[13],lentete3[13],lentete4[13],lentete5[13],
          lentete6[13],lentete7[13],lentete8[13];
     int i,j, k, lfin, lnombre1, lnombre2, lstatus, lreponse;

     float lareelle1, lareelle2, ltampon1, ltampon2, ltampon3, ltampon4,
          ltampon5, ltampon6, ltampon7, ltampon8;

     double    lVAT[5], lVATc[5], lCycleT[5], lcoeff[4], lrr;

     double *lcycleS1, *lSNmaxS1, *lSNminS1, *lcrS1, *lVAmaxS1, *lVBmaxS1,
          *lVAminS1, *lVBminS1;

     double *lcycleS2, *lVAmaxS2, *lVAmaxS2I, *ldeltaVA;

     char lNomFichierS1[80], lNomfichierS2[80],lNomfichierD[80],lext[6];

     FILE *lfichier;

     lfin = FAUX;

     lreponse = GenericMessagePopup ("Correction a apporté","Choisissez le type de fichier", "VA0 -
                                        VA1", "VA0 - VA1 (linéaire)", "VA0 - VA1 (polynome)", 0,1
                                        ,2, VAL_GENERIC_POPUP_BTN1,
                                        VAL_GENERIC_POPUP_BTN1,
                                         VAL_GENERIC_POPUP_BTN3);

     if(lreponse == 1)
          strcpy(lext,"*.co1");
     else
     {
          if(lreponse == 2)
               strcpy(lext,"*.co2");
          else
               strcpy(lext,"*.co3");
     }
```

```
if( FileSelectPopup ("", "*.*", "*.*", "Choisir le fichier correspondant au fichier ou il y a une
                    fissure", VAL_SELECT_BUTTON, 0, 0, 1, 0, lNomFichierS1) == 0)
    lfin = VRAI;
else{
    if(FileSelectPopup ("", "*.*", "*.*", "Choisir le fichier correspondant au fichier ou il n'y a pas
                    de fissure", VAL_SELECT_BUTTON, 0, 0, 1, 0, lNomfichierS2) == 0)
        lfin = VRAI;
    else{
        if(FileSelectPopup ("", lext, "*.*","Choisir le nom du fichier corrigé",
                        VAL_SAVE_BUTTON, 0, 0, 1, 1, lNomfichierD)==0)
            lfin = VRAI;
        else
            lfin =FAUX;
    }
}

if(lfin == FAUX)
{
    if ((lfichier = fopen(lNomFichierS1,"r")) != NULL)
    {
        fscanf(lfichier, "%s %s %s %s %s %s %s %s",lentete1,
                lentete2,lentete3,lentete4,lentete5,lentete6,lentete7,lentete8);
        fscanf(lfichier,"%f %d",&lareelle1,&lnombre1);

        /*    réserve l'espace mémoire pour les vecteurs du nouveau fichier    */
        lcycleS1  = AllouVecteur(lnombre1);
        lSNmaxS1  = AllouVecteur(lnombre1);
        lSNminS1  = AllouVecteur(lnombre1);
        lcrS1     = AllouVecteur(lnombre1);
        lVAmaxS1  = AllouVecteur(lnombre1);
        lVBmaxS1  = AllouVecteur(lnombre1);
        lVAminS1  = AllouVecteur(lnombre1);
        lVBminS1  = AllouVecteur(lnombre1);
        lVAmaxS2l = AllouVecteur(lnombre1);

        for (i=0;i<lnombre1;i++)
        {
            fscanf(lfichier, "%f %f %f %f %f %f %f %f",&ltampon1,&ltampon2,
                    &ltampon3,&ltampon4,&ltampon5,&ltampon6,&ltampon7,&ltampon8);
            lcycleS1[i] = ltampon1;
            lSNmaxS1[i] = ltampon2;
            lSNminS1[i] = ltampon3;
            lcrS1[i]    = ltampon4;
            lVAmaxS1[i] = ltampon5;
            lVBmaxS1[i] = ltampon6;
            lVAminS1[i] = ltampon7;
            lVBminS1[i] = ltampon8;
        }
        fclose (lfichier);

        if((lfichier = fopen(lNomfichierS2,"r")) != NULL)
```

```
{
    fscanf(lfichier, "%s %s %s %s %s %s %s %s",lentete1,
            lentete2,lentete3,lentete4,lentete5,lentete6,lentete7,lentete8);
    fscanf(lfichier,"%f %d",&lareelle2,&lnombre2);

    lcycleS2 = AllouVecteur(lnombre2);
    lVAmaxS2 = AllouVecteur(lnombre2);
    for (i=0;i<lnombre2;i++)
    {
        fscanf(lfichier, "%f %f %f %f %f %f %f %f",&ltampon1,&ltampon2,
            &ltampon3,&ltampon4,&ltampon5,&ltampon6,&ltampon7,&ltampon8);
        lcycleS2[i] = ltampon1;
        lVAmaxS2[i] = ltampon5;
    }
    fclose (lfichier);

    if((lfichier = fopen(lNomfichierD,"w+")) != NULL)
    {
        ldeltaVA = AllouVecteur(lnombre1);
        if((lreponse == 2)||(lreponse == 3))
        {
            if(lreponse == 2)
            {
                if(lcycleS1[0]<lcycleS2[0])
                {
                    for(i=0;i<lnombre2-1;i++)
                        lVAmaxS2[i] = lVAmaxS2[i] + (lVAmaxS2[i+1] -
                                lVAmaxS2[i])/2;
                        lVAmaxS2[lnombre2-1] = lVAmaxS2[lnombre2-1] +
                                (lVAmaxS2[lnombre2-2] -
                                lVAmaxS2[lnombre2-3])/2;
                }else{
                    for(i=0;i<lnombre2-1;i++)
                        lVAmaxS2[i] = lVAmaxS2[i] + (lVAmaxS2[i+1] -
                                lVAmaxS2[i])/2;
                        lVAmaxS2[lnombre2-1] = lVAmaxS2[lnombre2-1] +
                                (lVAmaxS2[lnombre2-2] -
                                lVAmaxS2[lnombre2-3])/2;
                }
            }else{
                /*    Pour les deux premiere valeurs  */
                for(i=0;i<4;i++){
                    lVAT[i] = lVAmaxS2[i];
                    lCycleT[i] = lcycleS2[i];
                }

                PolyFit (lCycleT, lVAT, 4, 2, lVATc, lcoeff,&lrr);
                lVAmaxS2I[0] = lcoeff[0] + lcoeff[1] * lcycleS1[0] +
                        lcoeff[2] * pow(lcycleS1[0],2);/* + lcoeff[3] *
                        pow(lcycleS1[0],3);*/
                    lVAmaxS2I[1] = lcoeff[0] + lcoeff[1] * lcycleS1[1] +
```

```
                    lcoeff[2] * pow(lcycleS1[1],2);/* + lcoeff[3] *
                    pow(lcycleS1[1],3);*/

                for(i = 2;i<lnombre2-2;i++)
                {
                    for(j=0;j<4;j++){
                        k = i -2 + j;
                        lVAT[j] = lVAmaxS2[k];
                        lCycleT[j] = lcycleS2[k];
                    }

                    PolyFit (lCycleT, lVAT, 4, 2, lVATc, lcoeff,&lrr);
                    lVAmaxS2I[i] = lcoeff[0] + lcoeff[1] * lcycleS1[i] +
                                    lcoeff[2] * pow(lcycleS1[i],2);/* +
                            lcoeff[3] * pow(lcycleS1[i],3); */
                }
                for(i = lnombre2-2;i<lnombre1;i++)
                {
                    lVAmaxS2I[i] = lcoeff[0] + lcoeff[1] * lcycleS1[i] +
                                    lcoeff[2] * pow(lcycleS1[i],2);/* +
                                    lcoeff[3] * pow(lcycleS1[i],3); */
                }
            }
        }


        if(lnombre1 == lnombre2)
        {
            if(lreponse == 3)
            {
                for(i=0; i < lnombre1;i++)
                    ldeltaVA[i] = lVAmaxS1[i] - lVAmaxS2I[i];
            }else{
                for(i=0; i < lnombre1;i++)
                    ldeltaVA[i] = lVAmaxS1[i] - lVAmaxS2[i];
            }
        }

        if(lnombre1 > lnombre2)
        {
            if(lreponse == 3)
            {
                for(i=0; i < lnombre1;i++)
                    ldeltaVA[i] = lVAmaxS1[i] - lVAmaxS2I[i];
        }else{
            ldeltaVA[0] = lVAmaxS1[0] - lVAmaxS2[1];
            for(i=1; i < lnombre1;i++)
                ldeltaVA[i] = lVAmaxS1[i] - lVAmaxS2[i-1];
        }
    }
    fprintf(lfichier, "%s %s %s %s %s %s %s %s\n",lentete1,
```

```
                    lentete2,lentete3,lentete4,lentete5,lentete6,lentete7,lentete8);
                fprintf(lfichier,"%f    %d\n",lareelle1,lnombre1);
                for (i=0;i<lnombre1;i++)
                {
                    ltampon1 = lcycleS1[i];
                    ltampon2 = lSNmaxS1[i];
                    ltampon3 = lSNminS1[i];
                    ltampon4 = lcrS1[i];
                    ltampon5 = ldeltaVA[i];
                    ltampon6 = lVBmaxS1[i];
                    ltampon7 = lVAminS1[i];
                    ltampon8 = lVBminS1[i];
                    fprintf(lfichier, "%f  %f  %f  %f  %f  %f  %f %f\n",ltampon1,
                        ltampon2,ltampon3,ltampon4,ltampon5,
                        ltampon6,ltampon7,ltampon8);

                }
                fclose (lfichier);
                free(lcycleS1);
                free(lSNmaxS1);
                free(lSNminS1);
                free(lcrS1);
                free(lVAmaxS1);
                free(lVBmaxS1);
                free(lVAminS1);
                free(lVBminS1);
                free(lcycleS2);
                free(lVAmaxS2);
                free(lVAmaxS2I);
                free(ldeltaVA);
                MessagePopup("FICHIER","Le fichier est créé");
            }else{
                free(lcycleS1);
                free(lSNmaxS1);
                free(lSNminS1);
                free(lcrS1);
                free(lVAmaxS1);
                free(lVBmaxS1);
                free(lVAminS1);
                free(lVBminS1);
                free(lcycleS2);
                free(lVAmaxS2);
                free(lVAmaxS2I);
                MessagePopup("FICHIER","Il est impossible de créer le fichier corrigé");
            }
        }else{
            ree(lcycleS1);
            free(lSNmaxS1);
            free(lSNminS1);
            free(lcrS1);
            free(lVAmaxS1);
            free(lVBmaxS1);
```

```
                free(lVAminS1);
                free(lVBminS1);
                MessagePopup("FICHIER","Il est impossible d'ouvrir le deuxieme fichier source");
            }
        }else{
            MessagePopup("FICHIER","Il est impossible d'ouvrir le premier fichier source");
        }
    }else{
        MessagePopup("FICHIER CORRIGE","Il est impossible de créer un fichier corrigé car au
                moins un des fichiers nécessaires n'a pas été sélectionné");
    }
}


/*****************************************************************************/
/*                                                                           */
/*                          CALL BACK FUNCTION                               */
/*                                                                           */
/*****************************************************************************/

/*****************************************************************************/
/*                                                                           */
/*   nom de la fonction:          PanVerefie                                 */
/*                                                                           */
/*   Description:    Vérifie si le panneau demandé est le panneau actif et s'il ne l'est pas il */
/*                   la dernière demande                                     */
/*                                                                           */
/*****************************************************************************/

    int PanVerefie(int panel, int event, void *callbackData, int eventData1, int eventData2)
    {
        if(gpanel == gpanel4)
            DisplayPanel(gpanel4);
        return(0);

    }
```

ANNEXE 6: GRAPHIQUES DES ESSAIS FAITS SUR LE PWA 1492+Y

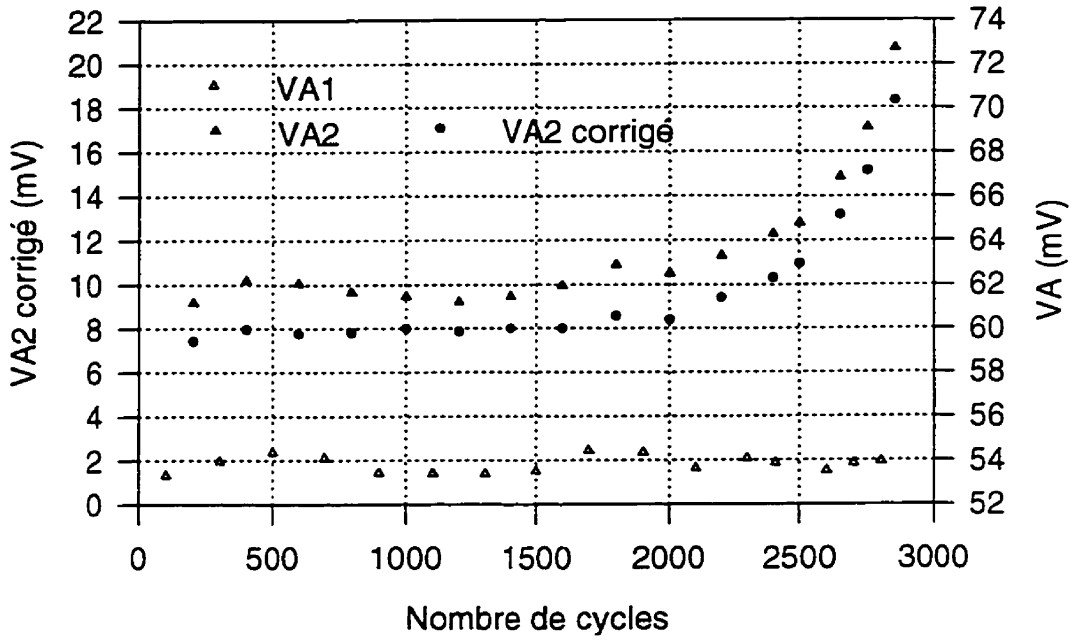


Figure A6.1 Valeurs des différences de potentiel de l'essai ST43

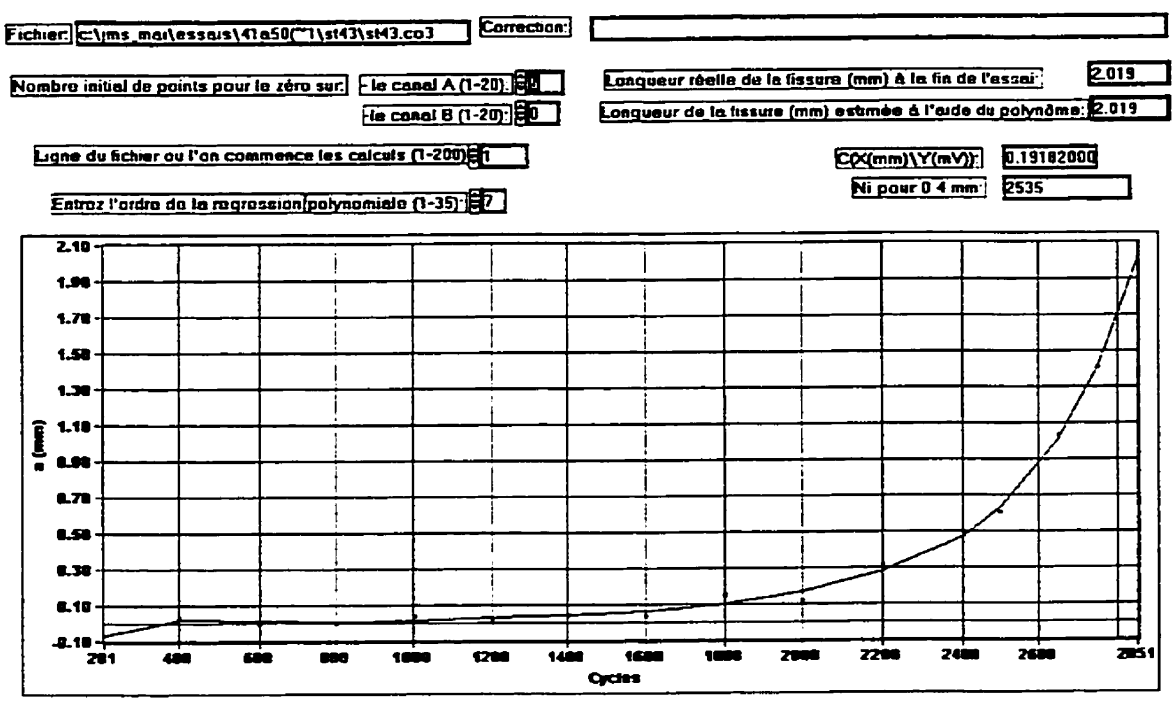


Figure A6.2 Longueur de la fissure en fonction du nombre de cycles de l'essai ST43

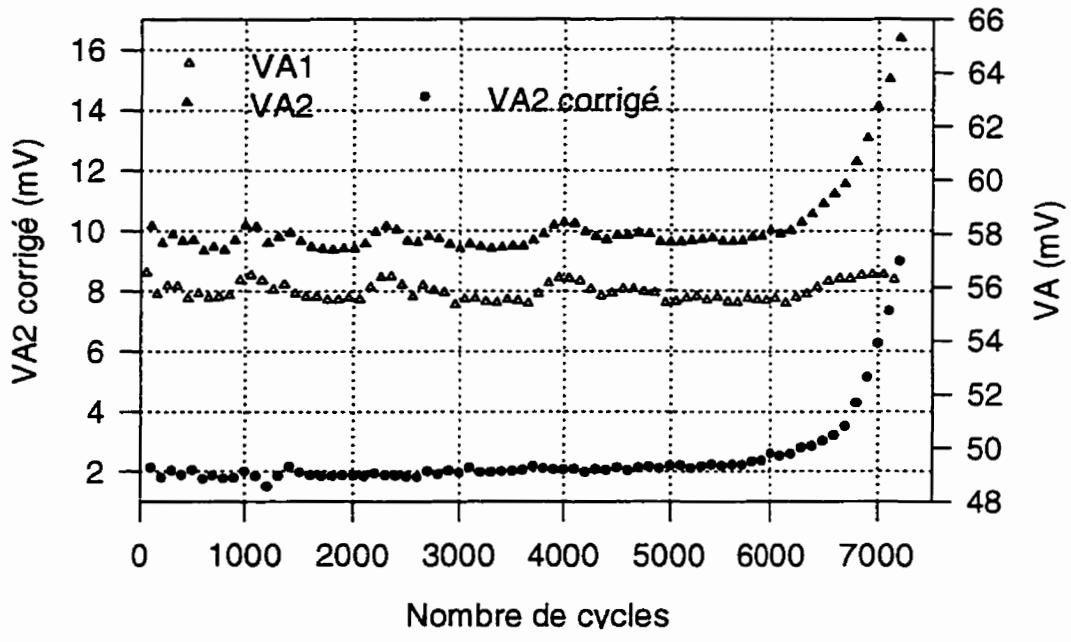


Figure A6.3 Valeurs des différences de potentiel de l'essai ST44

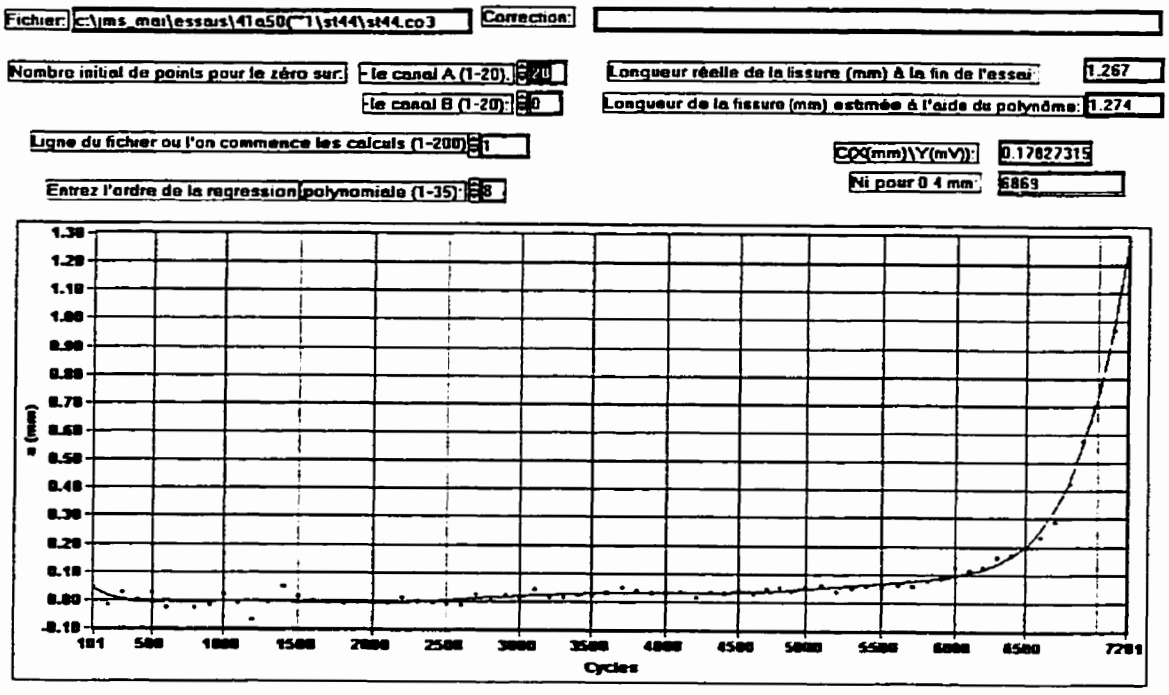


Figure A6.4 Longueur de la fissure en fonction du nombre de cycles de l'essai ST44

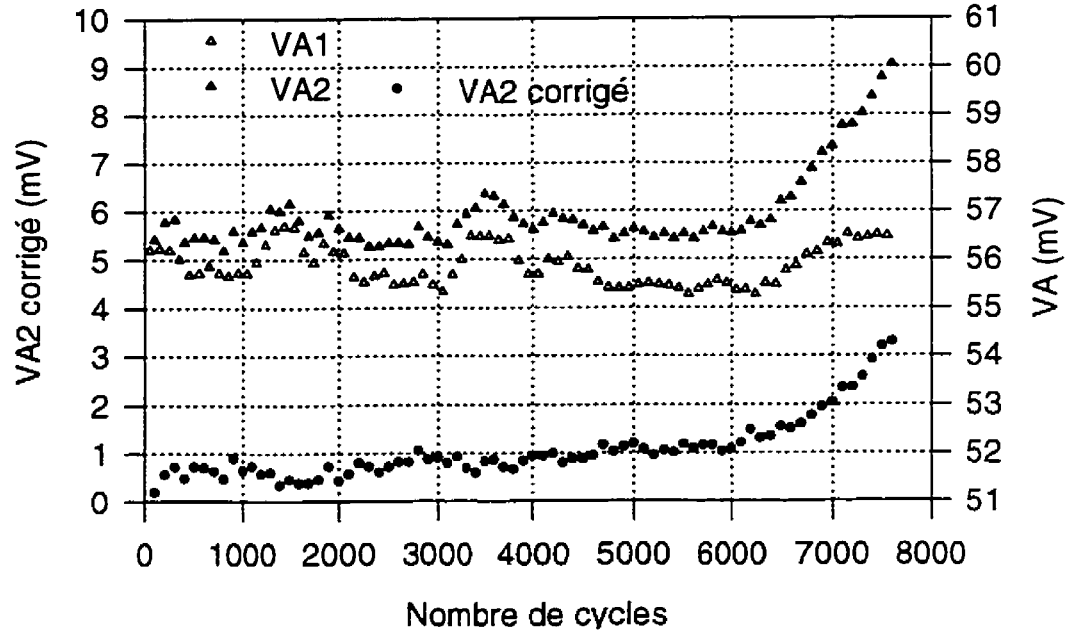


Figure A6.5 Valeurs des différences de potentiel de l'essai ST45

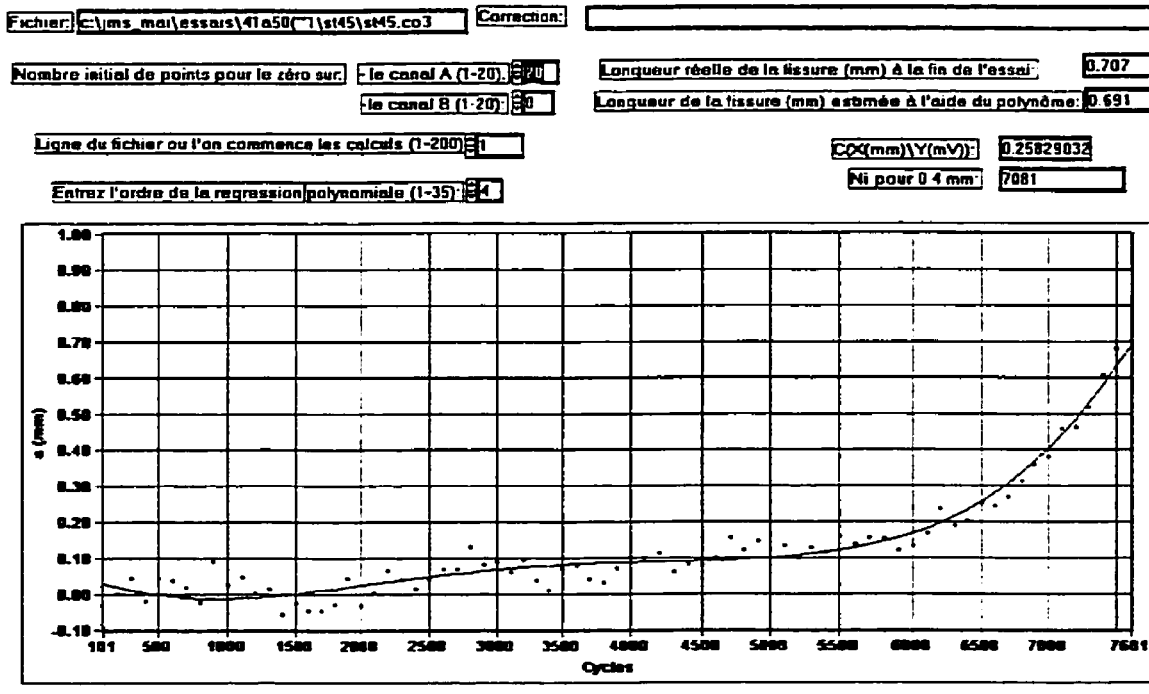


Figure A6.6 Longueur de la fissure en fonction du nombre de cycles de l'essai ST45

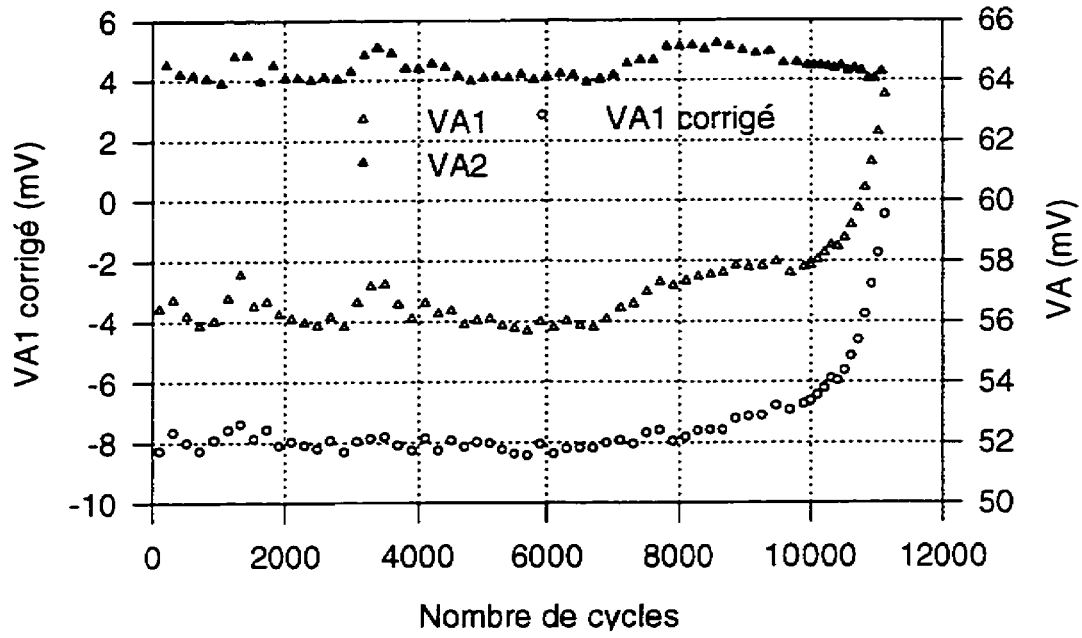


Figure A6.7 Valeurs des différences de potentiel de l'essai ST46

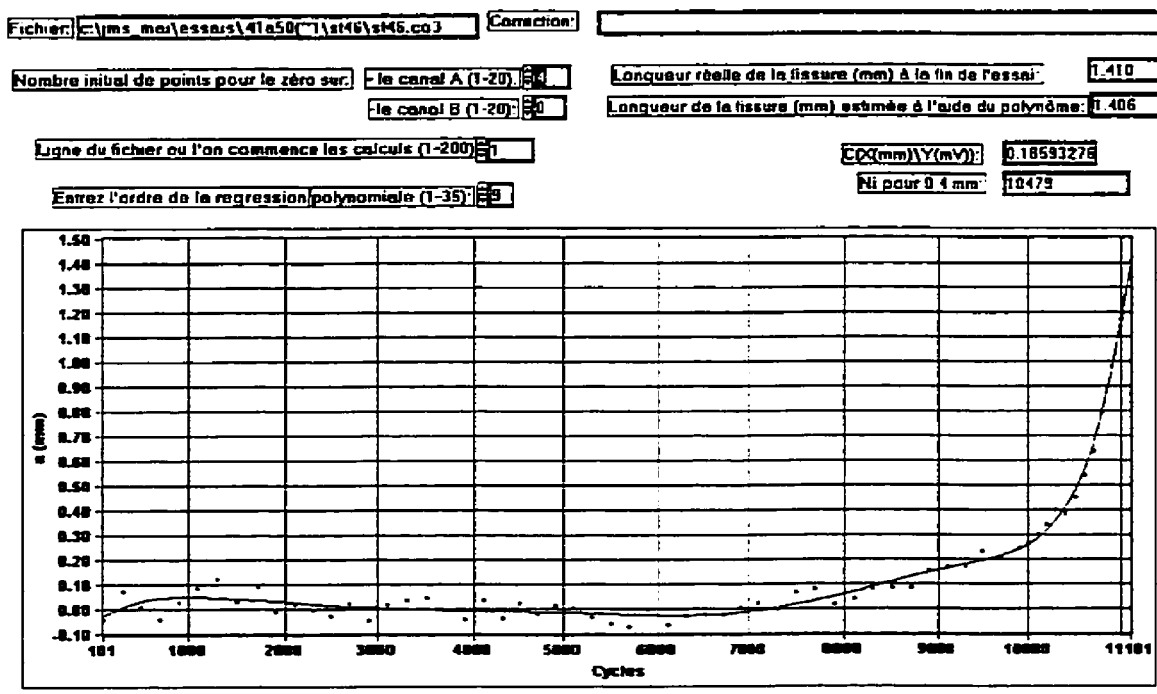


Figure A6.8 Longueur de la fissure en fonction du nombre de cycles de l'essai ST46

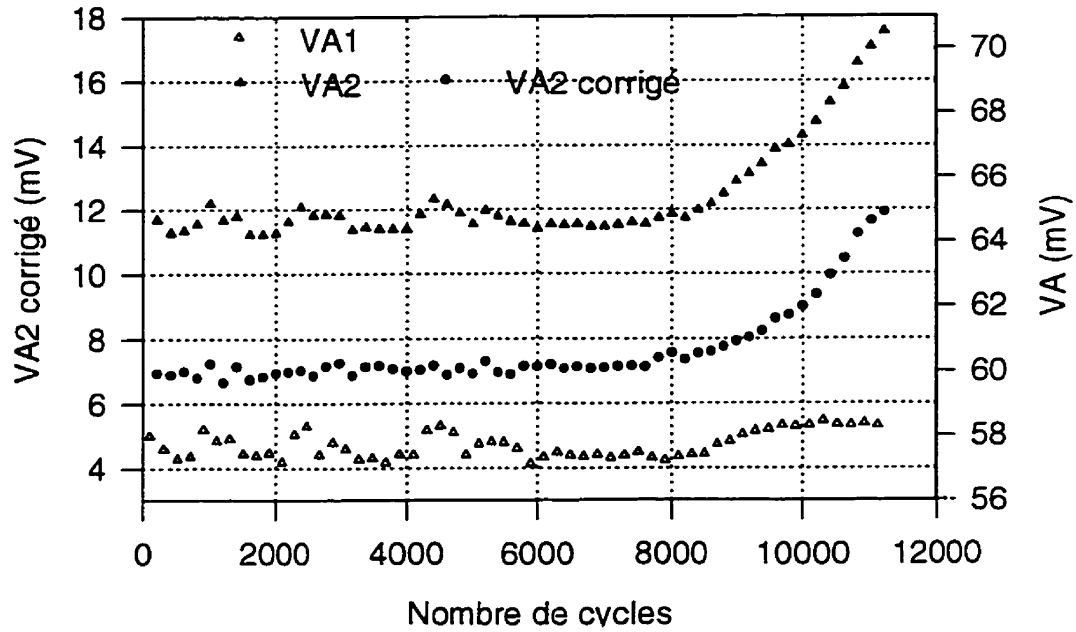


Figure A6.9 Valeurs des différences de potentiel de l'essai ST47

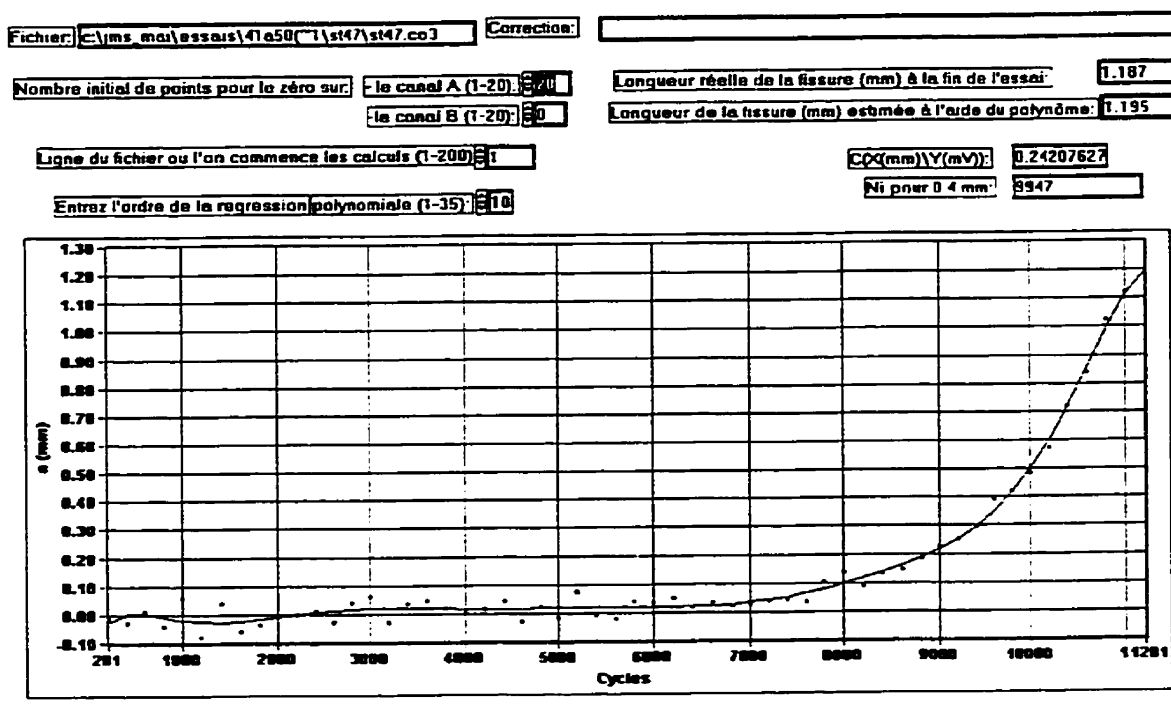


Figure A6.10 Longueur de la fissure en fonction du nombre de cycles de l'essai ST47

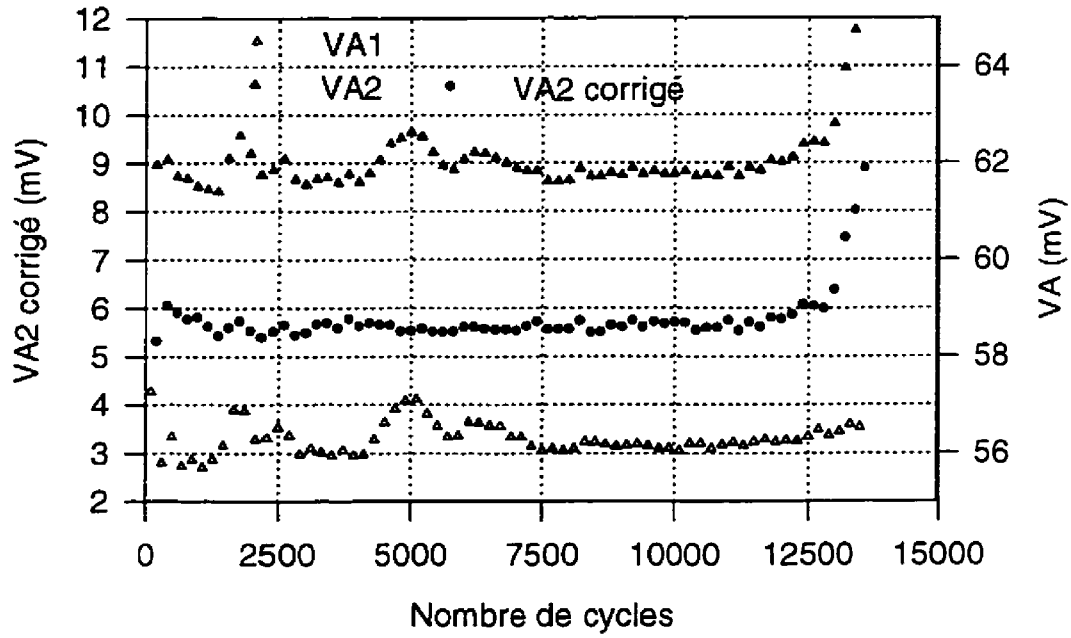


Figure A6.11 Valeurs des différences de potentiel de l'essai ST48

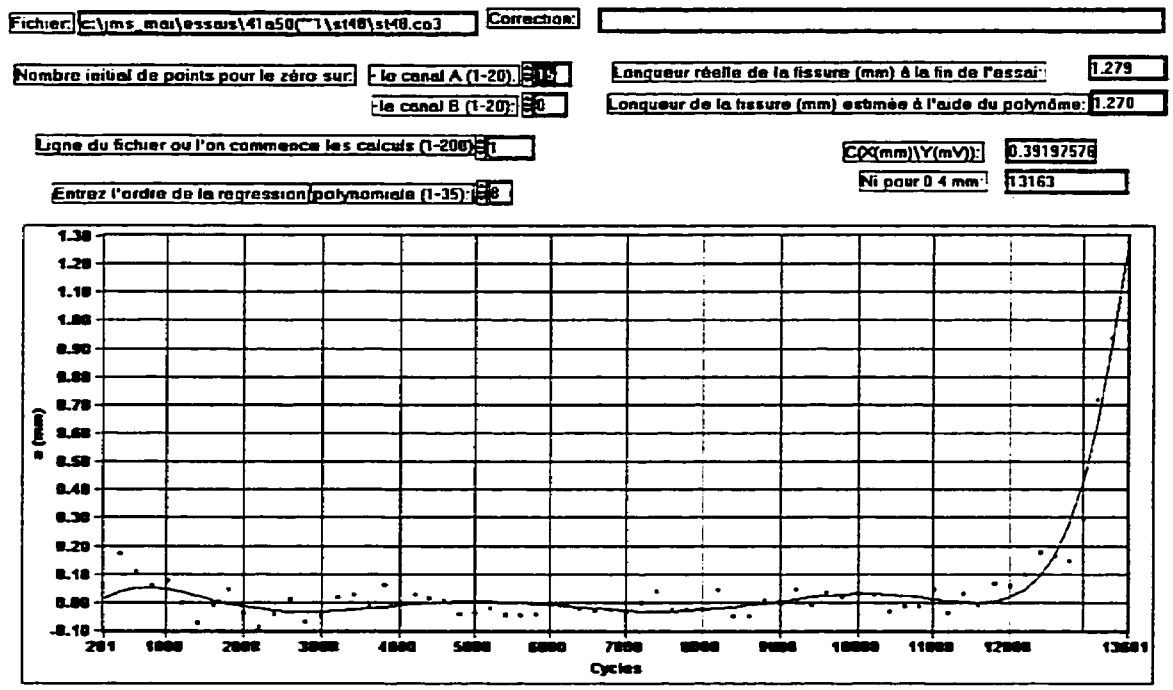
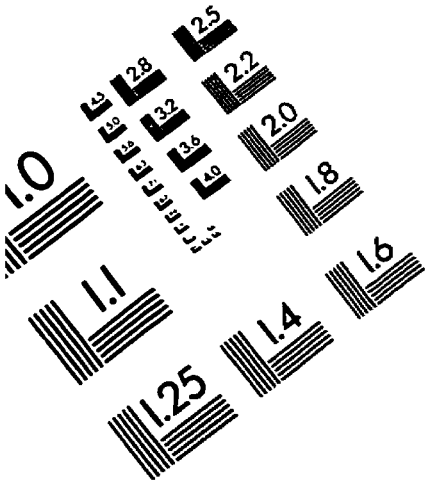
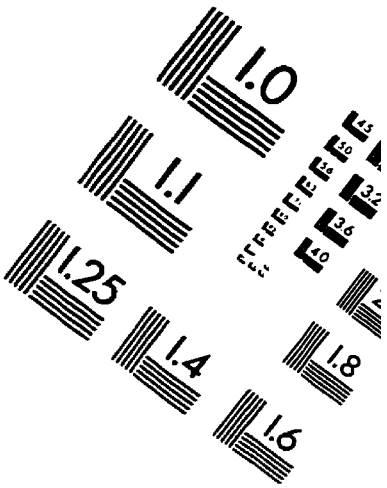
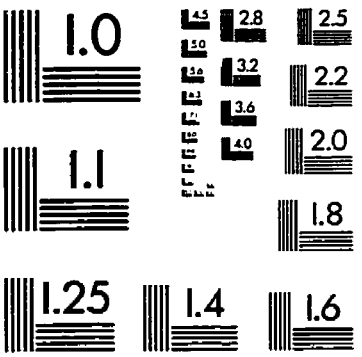


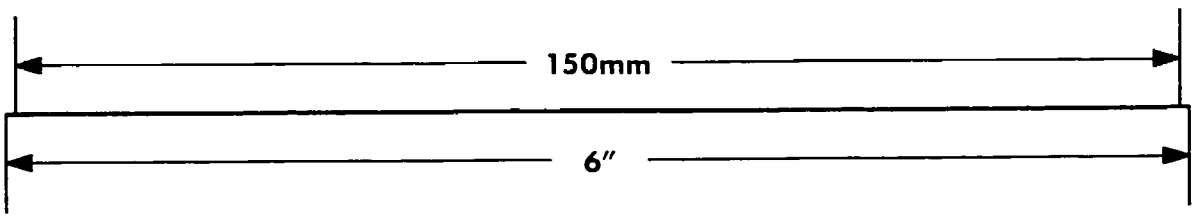
Figure A6.12 Longueur de la fissure en fonction du nombre de cycles de l'essai ST48

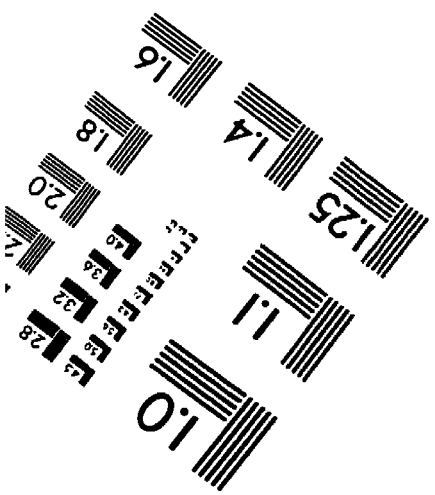
IMAGE EVALUATION
TEST TARGET (QA-3)

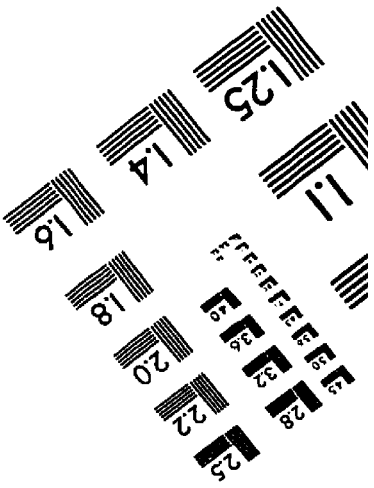












APPLIED IMAGE, Inc
1653 East Main Street
Rochester, NY 14609 USA
Phone: 716/482-0300
Fax: 716/288-5989

© 1993, Applied Image, Inc., All Rights Reserved