

50376  
1981  
96

50376  
1981  
96

N° d'ordre : 892

# THÈSE

présentée à

L'UNIVERSITE DES SCIENCES ET TECHNIQUES DE LILLE

pour obtenir le diplôme de

**DOCTEUR DE 3<sup>e</sup> CYCLE**

**Spécialité Science des Matériaux**

par

Gérard DEGALLAIX

**Professeur agrégé à l'I.D.N.**

**CONTRIBUTION A L'ETUDE DE L'INFLUENCE  
DE LA TEMPERATURE SUR LES LOIS DE COMPORTEMENT  
EN FATIGUE OLIGOCYCLIQUE ISOTHERME.  
APPLICATION A LA PREVISION DE LA DUREE DE VIE  
POUR UN ACIER MARTENSITIQUE AU CHROME  
EN FATIGUE THERMOMECHANIQUE.**



Soutenu le 26 mai 1981 devant le Jury d'Examen

Mme	E. PLENARD (PARIS X)	Présidente
MM.	J. FOCT (LILLE I)	Rapporteur
	M. MORIAMEZ (Dr IDN)	Examinateur
	J.P. HENRY (LILLE I)	Examinateur
	A. VANDERSCHAEGHE (STEIN INDUSTRIE)	Invité
	J.L. CHABOCHE (ONERA)	Invité
	L. REMY (E.M. PARIS)	Invité



*Cette étude a été réalisée dans le cadre du Laboratoire de Métallurgie-Physique de l'Université des Sciences et Techniques de Lille sous la direction de Monsieur le Professeur J. FOCT, à qui je tiens à exprimer ma plus profonde gratitude pour ses réflexions, sa clairvoyance et son intérêt continuel.*

*J'exprime également ma profonde gratitude à Monsieur A. VANDERSCHAEGHE, Directeur du Laboratoire d'Essais de STEIN INDUSTRIE, qui est à l'origine de cette étude et m'a permis de la mener à bien en m'accueillant dans son Service où j'ai pu y effectuer la partie expérimentale.*

*Sur leurs conseils, j'ai présenté ce manuscrit à Madame le Professeur E. PLENARD (Université de PARIS X) qui m'a fait l'honneur d'être Présidente du Jury. J'adresse mes sincères remerciements à Monsieur J.L. CHABOCHE, Directeur de Recherches à l'ONERA, et à Monsieur L. REMY, du Centre des Matériaux de l'Ecole des Mines de Paris, pour le temps qu'ils ont bien voulu me consacrer et les remarques et idées qu'ils m'ont formulées.*

*Je remercie Monsieur le Professeur M. MORIAMEZ, Directeur de l'I.D.N., et Monsieur le Professeur J.P. HENRY, qui m'ont fait l'honneur de juger ce travail.*

*Je voudrais également remercier les différents membres des laboratoires qui m'ont apporté leur aide ou simplement leur sympathie.*

*Je pense particulièrement :*

- à C. GABREL (S.I.) pour sa compétence et sa collaboration pour la partie expérimentale*
- à S. DEGALLAIX, pour le suivi attentif et constructif de mon travail et son soutien constant*
- à J.Y. DAUPHIN, pour son aide pour la rédaction des programmes de calcul*
- à G. MESMACQUE, pour ses conseils et idées*
- à Mlle OLIVIER pour le soin apporté à la présentation de ce mémoire*
- et à l'équipe du Service Imprimerie de l'I.D.N.*



# SOMMAIRE

	Pages
<u>INTRODUCTION</u>	5
<u>PRINCIPALES NOTATIONS</u>	9
<u>CHAPITRE I : PRESENTATION DE LA FATIGUE THERMIQUE</u>	11
I.1. Définitions	13
I.2. Fatigue sous contraintes thermiques	17
I.3. Fatigue thermomécanique	31
I.4. Méthodes de prévision de durée de vie	37
I.4.1. Concept de température équivalente (TAIRA)	37
I.4.2. Méthodes avec interaction fatigue-fluage	38
I.4.2.1. Modèle de SPERA	38
I.4.2.2. Modèle du Dommage Continu (CHABOCHE)	40
I.4.3. Méthode de partition de la déformation inélastique (MANSON et HALFORD)	42
I.5. Conclusion	47
Bibliographie du chapitre I	49
<u>CHAPITRE II : RESULTATS EXPERIMENTAUX</u>	53
II.1. Acier étudié	55
II.2. Propriétés mécaniques	65
II.3. Résistance à la fatigue oligocyclique	71
II.3.1. Programme d'essais	71
II.3.2. Conditions des essais	72
II.3.3. Paramètres mesurés	73
II.3.4. Résultats des essais	75
II.3.5. Courbes d'écrouissage cyclique	82
II.3.5.1. Courbes de consolidation	82
II.3.5.2. Lois d'écrouissage cyclique	82
II.3.5.3. Conclusion	84

II.3.6. Courbes de stabilisation	85
II.3.7. Courbes de résistance à la fatigue oligocyclique	90
II.3.7.1. Courbes de MANSO-COFFIN	90
II.3.7.2. Equations de résistance à la fatigue	97
II.3.7.3. Conclusion	98
II.3.8. Examen des faciès de rupture	101
II.4. Conclusion	107
Bibliographie du chapitre II	109

<u>CHAPITRE III: PROPOSITION D'UN MODELE D'ENDOMMAGEMENT DE FATIGUE EN FONCTION DE LA TEMPERATURE ET DE LA VARIATION DE DEFORMATION PLASTIQUE</u>	113
III.1. Quelques aspects métallurgiques de la fatigue à haute température	115
III.2. Cumul du Dommage en Fatigue	117
III.3. Discussion des équations de type MANSO-COFFIN	123
III.3.1. Retour sur les équations expérimentales obtenues	123
III.3.2. Expression du dommage par cycle	124
III.4. Discussion du modèle de TAIRA	125
III.4.1. Relation de TAIRA	125
III.4.2. Expression du dommage par cycle	125
III.4.3. Dépendance de l'exposant n avec T	126
III.4.4. Evaluation du facteur d'endom- magement $\lambda(T)$	127
III.4.5. Conclusion	127
III.5. Modèle d'endommagement proposé	131
III.5.1. Analyse des résultats expéri- mentaux	131
III.5.2. Expression du modèle proposé	133
III.5.3. Calculs des constantes	134

III.5.3.1. Méthode de calcul utilisée	134
III.5.3.2. Résultats obtenus	141
III.5.4. Comparaison entre les valeurs de $N_R$ calculées par le modèle proposé, les courbes de MANSOON-COFFIN et les valeurs expérimentales	144
III.6. Conclusion	149
Bibliographie du chapitre III	155

<u>CHAPITRE IV : APPLICATION DU MODELE PROPOSE A L'ETUDE DE L'ENDOM- MAGEMENT PRODUIT PAR UN ESSAI DE FATIGUE THERMOMECANIQUE</u>	157
IV.1. Procédure expérimentale	159
IV.1.1. Modes de chauffage et refroidissement	159
IV.1.2. Programmeur de température	159
IV.1.3. Eprouvette utilisée	160
IV.1.4. Cycle de température	160
IV.1.5. Cycle de déformation	162
IV.1.6. Paramètres mesurés	163
IV.2. Détermination de la boucle d'hystérésis contrainte-déformation longitudinale mécanique	165
IV.2.1. Cycle de référence	165
IV.2.2. Evaluation de la déformation diamétrale mécanique	165
IV.2.3. Calcul de la déformation longitudinale mécanique	169
IV.2.4. Boucle contrainte-déformation longitudinale mécanique	171
IV.3. Evaluation du dommage par cycle - Applica- tion du modèle proposé à la prédiction de la durée de vie et à la détermination d'essais isothermes équivalents	175

IV.3.1. Cumul du dommage à température variable	175
IV.3.2. Concept de température équivalente	176
IV.3.3. Etude du dommage par cycle et prédiction de la durée de vie	180
IV.3.4. Températures équivalentes Essais isothermes équivalents	183
IV.3.5. Discussion	185
IV.3.5.1. Influence de la contrainte moyenne	185
IV.3.5.2. Influence de la fréquence	186
IV.3.6. Conclusion	189
Bibliographie du chapitre IV	191
<u>CONCLUSION</u>	193



I N T R O D U C T I O N



Dans la majorité des cas les règles de l'art qui régissent le calcul des pièces mécaniques se résument à les faire travailler à des niveaux de contrainte inférieurs à la limite élastique ou de la limite d'endurance lorsqu'il s'agit de sollicitations en fatigue. Toutefois, dans un certain nombre d'applications, surtout à haute température, et notamment dans les domaines de l'énergétique (appareils à pression, tuyauteries, générateurs,...) et de l'aéronautique (réacteurs, turbines,...) certaines zones peuvent être sollicitées dans le domaine plastique. Ceci intervient par exemple lors des régimes transitoires ou des phases de démarrage et d'arrêt. La résistance du matériau à la fatigue oligocyclique doit alors être prise en compte.

Par ailleurs ces régimes transitoires sont le plus souvent liés à des montées ou descentes en température - généralement non uniforme dans les parois - qui engendrent des contraintes supplémentaires d'origine thermique.

Si la fatigue oligocyclique isotherme est maintenant très étudiée pour beaucoup de matériaux, il n'en est pas de même de la fatigue thermique dans laquelle les phénomènes sont beaucoup plus complexes. De plus, sur le plan expérimental, l'étude de la fatigue thermique nécessite des investissements en matériels et en temps très lourds. Aussi on peut tenter d'approcher la fatigue thermique par la fatigue oligocyclique isotherme.

C'est dans cet esprit que se place cette étude dont le sujet nous a été proposé en avril 1979 à la suite de réflexions échangées entre MM. FOCT et VANDERSCHAEGHE.

L'étude porte sur le comportement dans le domaine de température 350 - 600°C d'un acier inoxydable martensitique à 0,2 % C et 12 % chrome amélioré par des éléments d'addition.

Dans le chapitre I, nous présentons la fatigue thermique. Cette étude bibliographique permet le rappel d'une terminologie souvent méconnue et aborde successivement les aspects expérimentaux de la fatigue sous contraintes thermiques et de la fatigue thermomécanique. Pour finir les principales méthodes de prédiction de la durée de vie sont discutées.

Le chapitre II présente les résultats expérimentaux que nous avons obtenus. Nous rappelons d'abord les principales caractéristiques métallurgiques du matériau étudié dans cette étude et donnons les caractéristiques mécaniques en traction monotone établies à diverses températures de 350 à 600°C. Nous décrivons ensuite la procédure suivie pour caractériser la résistance à la fatigue oligocyclique. Celle-ci est étudiée à 6 températures 350, 400, 450, 500, 550, 600°C en privilégiant les 2 températures extrêmes. Les paramètres classiques sont déterminés : comparaison des courbes de consolidation cycliques et monotones, stabilisation de la contrainte au cours des cyclages, courbes de résistance à la fatigue oligocyclique et équations de MANSON-COFFIN. De plus la morphologie des faciès de rupture est examinée.

Dans le chapitre III, nous cherchons à corréliser l'ensemble des résultats des essais (durées de vie) en fatigue oligocyclique isotherme avec les paramètres expérimentaux : variation de déformation plastique et température. Cette analyse nous conduira à proposer une loi de comportement où interviennent ces trois paramètres. Elle se traduit par une représentation de la résistance à la fatigue oligocyclique isotherme par une "surface d'endurance" que nous définissons dans un trièdre durée de vie - déformation plastique - température.

Un des intérêts principaux du modèle proposé nous semble tenir au fait qu'il soit susceptible d'être appliqué à la prévision des durées de vie en fatigue isotherme ainsi qu'en fatigue thermomécanique. Les modalités de l'exploitation de ce modèle en fatigue thermomécanique font l'objet du chapitre IV. Après une description de la procédure expérimentale suivie nous exposons les calculs nécessaires à la détermination de la boucle déformation plastique - température au cours du cycle. Le traitement numérique de cette boucle avec le modèle de prédiction de durée de vie proposé conduit alors à la caractérisation de toute une série d'essais isothermes équivalents.

Les conséquences pratiques de notre étude ainsi que les extensions qu'elle appelle sont exposées dans un dernier chapitre de conclusions.

PRINCIPALES NOTATIONS

a) EPROUVETTE

- |   |   |
|---|---|
| $l_0$ = longueur initiale du corps d'essai<br>$l = l_0 (1 + \Delta l)$ = longueur pour un allongt $\Delta l$<br>$l_u$ = longueur ultime (à rupture) | $d_0$ = diamètre initial<br>$S_0$ = section initiale<br>$d$ = diamètre pour un allongt $\Delta l$<br>$S$ = section pour un allongt $\Delta l$<br>$S_u$ = section ultime (à rupture) |
|---|---|

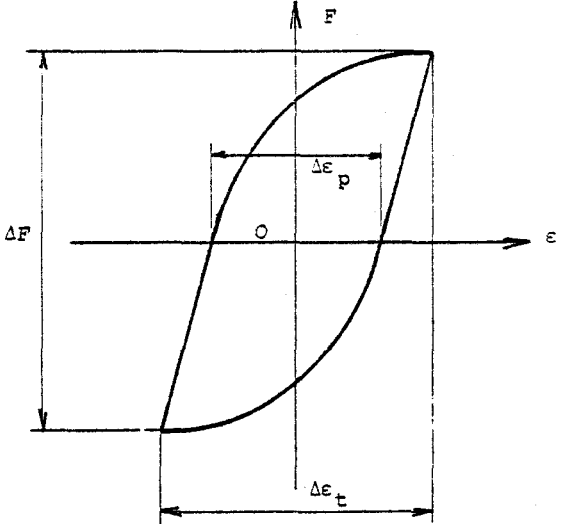
b) ESSAI DE TRACTION

- |  |  |  |                                  |                            |         |         |  |
|--|--|--|----------------------------------|----------------------------|---------|---------|--|
| $E$ = module d'élasticité (N/mm <sup>2</sup> )<br>$\nu_e$ = coef. de Poisson élastique<br>$\nu_p$ = coef. de Poisson plastique<br>$F$ = charge appliquée<br><br><table border="0" style="border-left: 1px solid black; border-right: 1px solid black; padding: 0 10px;"> <tr> <td style="padding-right: 5px;"><math>R_{0,0002}</math> (N/mm<sup>2</sup>)</td> <td rowspan="5" style="padding-left: 10px; vertical-align: middle;">} grandeurs conventionnelles<br/>définies selon la norme<br/>NF A.03.151</td> </tr> <tr> <td style="padding-right: 5px;"><math>R_{0,002}</math> (N/mm<sup>2</sup>)</td> </tr> <tr> <td style="padding-right: 5px;"><math>R_m</math> (N/mm<sup>2</sup>)</td> </tr> <tr> <td style="padding-right: 5px;"><math>A</math> (%)</td> </tr> <tr> <td style="padding-right: 5px;"><math>Z</math> (%)</td> </tr> </table> | $R_{0,0002}$ (N/mm <sup>2</sup> )                                      | } grandeurs conventionnelles<br>définies selon la norme<br>NF A.03.151 | $R_{0,002}$ (N/mm <sup>2</sup> ) | $R_m$ (N/mm <sup>2</sup> ) | $A$ (%) | $Z$ (%) | $\sigma = \frac{F}{S_0}$ contrainte<br>$\epsilon = \frac{\Delta l}{l_0}$ déformation<br>$\sigma_v = \frac{F}{S} = \sigma(1+\epsilon)$ contrainte rationnelle ou vraie<br>$\epsilon_v = \ln \frac{l}{l_0} = \ln(1+\epsilon)$ déformation rationnelle ou vraie<br>$\sigma_f$ = contrainte vraie à rupture<br>$\epsilon_f = \ln \frac{S_0}{S_u} = \ln(\frac{100-Z}{100})$ ductilité vraie à rupture |
| $R_{0,0002}$ (N/mm <sup>2</sup> )  | } grandeurs conventionnelles<br>définies selon la norme<br>NF A.03.151 |  |                                  |                            |         |         |  |
| $R_{0,002}$ (N/mm <sup>2</sup> )   |  |  |                                  |                            |         |         |  |
| $R_m$ (N/mm <sup>2</sup> )   |  |  |                                  |                            |         |         |  |
| $A$ (%)  |  |  |                                  |                            |         |         |  |
| $Z$ (%)  |  |  |                                  |                            |         |         |  |

n exposant de la loi d'écroutissage monotone  $\sigma_v = k \epsilon_{pv}^n$

c) ESSAI DE FATIGUE OLIGOCYCLIQUE

- |  |  |
|--|--|
| $\dot{\epsilon}_t$ = vitesse de déformation totale<br>$\Delta \epsilon_e$ = variation de déformation élastique<br>$\Delta \epsilon_p$ = variation de déformation plastique<br>$\Delta \epsilon_t$ = variation de déformation totale<br>$\Delta F$ = variation de charge<br><br>$\Delta \sigma = \frac{\Delta F}{S_0}$ = variation de contrainte<br>$\sigma_a = \frac{\Delta \sigma}{2}$ amplitude de contrainte<br>$\epsilon_a = \frac{\Delta \epsilon}{2}$ amplitude de déformation<br><br>$N_R$ = nombre de cycles à rupture<br>$N_T$ = nombre de cycles à la transition ( $\Delta \epsilon_e = \Delta \epsilon_p$ ) | } valeurs au cycle<br>stabilisé<br>conventionnel |
|--|--|



c = exposant de la loi de COFFIN-MANSON  
 $\Delta \epsilon_p = C_p \times N_R^{-c}$   
 b = exposant de la loi  $\Delta \epsilon_e = C_e \times N_R^{-b}$   
 n' = exposant de la loi de consolidation  
 cyclique  $\sigma_{av} = K' \cdot \epsilon_{pa}^{n'}$

Nota. Les valeurs rationnelles (indice v) sont obtenues comme dans l'essai de traction. Pour les essais conduits jusqu'à ±2 %, on confond généralement ε et ε<sub>v</sub>.

d) UNITES

charges en N, contraintes en N/mm<sup>2</sup>, déformations en %, longueurs en mm, sections en mm<sup>2</sup>.





C H A P I T R E . I

PRESENTATION DE LA FATIGUE THERMIQUE





## I.1. DEFINITIONS

Rappelons d'abord les définitions qu'a proposées SPERA (1) en 1976 dans un symposium consacré à la "fatigue thermique des matériaux et composants" :

Déf. 1 : "La fatigue thermique est la détérioration graduelle et la fissuration d'un matériau par chauffage et refroidissement alternés durant lesquels la dilatation libre est partiellement ou totalement entravée".

Cette définition peut être précisée des deux manières suivantes :

Déf. 2 : "La fatigue thermo-mécanique est la fatigue thermique dans laquelle les entraves à la dilatation libre sont externes"

Déf. 3 : "La fatigue sous contraintes thermiques est la fatigue thermique dans laquelle les entraves à la dilatation libre sont internes".

La fatigue thermique implique donc des processus d'endommagement conduisant à une fissuration et n'inclut pas la rupture causée par excessive déformation connue sous le terme de rochet thermique (déformation progressive thermique).

Puisque la fatigue thermique correspond généralement à une composante plastique significative de la déformation et à une apparition des fissures pour moins de 50 000 cycles, SPERA propose d'adopter la classification présentée figure I.1.

Les domaines d'application des études de résistance à la fatigue thermique sont divers : l'aéronautique surtout, en particulier pour les aubages de réacteurs et de turbines, l'énergétique, en particulier pour certains éléments de centrales thermiques et thermo-nucléaires, l'industrie de transformation, en particulier pour les outillages à chaud, les poinçons, les matrices, les coquilles, les lingotières, ... Habituellement, les applications industrielles se rattachent plutôt à la définition 3. En effet les dilatations globales des installations

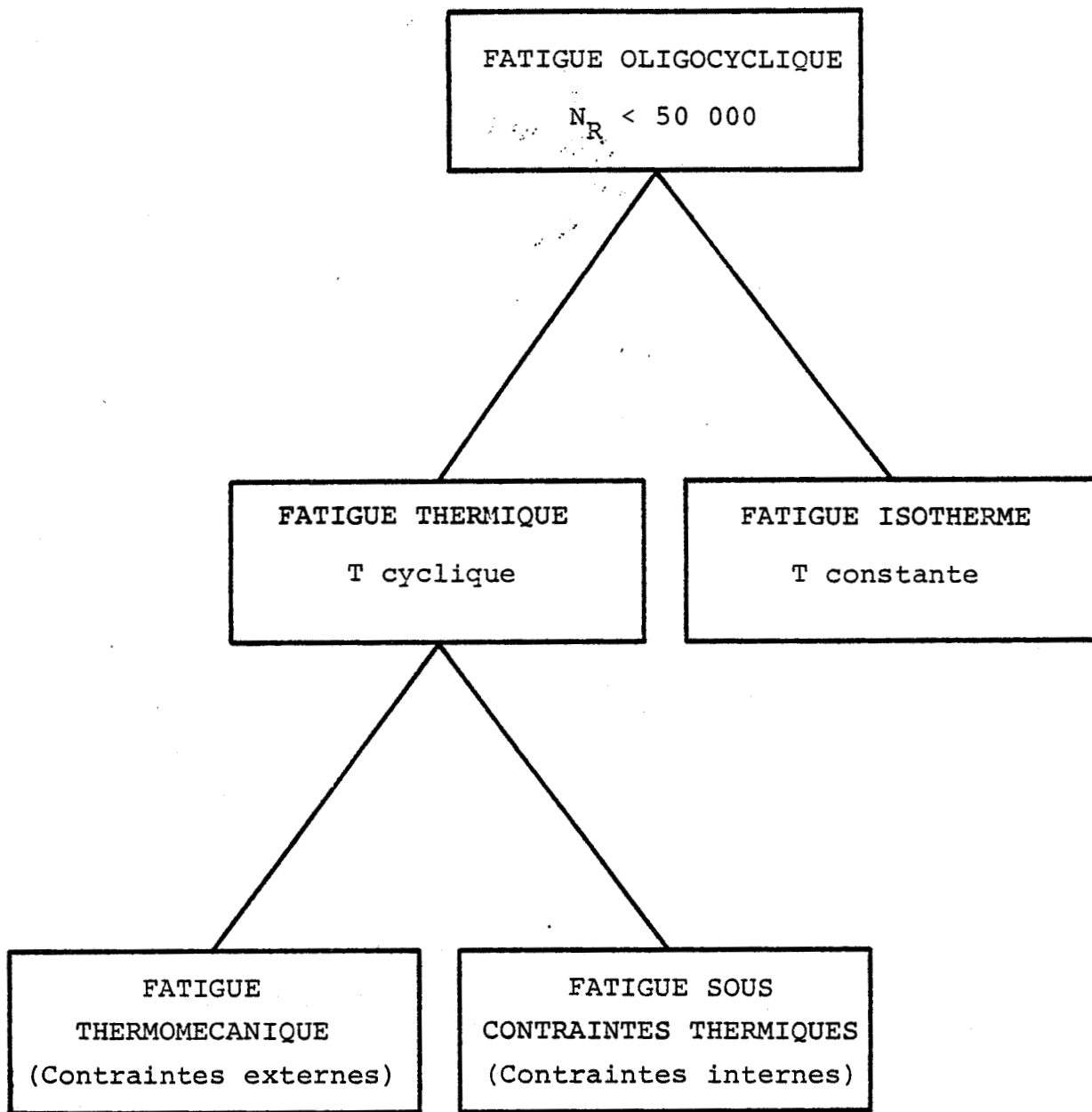


FIGURE I.1

*Terminologie de la fatigue plastique d'après (1)*



sont en général autorisées et les contraintes d'origine thermique proviennent des dilatations différentielles, soit à l'intérieur d'un même composant soumis à un gradient de température, soit entre les diverses parties d'un élément composite. (Quelques exemples de rupture par fatigue thermique ont été décrits récemment dans (2) et (3)).

Les premières études expérimentales et théoriques en fatigue thermique datent des années 1950 et c'est d'ailleurs à la suite des travaux menés indépendamment par MANSON à la N.A.C.A. (4) et par COFFIN (5) en 1953-1954 et à la suite des progrès considérables de la technologie des machines d'essai servo-contrôlées que s'est développée l'étude de la fatigue oligocyclique isotherme.

Décrivons maintenant les principales techniques expérimentales et les méthodes de prédiction de durée de vie les plus utilisées en fatigue thermique des matériaux et composants.



## I.2. FATIGUE SOUS CONTRAINTES THERMIQUES

Un nombre d'études relativement grand traite de ce type de fatigue. Beaucoup de dispositifs expérimentaux ont été conçus dans le but de simuler le mieux possible les conditions thermo-mécaniques des composants en service.

a - Considérons le domaine des outillages à chaud utilisés dans la sidérurgie et dans les industries de transformation. Les mécanismes d'endommagement ont été bien décrits par NORTHCOTT et BARON (6). Ils résultent du travail discontinu de ce type d'outillage ; leur surface de travail est mise périodiquement en contact avec de la matière à haute température et supporte ainsi des cycles thermiques. De plus, les outillages sont souvent refroidis par pulvérisation entre les temps de travail.

Lors de la phase de chauffage, la couche externe de l'outil est soumise à des contraintes de compression d'origine thermique qui sont d'autant plus grandes que le gradient de température entre surface et coeur est élevé et sont ainsi susceptibles de provoquer une déformation plastique puis de fluage. Durant le refroidissement le retour aux dimensions initiales conduit à un état de contraintes résiduelles en traction en fin de cycle. Ce processus est schématisé figure I.2. Ce champ de contraintes étant généralement biaxial conduit ainsi à une fissuration en réseau maillé caractéristique.

Les études expérimentales ont pour but essentiel de tester des matériaux différents afin de sélectionner pour chaque cas celui qui est le mieux adapté. Généralement la simulation du phénomène réel se fait sur des éprouvettes dont la configuration et le caractère massif augmentent les gradients thermiques. Ces éprouvettes sont chauffées extérieurement le plus souvent par induction et refroidies par l'intérieur par une circulation d'eau. La figure I.3 montre deux exemples représentatifs (6, 7).

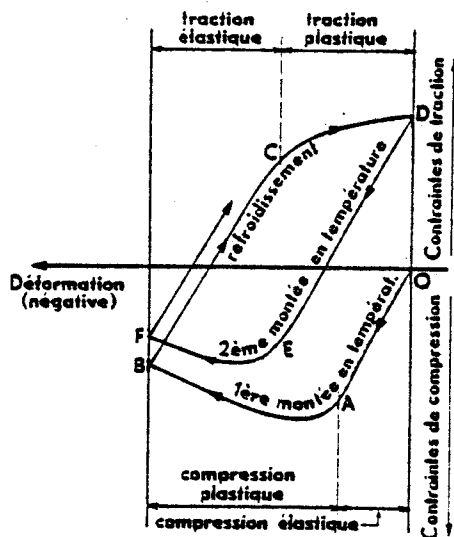
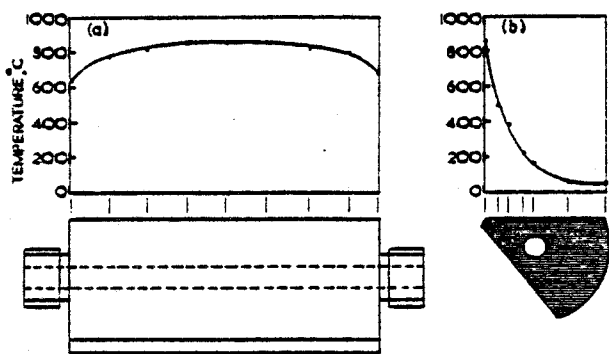
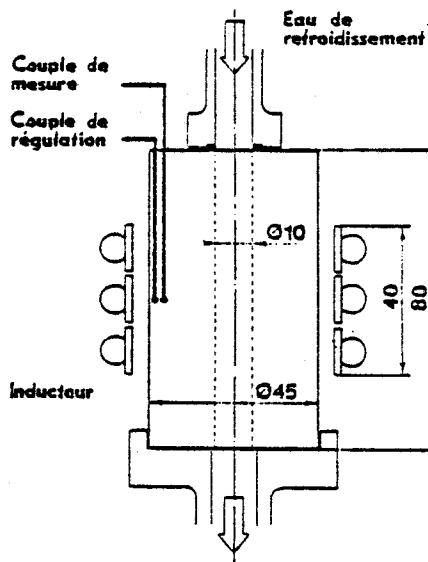


FIGURE I.2

Mécanisme de la fatigue thermique. Evolution des contraintes et des déformations dans la couche externe d'un outil pendant un cycle thermique (d'après (7))



a) Essai NORTHCOTT-BARON (6).  
L'inducteur est placé face à la partie tronquée de l'éprouvette. Le refroidissement se fait par circulation interne d'eau. Les profils de température dans l'éprouvette sont montrés (cyclage : 40 - 850°C).



b) Essai ROUSSEAU-SERAPHIN-TRICOT (7)

FIGURE I.3

Exemples de dispositifs d'essais pour l'étude de la fatigue thermique des aciers à outils



Ces études restent essentiellement qualitatives. Les critères de résistance à la fatigue thermique sont en général le nombre de cycles subis avant apparition des fissures, la profondeur et la longueur totale des fissures mesurées sur des échantillons après un nombre de cycles donné, la forme et les dimensions du maillage formé par les craquelures, les changements de certaines propriétés mécaniques et métallurgiques du matériau (8).

b - Le domaine où les études qualitatives et quantitatives sont les plus poussées est sans conteste l'aéronautique : la croissance rapide des performances des réacteurs et des turbines à gaz, rendue possible d'abord grâce à la mise au point de nouveaux alliages, puis grâce aux progrès des technologies de refroidissement, conduit à une augmentation des gradients thermiques, ce qui rend primordial les problèmes de résistance mécanique sous contraintes d'origine thermique (9).

Là encore, de nombreux dispositifs expérimentaux ont été conçus pour tester soit directement des composants comme les aubes de turbine soit des éprouvettes présentant des parties plus fines simulant les bords de fuite.

Les installations les plus simples à mettre en oeuvre se rapprochent de celles de la SNECMA (9) dans lesquelles une éprouvette "coin" est alternativement soumise à la flamme d'un chalumeau (air + propane) et à un refroidissement par air comprimé. Il faut signaler que cette méthode de chauffage entraîne des produits de combustion et des profils de température présentant une certaine irrégularité. Ceci conduit à un environnement mal contrôlé susceptible d'influencer fortement les mécanismes de fissuration.

Les méthodes de chauffage par induction ou effet Joule sont assez répandues, bien que relativement onéreuses. Toutefois, eu égard à la fatigue thermique, il faut attacher une aussi grande importance aux phases d'initiation et de propagation des fissures (7). En effet, un matériau, pour lequel les fissures s'initient très rapidement, peut être considéré

comme satisfaisant si la vitesse de propagation est très lente. Avec ces méthodes de chauffage, l'existence d'une fissure modifie le flux ou la densité de courant et la pointe de la fissure peut être ainsi "surchauffée" ce qui diminue la validité des résultats.

Avec les travaux de GLENNY (10), la technique des lits fluidisés s'est particulièrement développée dans de nombreux laboratoires. Elle consiste à immerger successivement une éprouvette dans des lits fluidisés à 2 températures différentes. Cette technique présente dans l'étude de la fatigue thermique de nombreux avantages discutés en détail par HOWES (11). L'installation expérimentale qu'il a mise au point est reproduite figure I.4.

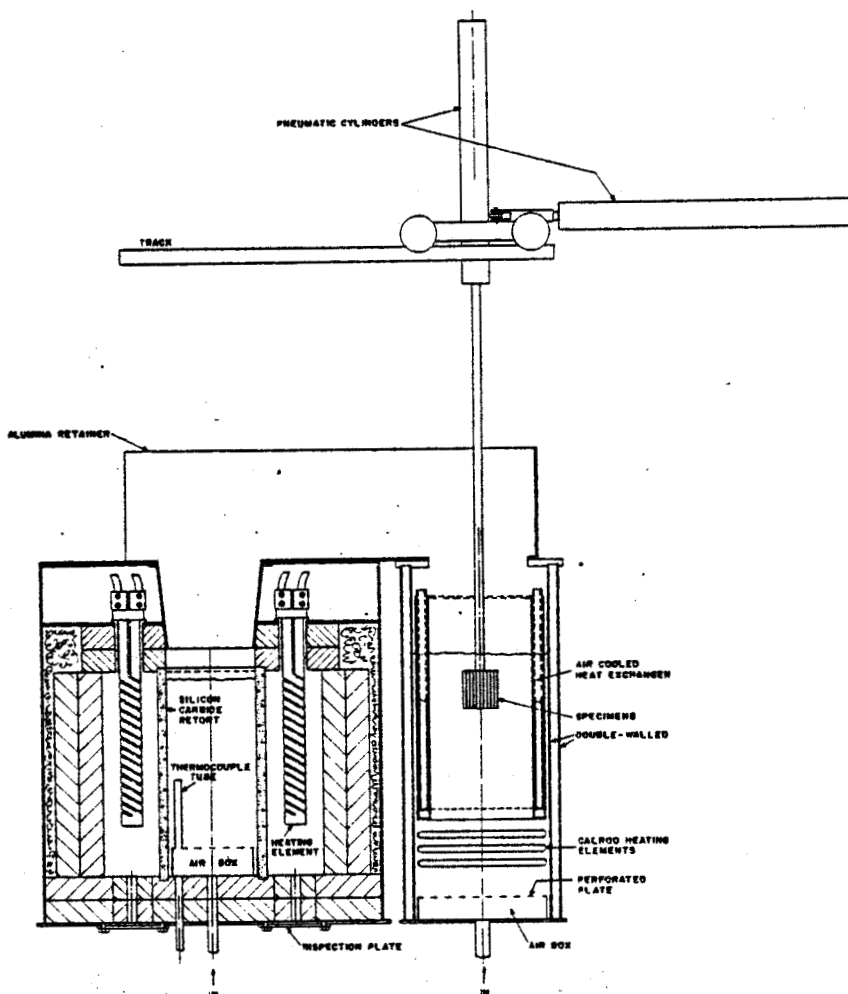


FIGURE I.4

Représentation schématique de l'installation expérimentale de HOWES (11) selon la technique des lits fluidisés



Schématiquement, un lit fluidisé consiste en un réservoir contenant des particules (le plus souvent des particules d'alumine de diamètre compris entre 300 et 540 microns) placé sur un fond perforé. Par ce dernier, un courant d'air traverse la poudre. Le débit est ajusté de façon à ce que les forces de pression qui en résultent compensent le poids des particules. Le bain augmente de volume, il n'y a quasiment plus de contact entre les particules : le lit est dit fluidisé. La température des lits est assurée par des résistances chauffantes placées à l'extérieur du volume de travail. Le mode de chauffage des éprouvettes par cette technique se caractérise par l'homogénéité de température obtenue par suite de l'intense brassage des particules ( $\Delta T < 5^{\circ}\text{C}$  dans le volume de travail) et par sa capacité calorifique élevée (de l'ordre de 1000 fois celle d'un four à convection classique). La vitesse de chauffage est 10 fois plus grande que dans un milieu gazeux ordinaire (coefficient de transmission thermique de l'ordre de  $400 \text{ kcal/m}^2\text{h}^{\circ}\text{C}$  alors qu'il n'est que de 40 pour un four à convection) (12). De plus les volumes de travail sont tels que l'on peut tester simultanément plusieurs éprouvettes (jusqu'à 12 (11, 13) ) sans abaisser de façon significative la température du lit.

Les configurations des éprouvettes les plus couramment utilisées sont montrées figure I.5. Cette figure présente aussi les boucles déformation mécanique - température qu'a obtenues SPERA (14) et qui sont typiques pour ces 3 géométries d'éprouvettes.

L'allure de ces boucles s'explique par le fait que le bord de l'éprouvette s'échauffe - ou se refroidit - beaucoup plus rapidement que le centre, créant ainsi un gradient de température qui atteint son maximum en un temps très bref. Ceci a été bien mis en évidence par les études de BECK et SANTHANAM (15) sur des éprouvettes de type "coin" en super-alliage base cobalt MAR - M 509 (voir Figure I.6).

Les chiffres indiquent le temps écoulé en secondes depuis le début de chaque phase

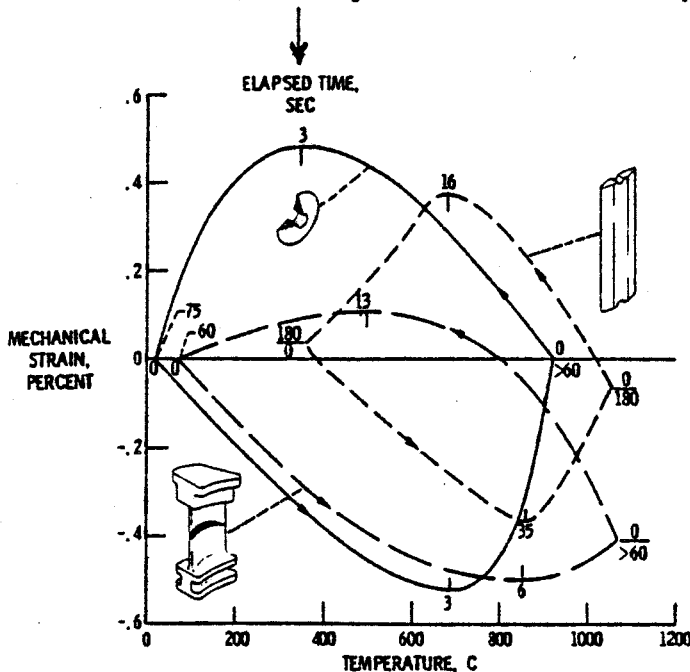


FIGURE I.5

Types d'éprouvettes les plus utilisés et boucles typiques déformation mécanique - température obtenues par SPERA (14) (les alliages sont ici le Nimonic 90 (disque conique), le MAR M 200 (éprouvette à double arête), le B 1900 (aubage) ).

L'intérêt immédiat de ces techniques est la comparaison de la tenue de matériaux différents dans des conditions expérimentales identiques. Citons, par exemple, les études de BIZON et SPERA (13) qui ont comparé les propriétés de 36 super-alliages (Figure I.7).

Cet aspect répond au premier problème qui se pose au concepteur : celui du choix du matériau. En fait ces classements ne sont pas absolus : il peut y avoir des changements d'ordre quand certains paramètres de l'essai sont

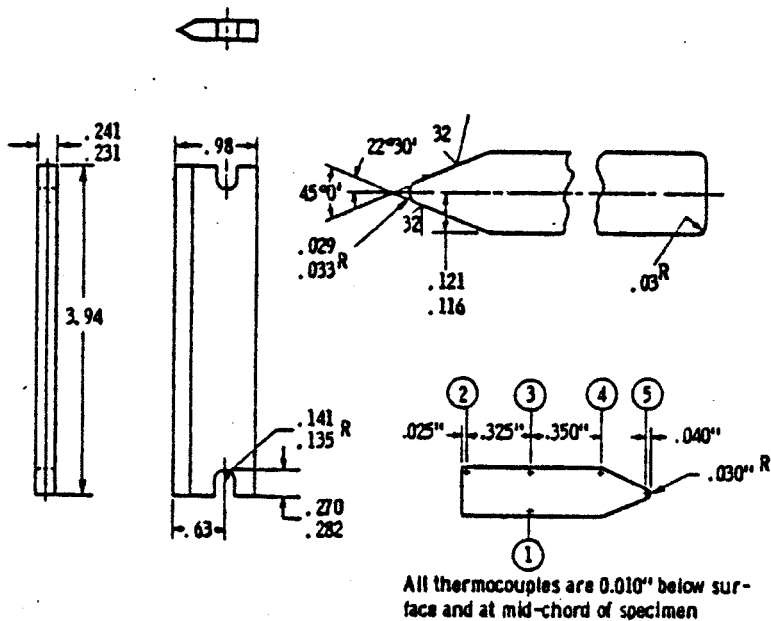


Figure I.6.A

Eprouvette type "coin" utilisée et positions ( 1 à 5 )  
des thermocouples

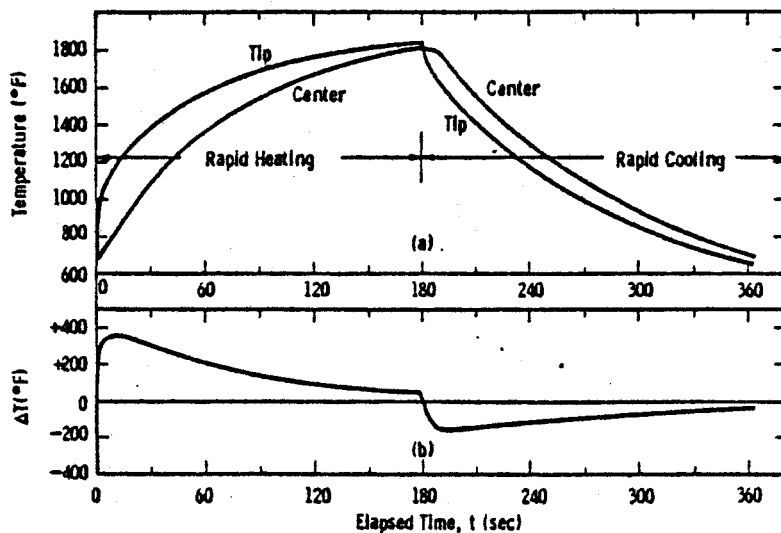


Figure I.6.B.

(a) Evolution des températures mesurées au bord et au centre  
de l'éprouvette (thermocouples 3 et 5) au cours du  
cycle thermique

(b) Evolution des gradients de température correspondant au  
cours du cycle

FIGURE I.6

Résultats de BECK et SANTHANAM (15)

modifiés (13). Aussi il y a toujours intérêt à se ramener à des essais les plus proches possibles des conditions réelles de fonctionnement.

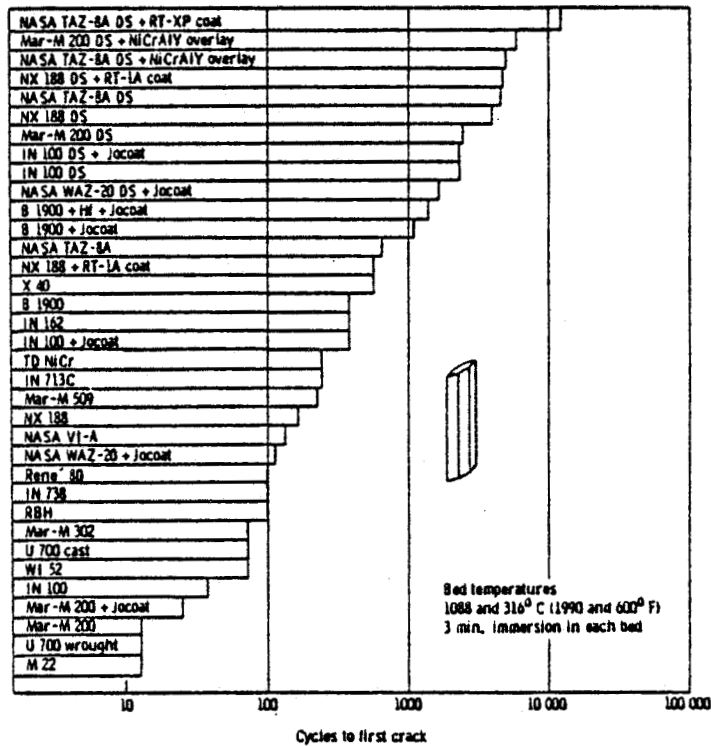


FIGURE I.7

Comparaison de la résistance à la fatigue thermique de 36 super-alliages base-nickel et base-cobalt (BIZON et SPERA (13) )

Comme nous venons de le voir, les essais de fatigue thermique par ces techniques ne posent pas de difficultés expérimentales considérables. Toute la complexité de l'étude apparaît quand on tente de répondre au deuxième problème qui se pose au concepteur : celui de la prédiction de la durée de vie.

c - Pour cela, il est nécessaire de connaître les champs de contrainte, de déformation et de température et leurs évolutions au cours de l'essai. On en déduit alors les points du composant les plus sollicités dans lesquels la fissuration est la plus probable.

Comme aucune mesure de déformation ni de contrainte n'est en général réalisable, des programmes de calcul importants (utilisant la méthode des éléments finis) sont exploités.

Dans les études effectuées par HOWES (16) sur un acier à outil H 13 (0,4 C ; 5 Cr ; 1 Mo ; 1 V) et un alliage maraging 18 Ni (0,02 C ; 18 Ni ; 9 Co ; 5 Cr) des thermocouples placés sur l'éprouvette permettent de relever les données en température en quelques points au cours du cyclage (figure I.8.a).

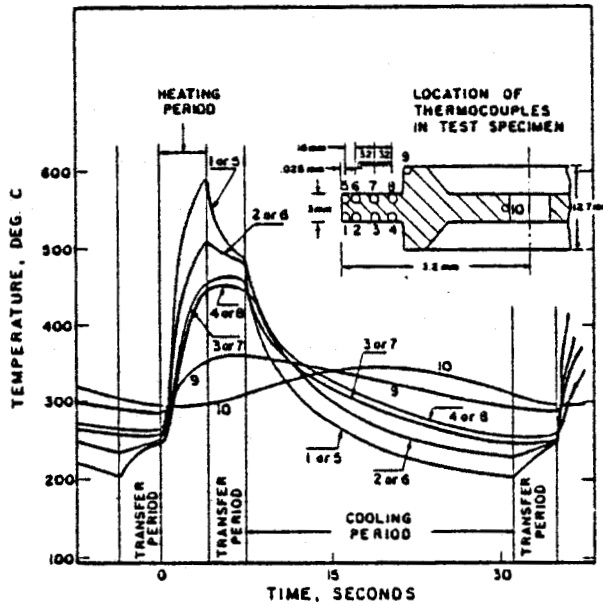


Figure I.8.a

*Eprouvette utilisée, localisation des thermocouples, évolution des températures aux divers points au cours du cycle*

A partir de ces données prises comme conditions aux limites, HOWES applique la méthode des éléments finis au maillage modélisant l'éprouvette (figure I.8.b). Ce calcul donne les gradients de température et de contrainte dans l'éprouvette

(figure I.8.c) et permet ainsi de connaître les points où la température est maximale et ceux où la contrainte est maximale. HOWES peut ainsi montrer que les processus de fissuration sont liés à l'endommagement par déformation plastique localisée et à l'oxydation des surfaces les plus chaudes.

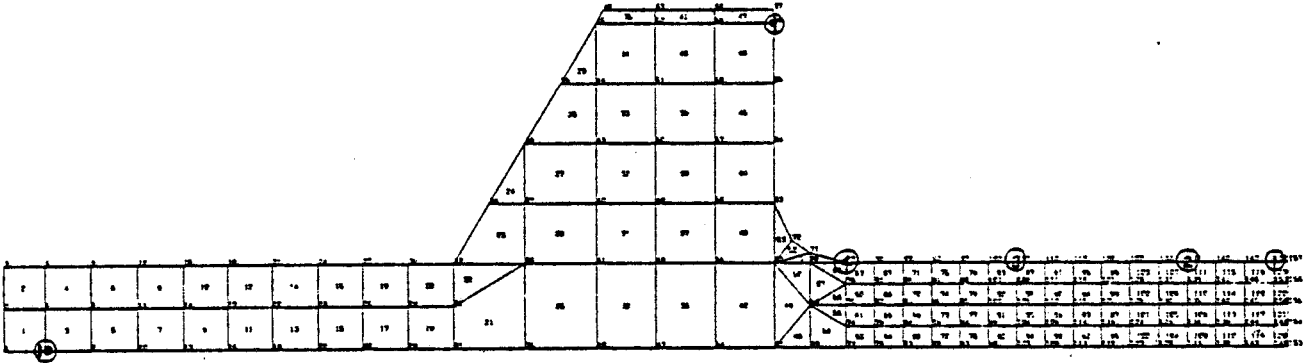


Figure I.8.b

Maillage représentant le quart de l'éprouvette

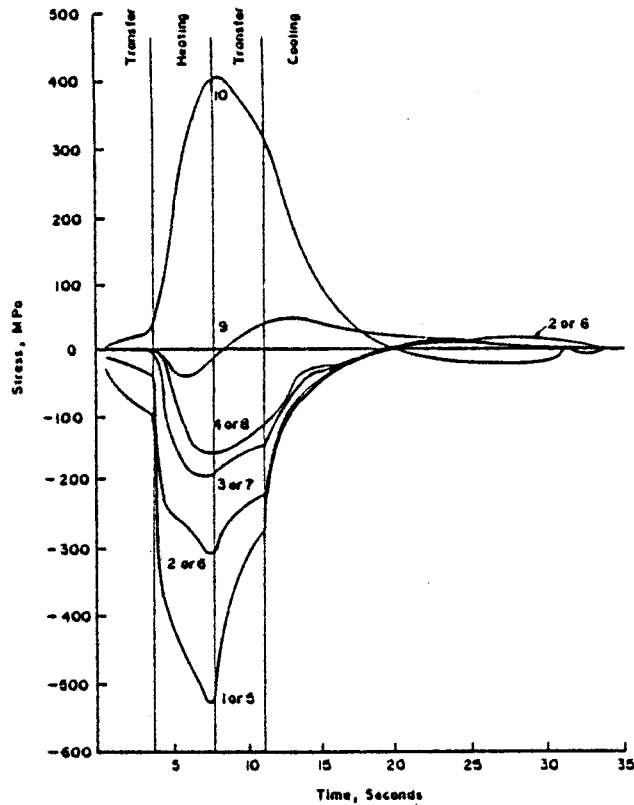


Figure I.8.c

Evolution des contraintes calculées aux divers points de l'éprouvette au cours du cyclage

FIGURE I.8

METHODE UTILISEE PAR HOWES (16)

MOWBRAY et MAC CONNELEE à la GENERAL ELECTRIC (17) ont, quant à eux, poussé plus loin encore ce type de démarche afin de calculer les boucles d'hystérésis contrainte - déformation subies par la fibre périphérique d'un disque conique. L'étude porte sur un super alliage base cobalt cyclé entre 20°C (70°F) et 920°C (1688°F). L'éprouvette et le maillage utilisés sont montrés figure I.9.a et I.9.b.

Deux méthodes d'analyse non linéaire par éléments finis sont mises au point. La première est fondée sur une analyse linéaire des contraintes donnant la déformation totale de la fibre périphérique. Celle-ci est alors traitée comme un élément uniaxial pour déterminer la déformation non linéaire (plastique). La deuxième exploite un programme de calcul, très onéreux, capable de traiter complètement le comportement du matériau dans un modèle non-linéaire et en fonction du temps. Etant donné sa complexité et son coût, cette méthode n'est praticable qu'avec un maillage très simplifié.

En outre, plusieurs hypothèses concernant l'effet BAUSHINGER et la méthode de transfert de contrainte dans l'analyse en fluage sont explorées.

A l'origine des calculs effectués par ces 2 méthodes, on détermine les champs de température avec l'hypothèse de coefficients de transfert de chaleur par convection constants dans le temps sur toute la surface extérieure de l'éprouvette.

Les auteurs ont estimé<sup>(1)</sup> que les boucles d'hystérésis calculées sont relativement indépendantes de la méthode d'analyse et des hypothèses faites sur le comportement du matériau.

Des exemples typiques des boucles déformation mécanique - température et contrainte - déformation mécanique pour la fibre périphérique sont montrés figure I.9.c et I.9.d. Comme on le constate la boucle d'hystérésis est très complexe. A partir du point O, le choc thermique initial dans le lit fluidisé à haute température entraîne la compression de la fibre suivant OA. En A, la contrainte atteint la limite élastique du matériau et l'écoulement plastique commence. Le niveau

(1) Cette estimation prête à discussion mais a été faite dans un souci de simplification vu le coût de ces calculs.

de contrainte ne croît plus car la limite élastique décroît très rapidement au fur et à mesure de la montée en température. Le point B correspond à la déformation négative maximale (point B', figure c) et dès lors contrainte et déformation croissent d'abord élastiquement et à partir de B' avec intervention de fluage. Le fluage devient de plus en plus prédominant. A partir de C le niveau de déformation devient relativement faible et compte tenu des caractéristiques de fluage à ces températures élevées, la contrainte se relaxe jusqu'à D. De D à E, l'équilibre thermique de l'éprouvette est réalisé et la contrainte continue de se relaxer.

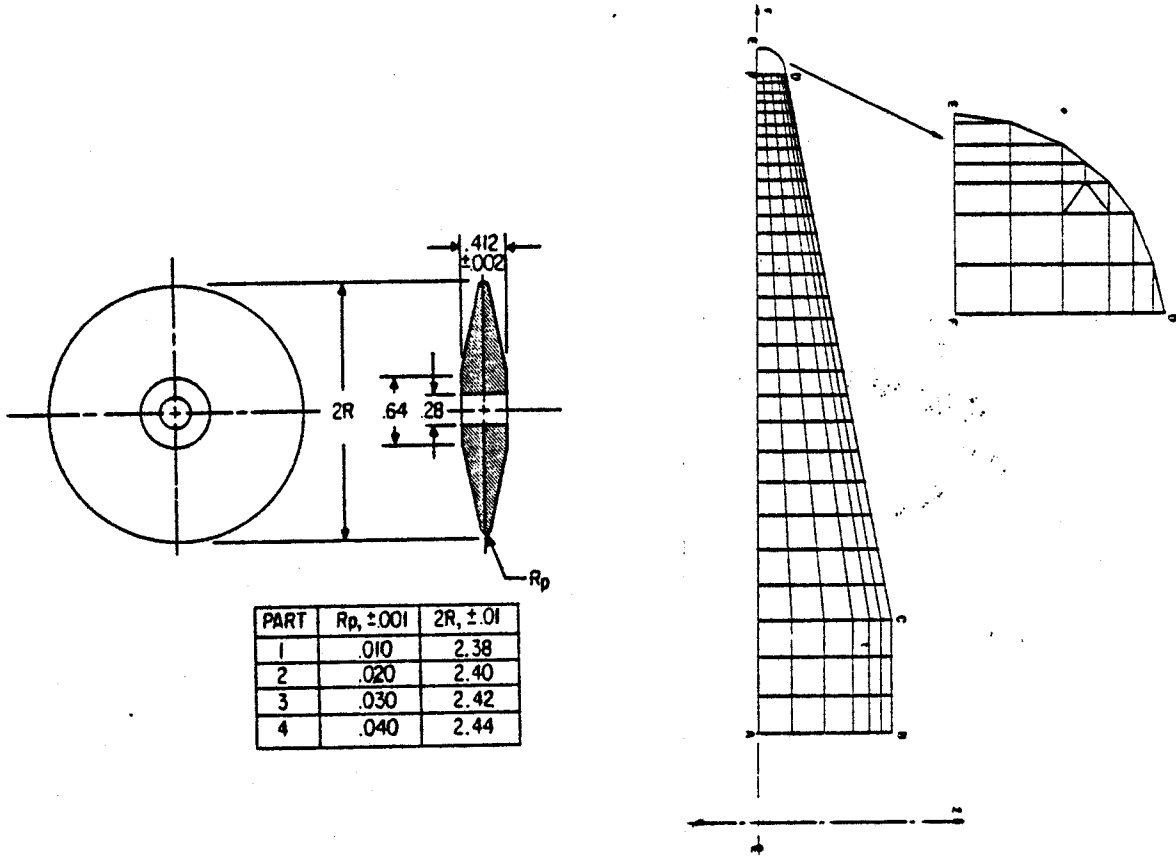
Le refroidissement rapide introduit une déformation mécanique positive correspondant à une contrainte de traction. Comme ceci débute à haute température et tant que la température reste assez élevée (jusqu'en E') du fluage intervient. Contrainte et déformation continuent à croître jusqu'à F pour lequel la déformation maximale est atteinte (point F', figure c). A partir de F, la déformation décroît, le déchargement se fait élastiquement jusqu'au point G correspondant à la température minimale (retour de la fibre à sa longueur initiale).

Une nouvelle immersion dans le lit à haute température provoque un écoulement plastique en compression G-B et le cycle se poursuit,...

MOWBRAY et MAC CONNELEE se proposent, après ces études, d'aborder le problème de la prédiction de la durée de vie (correspondant ici à la phase d'amorçage  $N_a$ ) par le traitement de ces boucles d'hystérésis. Ils envisagent d'utiliser une des méthodes de prédiction qui seront présentées au paragraphe I.4.

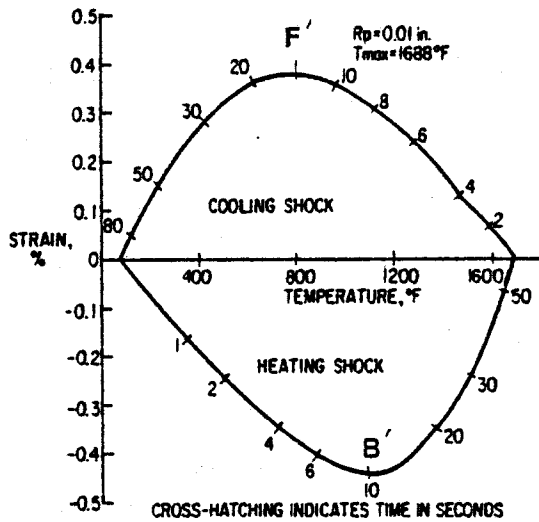
Très récemment, MOWBRAY et TRANTINA (18) ont pu établir une assez bonne corrélation entre la variation de déformation inélastique  $\Delta\varepsilon_{in}$  et le nombre de cycles à l'amorçage  $N_a$ . La méthode de calcul utilisée est celle de SPERA.



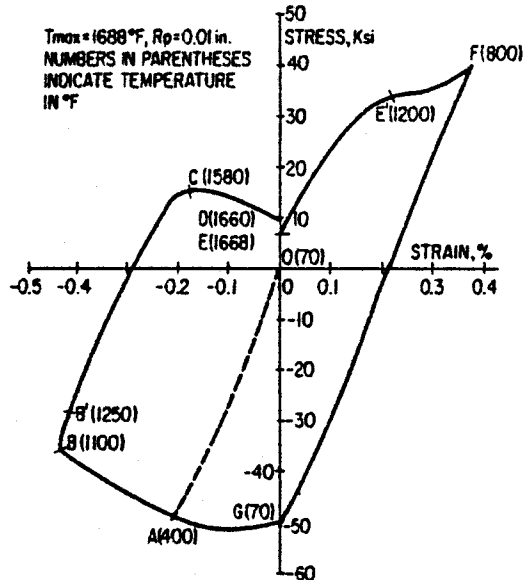


a) type d'éprouvette utilisé

b) maillage (correspondant au 1/4 de l'éprouvette)



c) exemple de cycle déformation mécanique-température pour la fibre périphérique. (les nombres sur la courbe indiquent le temps en secondes).



d) Exemple de boucle d'hystérésis calculée pour la fibre périphérique. (les nombres entre parenthèses indiquent les températures en °F)

FIGURE I.9

Etude de MOWBRAY et MAC CONNELEE (17)



Signalons que, par ailleurs, CHABOCHE et STOLTZ (9) à l'ONERA ont proposé une méthode de prévision de la durée de vie des aubes de turbine en super alliage base nickel IN 100 selon le schéma de la figure I.10. Les paramètres  $\sigma$ ,  $\epsilon$  et  $T$  au point critique du bord de fuite sont aussi calculés par une méthode par éléments finis. Le modèle de prévision sera également précisé au paragraphe I.4. Des comparaisons avec des essais de simulation sur les aubes réelles chauffées par induction et refroidies intérieurement par circulation d'air ont donné des résultats satisfaisants.

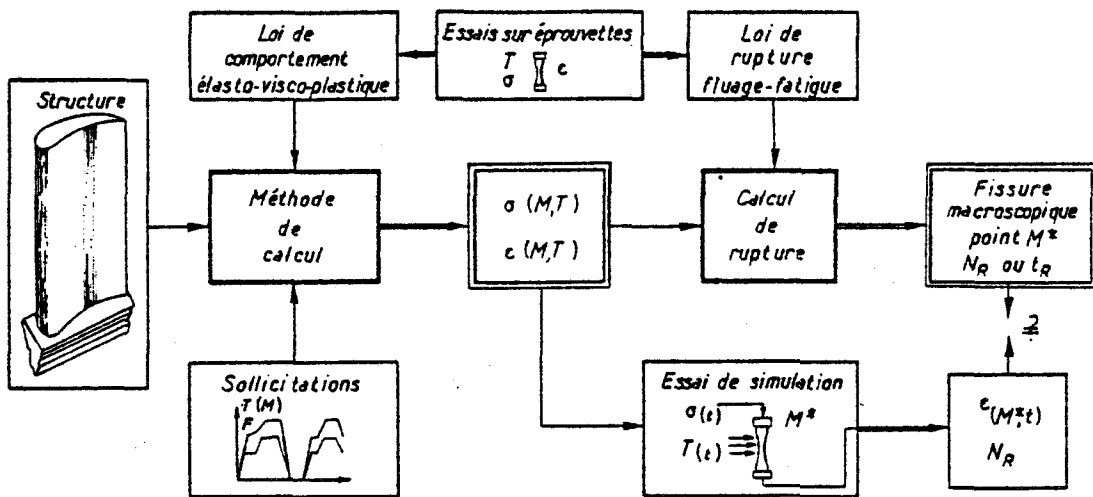


FIGURE I.10

Description générale de la méthode de prévision de la durée de vie (d'après (9) )

### I.3. FATIGUE THERMOMECHANIQUE

Comme nous l'avons dit, la fatigue thermomécanique est avant tout une pratique de laboratoire où, durant le cyclage thermique, des forces extérieures à une éprouvette sont appliquées pour simuler les contraintes internes d'origine thermique dans le composant réel.

Physiquement, les phénomènes de fissuration qui se produisent par fatigue sous contraintes thermiques ou thermomécaniques sont les mêmes, exception faite peut-être pour le cas des chocs thermiques caractérisés par des variations extrêmement brutales de température. Localement, les contraintes qui sont responsables de l'endommagement, qu'elles soient "internes" ou "externes", ont le même effet. On conçoit que, compte tenu des difficultés de calcul qui ont été évoquées, la fatigue thermomécanique soit - en laboratoire - la voie choisie pour étudier la fatigue thermique. Par exemple, la réf. (19) illustre ceci et décrit une approche de la résistance de plaques d'échangeurs de chaudières à gaz à partir de résultats d'essais de fatigue thermomécanique.

Une éprouvette - cylindrique ou torique - généralement creuse est cycliquement chauffée et refroidie uniformément dans sa zone utile tandis que des forces extérieures lui sont appliquées par l'intermédiaire des mors d'amarrage.

Les divers modes de chauffage utilisés sont les mêmes qu'en fatigue oligocyclique isotherme : par induction, par effet Joule par passage de courant dans l'éprouvette même ou par un four à résistances ou à radiations. Les deux premiers moyens ont déjà été évoqués au paragraphe I.2. L'utilisation d'un four est relativement peu répandue en raison de sa grande inertie thermique et de la faible vitesse de montée en température ce qui conduit à une période du cycle thermique très longue. Par exemple des essais comparatifs (20) ont montré que pour passer de 20 à 800°C, il fallait près de 30 minutes avec un four à résistance et seulement 2 minutes par induction et 1 minute par effet Joule.

Le système d'amarrage le plus simple peut être constitué par un bâti très rigide non soumis à la variation thermique et qui entrave effectivement la dilatation axiale de l'éprouvette. Ceci a été utilisé pour la première fois par COFFIN en 1953 (5). Dans cet essai une éprouvette tubulaire est alternativement chauffée par effet Joule et refroidie par un courant d'air froid intérieur.

Avec les machines de fatigue modernes servo-contrôlées, des cycles de température et de contrainte - ou déformation - peuvent être appliqués indépendamment suivant des programmes pré-établis. Un générateur de fonction ou un programmateur à micro-processeur 2 voies est nécessaire. Les charges sont contrôlées par une cellule de charge montée en série avec l'éprouvette.

Dans la zone utile où le gradient de température doit être minime, la contrainte de traction ou compression est sensiblement uniforme. La déformation longitudinale qui peut être contrôlée par extensométrie soit radiale soit axiale est la somme d'un terme de déformation mécanique et d'un terme de déformation thermique :

$$\Delta\varepsilon_{th} = \alpha \cdot \Delta T \quad (I.1.)$$

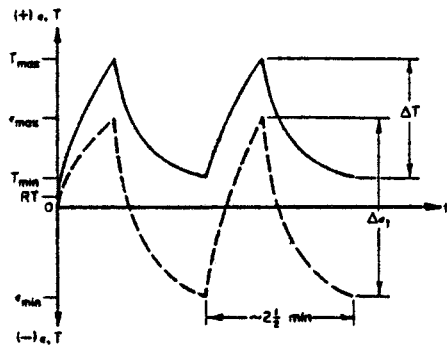
$\alpha$  est le coefficient de dilatation linéique et  $\Delta T$  la variation de température.

Les installations les plus élaborées possèdent un calculateur capable de déterminer à chaque instant la déformation mécanique et par suite de tracer au cours de l'essai les boucles d'hystérésis contrainte - déformation mécanique. Celles-ci sont ensuite analysées comme en fatigue oligocyclique isotherme.

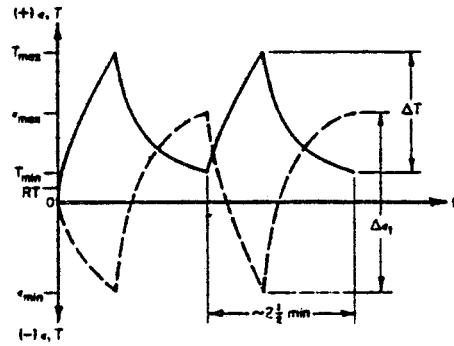
L'article de JASKE et LEIS (21) fait une excellente synthèse de ces diverses considérations.

CARDEN (22) a été un des précurseurs dans ce type d'essai. Dans son installation, l'éprouvette tubulaire est alternativement chauffée par effet Joule et refroidie intérieurement par air ; le déplacement contrôlé est celui de la





(a) Maximum strain in-phase with maximum temperature



(b) Maximum strain out-of-phase with maximum temperature

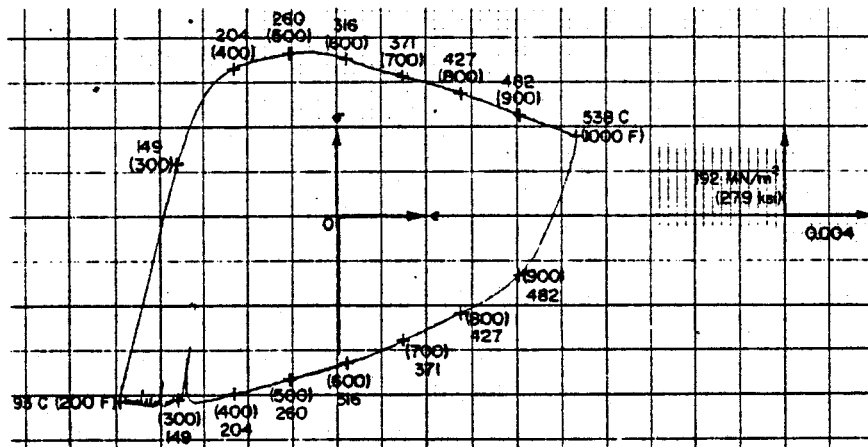


Figure I.11.d.

Boucle d'hystérésis contrainte - déformation  
 (cyclage de 93 à 538°C avec  $\epsilon_{max}$  à  $T_{max}$ )

FIGURE I.11

Etude de JASKE (23)



Parmi toutes les combinaisons possibles des 2 cycles contrôlés, les deux cas extrêmes sont généralement étudiés : en phase et en opposition de phase (Figure I.11.c). Un exemple de boucle d'hystérésis pour un cyclage en phase est montré figure I.11.d.

En prenant comme paramètre la variation de déformation plastique  $\Delta\epsilon_p$ , le cyclage en opposition de phase est généralement plus endommageant que le cyclage en phase. De plus, JASKE (23) a observé sur un acier à bas carbone AISI 1010 cyclé de 93 à 316°C, 93 à 427°C et 93 à 538°C un important durcissement dynamique qui conduit à une rupture plus rapide qu'en fatigue isotherme à même variation de déformation plastique  $\Delta\epsilon_p$ . Ce résultat a également été trouvé par TAIRA et FUJINO pour un acier à bas carbone (0,16 % C) et un acier inoxydable austénitique de type 304 (24).

Signalons également une approche expérimentale originale réalisée récemment à l'ONERA (25) à partir de la conception d'un système "Trois barres" spécial. Une éprouvette est fixée entre 2 plateaux massifs reliés par 3 ressorts à lame circulaire. Aucune force extérieure n'est appliquée. Le chauffage de l'éprouvette par induction entraîne des contraintes de compression qui sont fonction de la raideur des ressorts. De plus lors du refroidissement, des colonnettes réglables peuvent venir en butée modifiant ainsi la raideur du système. A partir de la mesure du déplacement relatif des plateaux les boucles d'hystérésis peuvent être tracées. Une simulation numérique de ces boucles a été effectuée à partir des modèles de comportement développés à l'ONERA. Enfin diverses méthodes de prévision de la durée de vie, qui seront détaillées ci-après, sont confrontées aux résultats d'essais conduits à rupture.





#### I.4. METHODES DE PREVISION DE DUREE DE VIE

Ces méthodes sont diverses et dépendent des domaines d'application. Compte tenu de la durée importante et du coût des essais de fatigue thermique, toutes les méthodes traitent les boucles d'hystérésis obtenues selon une démarche permettant de se ramener aux caractéristiques du matériau en traction, fluage et fatigue isothermes. Les principaux modèles sont les suivants :

- concept de température équivalente (TAIRA)
- modèles avec interaction fatigue-fluage
  - . modèle de SPERA (interaction linéaire)
  - . modèle du dommage continu de CHABOCHE (cumul non linéaire)
- méthode de partition des déformations (MANSON et al.)

##### I.4.1. CONCEPT DE TEMPERATURE EQUIVALENTE (TAIRA)

Ce concept a été proposé par TAIRA (26) et suggère que, pour un cyclage de fatigue thermique, la même durée de vie peut être obtenue par un cyclage isotherme à même déformation à une température équivalente.

Le comportement en fatigue thermique peut ainsi être rapproché des comportements en fatigue isotherme.

Cette méthode donne des résultats satisfaisants quand les processus de dommage dans les deux types d'essais sont proches, et que le matériau ne subit pas au cours du cyclage thermique de modifications métallurgiques. Il faut de plus que le domaine de température reste relativement bas de façon à ce que le dommage de fluage ne joue pas un rôle significatif.

La validité de cette méthode sera discutée ici et développée au chapitre IV .

## I.4.2. METHODES AVEC INTERACTION FATIGUE-FLUAGE

### I.4.2.1. Modèle de SPERA

Cette théorie a été proposée par SPERA dans (27) et postule que la fatigue thermique est une combinaison de la fatigue oligocyclique conventionnelle et du fluage cyclique. Une interaction linéaire entre les durées de vie en fatigue et en fluage cyclique donne la durée de vie en fatigue thermique suivant :

$$\frac{1}{N_t} = \frac{1}{N_c} + \frac{1}{N_f} \quad (I.2.)$$

Le dommage  $\varphi_c$  de fluage cyclique est calculé à partir des essais conventionnels de fluage en utilisant une extension de la règle de ROBINSON-TAIRA (27) :

$$\varphi_c = \frac{1}{N_c}$$
$$\varphi_c = \int_0^{\Delta t} \frac{dt}{k t_r(|\sigma|, T)} \quad (I.3.)$$

où  $\sigma$  et  $T$  sont les valeurs instantanées de la contrainte et de la température au cours du cycle,  $t_r$  le temps à rupture en fluage isotherme sous  $\sigma$  et  $T$ ,  $\Delta t$  la durée du cycle,  $k$  un coefficient dépendant du matériau.

Le dommage de fatigue  $\varphi_f$  est calculé à partir des résultats d'essais de traction monotone par la méthode des pentes universelles de MANSON (29) :

$$\varphi_f = \frac{1}{N_f}$$
$$\Delta \varepsilon_t = 3,5 \frac{\sigma_u}{E} \varphi_f^{0,12} + D^{0,6} \varphi_f^{0,6} \quad (I.4.)$$

où  $\Delta \varepsilon_t$  est la variation de déformation mécanique totale  
E le module d'Young,  $\sigma_u$  la contrainte maximale en traction ( $R_m$ )  
D la ductilité en traction ( $D = \ln \frac{1}{1-Z}$ ).

En fait, SPERA utilise cette approche par souci de simplification et ceci n'exclut pas la possibilité d'utiliser des formulations différentes. Le modèle de SPERA a, en effet, été conçu, pour des essais sur des super-alliages base nickel avec une température maximale du cycle relativement élevée, (770 à 1120°C), donc pour lesquels le dommage par fluage représente environ 80 % de l'endommagement total (14).

Le terme  $\varphi_f$  intervient donc comme un terme correcteur qui est ici estimé de façon conservative en utilisant l'équation (I.4.) à la température qui conduit à  $N_f$  minimal (généralement la température maximale du cycle).

Comme le montre la figure I.12 d'assez bons résultats ont été obtenus ; dans l'étude référence (14), pour 76 des 86 essais réalisés, les durées de vie calculées et les résultats expérimentaux correspondent à un facteur de dispersion de 2.

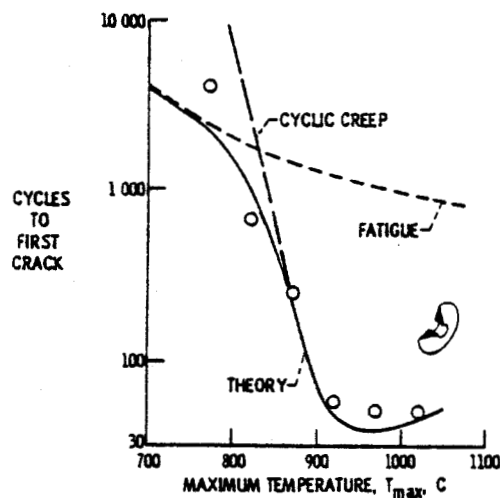


FIGURE I.12

*Comparaison entre les durées de vie expérimentales et les durées de vie calculées par le modèle de SPERA (d'après (14)) (pour des disques coniques en Nimonic 90 cyclés entre 20°C et T<sub>max</sub>)*

Cette méthode a depuis été étendue et SPERA et COX (30) l'ont intégrée dans un large programme numérique de calcul de prédiction de durée de vie.

#### I.4.2.2. Modèle du dommage continu de CHABOCHE

a - Dans la méthode de calcul des aubes de turbine utilisée à l'ONERA (9) évoquée dans le paragraphe I.2, le loi de rupture est fondée sur une règle de cumul linéaire assez proche en définitive du modèle de SPERA :

$$\frac{1}{N_R} = \frac{1}{N_f(\Delta\varepsilon)} + \int_0^{\Delta t} \frac{dt}{t_c(\sigma, T)} \quad (I.5.)$$

Le dommage de fatigue est déterminé par les lois de MANSON-COFFIN :

$$\frac{\Delta\varepsilon_t}{2} = \frac{\sigma'_f}{E} N_f^{-b} + \varepsilon'_f N_f^{-c} \quad (I.6.)$$

avec :

$\varepsilon'_f$  coefficient de ductilité en fatigue

$\sigma'_f$  coefficient de résistance en fatigue

Ici les auteurs ont donc pris en considération les exposants b et c caractéristiques du matériau.

Le dommage de fluage est calculé par la loi de RABOTNOV-KACHANOV dans laquelle est introduite la notion de dommage D. D est nul pour le matériau vierge et égal à 1 à la rupture.

L'expression différentielle de ce dommage s'écrit :

$$dD = \left[ \frac{\sigma}{A(1-D)} \right]^r \quad (I.7.)$$

où A et r sont des coefficients caractéristiques du matériau et dépendent de la température T. Le temps à rupture par fluage isotherme s'écrit :

$$t_c = \frac{1}{1+r} \left( \frac{\sigma}{A} \right)^{-r} \quad (I.8.)$$

Dans le cyclage thermique le dommage de fluage est cumulé linéairement au cours du cycle tandis que le terme de fatigue  $N_F(\Delta\epsilon)$  est déterminé pour la contrainte maximale.

b - Cette méthode a été développée et le modèle d'interaction non linéaire d'endommagement en fatigue et fluage proposé par LEMAITRE et CHABOCHE (31) est introduit dans les calculs de prévision de durée de vie à haute température (32).

L'expression de l'endommagement élémentaire est défini par la somme de deux termes agissant simultanément :

$$dD = f(\sigma, T, D)dt + g(\sigma_M, \bar{\sigma}, D, T)dN \quad (I.9.)$$

où T est la température,  $\sigma_M$  la contrainte maximale et  $\bar{\sigma}$  la contrainte moyenne au cours du cycle réel.

Le dommage par fluage est cette fois exprimé par une loi de RABOTNOV-KACHANOV généralisée :

$$dD = \left(\frac{\sigma}{A}\right)^r (1-D)^{-p} dt \quad (I.10.)$$

qui conduit au temps à rupture en fluage isotherme  $t_c$  sous la contrainte  $\sigma$  égal à :

$$t_c = \frac{1}{p+1} \left(\frac{\sigma}{A}\right)^{-r} \quad (I.11.)$$

$p(\sigma)$ , A et r sont dépendants de T et sont des coefficients caractéristiques du matériau.

Le dommage de fatigue vient de la loi différentielle avec cumul non linéaire de CHABOCHE (37) :

$$dD = \left[1 - (1-D)^{\beta+1}\right]^\alpha \cdot \left[\frac{\Delta\sigma}{M(1-D)}\right]^\beta dN \quad (I.12.)$$

qui conduit en fatigue isotherme à :

$$N_f = \frac{1}{(1+\beta)(1-\alpha) \left[\frac{\Delta\sigma}{M}\right]^\beta} \quad (I.13.)$$

où  $\beta$ ,  $\alpha(\Delta\sigma)$  et  $M(\bar{\sigma})$  sont dépendants de  $T$  et sont des coefficients caractéristiques du matériau.

Dans le cas d'un cyclage thermomécanique, l'équation différentielle (I.9.) peut être intégrée numériquement par une méthode incrémentale pour obtenir le nombre de cycles à rupture.

#### I.4.3. METHODE DE PARTITION DES DEFORMATIONS

Pour tenir compte de façon plus satisfaisante des effets du temps et donc des divers aspects du problème fatigue-fluage, MANSON, HALFORD et HIRSCHBERG (33, 34) ont proposé une règle de partition de la déformation inélastique, en distinguant déformation plastique et déformation de fluage.

Quatre combinaisons du fluage et de la plasticité sont possibles et les quatre cycles idéaux de base reproduits figure I.12 peuvent être définis.

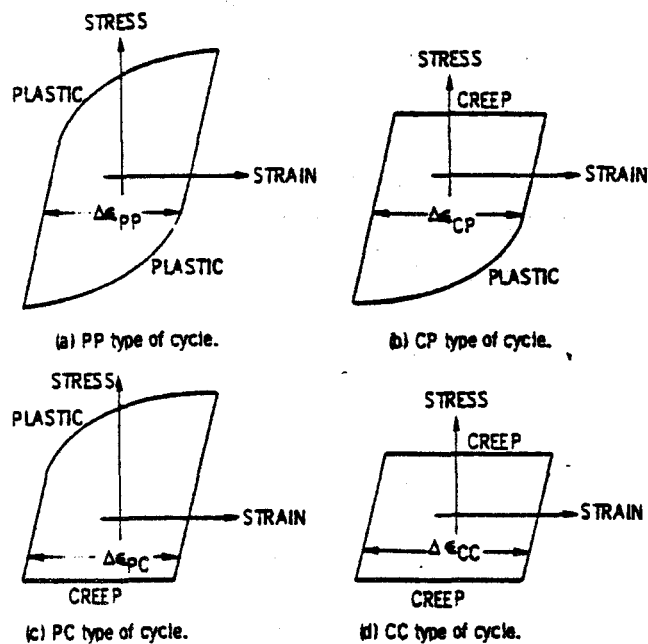


FIGURE I.12

*Boucles d'hystérésis idéales utilisées dans la méthode de partition des déformations (d'après (34))*

Par des essais adéquats, il est nécessaire de déterminer les quatre lois de base correspondant à ces quatre modes de déformation.

Elles s'écrivent :

$$N_{ij} = C_{ij} \Delta\epsilon_{in}^{-\gamma_{ij}} \quad (I.14.)$$

indices  $i, j = p$  ou  $c$

$\Delta\epsilon_{in}$  = variation de déformation inélastique (déformation totale moins composante élastique).

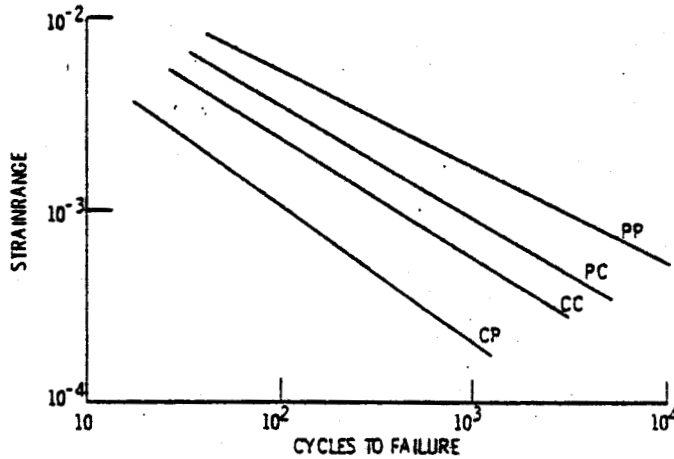


FIGURE I.13

Relations déformation inélastique-durée de vie correspondant aux 4 cycles de base (d'après (34))

La boucle d'hystérésis contrainte-déformation de tout essai, y compris un cyclage thermique, est susceptible d'être partagé, comme l'exemple de la figure I.14, suivant les quatre types de base, avec  $\Delta\epsilon_{in} = \sum \Delta\epsilon_{ij}$  (I.15.)

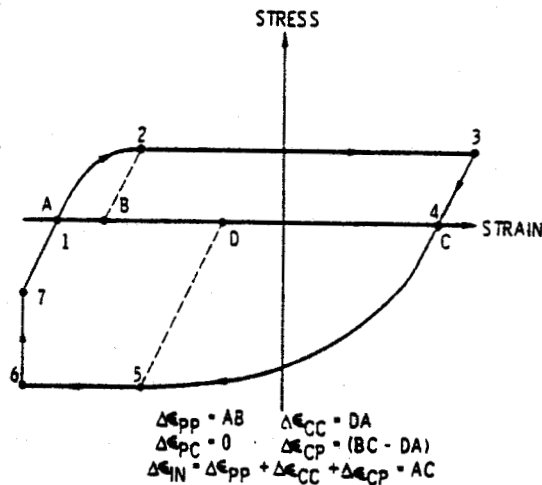


FIGURE I.14

Exemple de partition de la déformation inélastique dans un cycle complexe (34)

Une règle d'interaction linéaire définie par les relations :

$$\frac{1}{N_f} = \sum \frac{F_{ij}}{N_{ij} (\Delta \epsilon_{in})} \quad (I.16.)$$

avec :

$$F_{ij} = \frac{\Delta \epsilon_{ij}}{\Delta \epsilon_{in}}$$

permet d'obtenir la durée de vie estimée  $N_f$ . Les différents termes sont explicités figure I.15.

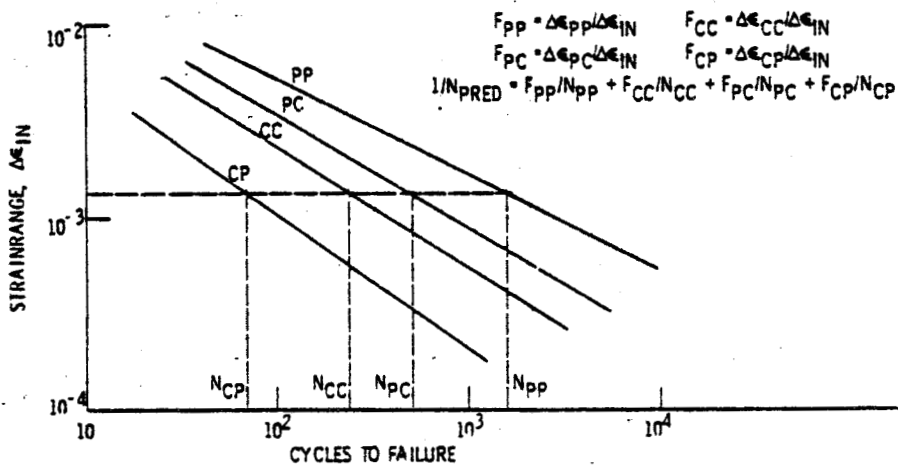


FIGURE I.15

Définition des termes de l'expression (I.16.) (d'après (34))

HALFORD et al (35) ont montré, à la suite d'essais sur les aciers 2,25 Cr - 1 Mo et 316 que l'on pouvait admettre l'indépendance des 4 lois de base avec la température avec un facteur de dispersion de 2 sur l'estimation de la durée de vie.

Dans cet esprit, HALFORD et MANSON (36) ont analysé des essais de fatigue thermomécanique sur un acier 316 (cyclages en température (de 230 à 760°C) et en déformation, en phase et en opposition de phase) en se fondant sur les 4 lois de base caractérisant cet acier à 705°C. Un exemple de boucle d'hystérésis obtenue dans un tel essai avec cyclages en phase est montré figure I.16.



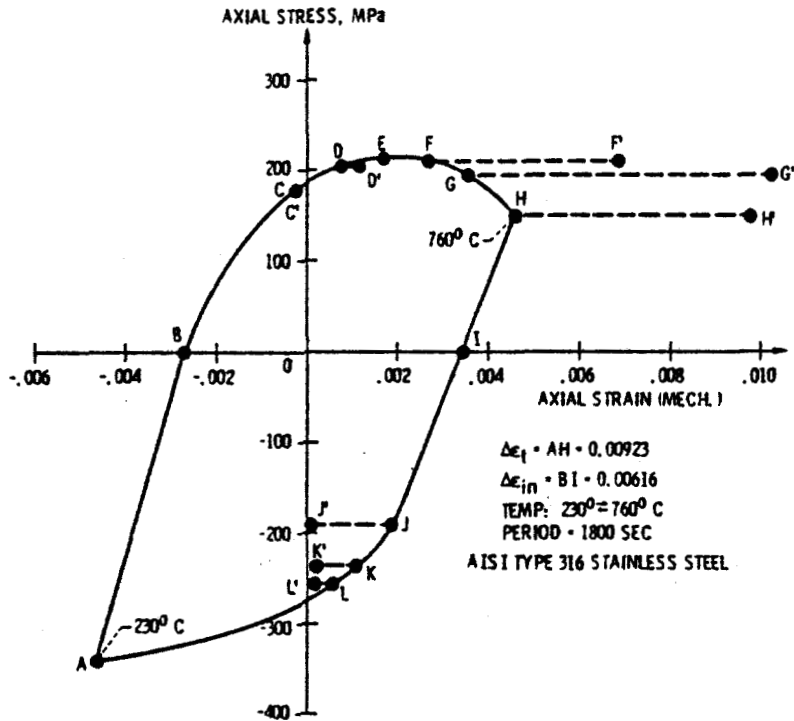


FIGURE I.16

*Boucle d'hystérésis obtenue dans un essai de fatigue thermomécanique en phase sur un acier 316 (d'après (36))*

Les résultats de cette étude ont donné une prédiction correspondant à un facteur de deux par rapport aux durées de vie expérimentales. Ce facteur de deux est aussi celui qui correspond à la majorité des calculs se rapportant à des essais isothermes réalisés par les auteurs (34). Ils en concluent l'universalité de cette méthode. Toutefois, l'insensibilité des lois de base avec la température fait l'objet de certaines objections. Et, par ailleurs, la détermination de ces lois nécessite plusieurs séries d'essais particuliers, dont certains sont délicats, ce qui constitue un certain obstacle à l'emploi de ce modèle.



## I.5. CONCLUSION

Dans la brève revue que nous venons de faire, nous avons exposé diverses techniques expérimentales et les principales méthodes de prévision de durée de vie rencontrées dans l'étude de la fatigue thermique.

Si la "fatigue sous contraintes thermiques", plus proche des conditions d'emploi réelles des matériaux et des composants, ne pose pas nécessairement de grand problème expérimental, elle entraîne cependant la mise en oeuvre de programmes de calcul longs, délicats et onéreux pour déterminer les boucles d'hystérésis.

Au contraire, la "fatigue thermomécanique" nécessite des installations expérimentales plus performantes mais permet l'obtention relativement aisée des boucles d'hystérésis.

Les diverses méthodes de prévision de durée de vie s'appliquent sur celles-ci. Comme nous l'avons vu, elles découlent d'approches très diverses. Toutefois, aucune n'a réussi actuellement à s'imposer et à apparaître comme la meilleure.

Beaucoup de travaux restent donc à faire dans ce domaine. Cette étude s'inscrit dans cet esprit et propose un modèle de prévision de durée de vie fondé sur la résistance à la fatigue oligocyclique isotherme à diverses températures.



BIBLIOGRAPHIE DU CHAPITRE I

1. D.A. SPERA  
*"What is Thermal Fatigue"*, ASTM-STP 612, 1976, p. 3-9.
2. J.R. DONATI, F. de KEROULAS, J. MASSE  
*"Expertise métallurgique de deux mélangeurs de sodium en acier inoxydable austénitique fissurés en service par fatigue thermique"* Mémoire Sc. Revue Métallurgie, avril 1979, p. 253-269.
3. J. GUITTON  
*"Exemples de chocs thermiques dans les centrales de production d'électricité"* Revue Française de Mécanique, n° 75, 1980, p. 15-31.
4. S.S. MANSON  
*"Behavior of Materials under Conditions of Thermal Stress"* NACA, TN, 2933, 1953, cité dans (1).
5. L.F. COFFIN  
*"The Problem of Thermal Stress Fatigue in Austenitic Steels at Elevated Temperatures"*, ASTM, STP 165, 1954, p. 31-52.
6. L. NORTHCOTT, H.G. BARON  
*"The Craze-Cracking of Metals"*, Journal of the Iron and Steel Institute, déc. 1956, p. 385-408.
7. D. ROUSSEAU, J.P. RIEGERT, L. SERAPHIN, R. TRICOT  
*"Fatigue thermique des aciers à outils pour travail à chaud"* Revue de Métallurgie, déc. 75, p. 875-889.
8. Z. SMARZYNSKI, M. GIERZYNSKA  
*"Etude de phénomènes mis en jeu lors de la fatigue thermique des aciers"*, Revue de Métallurgie, CIT, avril 80, p. 319-326.
9. J.L. CHABOCHE, C. STOLTZ  
*"Détermination des durées de vie des aubes de turbine à gaz"* ONERA TP 1975-108, Revue Française de Mécanique, 1974, n°52, p. 37-47.

10. E. GLENNY, J.E. NORTHWOOD, S.W.K. SHAW, T.A. TAYLOR  
*"A technique for thermal-shock and thermal-fatigue testing based on the use of fluidized Solids"*, *Journal of the Institute of Metals*, 1958-59, vol. 87, p.294-302.
11. M.A.H. HOWES  
*"Evaluation of Thermal Fatigue Resistance of Metals using the fluidized Bed Technique"* ASTM, STP 520, 1973, p. 242-254.
12. M. TAMALET, G. CHIRYSOSTOME  
*"Les lits fluidisés"* *Sciences et Techniques*, n° 7, oct.1973 p. 35-40, *Cité dans l'étude de J. PIJOT, CETIM - Informations juin 1975, n° 41, p. 67.*
13. P.T. BIZON, D.A. SPERA  
*"Thermal Stress Fatigue Behavior of Twenty-six Superalloys"* ASTM, STP 612, 1976, p. 106-122.
14. D.A. SPERA  
*"Comparaison of Experimental and Theoretical Thermal Fatigue Lives for five Nickel Base Alloys"*, ASTM, STP 520, 1973, p. 648-657.
15. C.G. BECK, A.T. SANTHANAM  
*"Effect of Microstructure on the Thermal Fatigue Resistance of a Cast Cobalt-Base Alloy, MAR M-509"*, ASTM, STP 612, 1976, p. 123-140.
16. M.A.H. HOWES  
*"A Study of Thermal Fatigue Mechanisms"*, ASTM, STP 612, 1976, p. 86-105.
17. D.F. MOWBRAY, J.E. MAC CONNELEE  
*"Non linear Analysis of a Tapered Disk Thermal Fatigue Specimen"*, ASTM, STP 612, 1976, p. 10-29.
18. D.F. MOWBRAY, G.G. TRANTINA  
*"Thermal Fatigue Analysis"* General Electric, Report N° 80 CRD 225, Sept. 80, p. 1-12.
19. B. LEIS , A. HOPPER, N. GHADIALI, C. JASKE, G. HULBERT  
*"An approach fo Life Prediction of Domestic Gas Furnace Clam Shell Type Heat Exchangers"* *Int. Conf. on Thermal Stresses in Materials and Structures in Severe Thermal Environments*, BLACKSBURG, March 80, 20 pages.

20. C. PERRUCHET  
*"Techniques et Méthodes Expérimentales utilisées au CEAT pour les essais de fatigue à chaud" S.F.M., Commission de Fatigue des Métaux, GT5, Mars 1980.*
21. C.E. JASKE, B.N. LEIS  
*"Important Considerations in Thermal-Mechanical Fatigue Evaluation of Metallic Materials", CORROSION 79, March 79, ATLANTA, Paper N° 131, p. 1-18.*
22. A.E. CARDEN  
*"Thermal Fatigue Evaluation" ASTM, STP 465, 1970, p. 163-188.*
23. C.E. JASKE  
*"Thermal-Mechanical, Low-Cycle Fatigue of AISI 1010 Steel" , ASTM, STP 612, 1976, p. 170-198.*
24. S. TAIRA, M. FUJINO  
*"Fatigue Damage in Thermal Fatigue" Japan Society of Materials Science, JAPAN, 1978, vol. 27, n° 296, p.440-446.*
25. G. CAILLETAUD, J.P. CULIE, H. KACZMAREV  
*ONERA "Description et simulation numérique d'essais de fatigue thermique sur éprouvettes lisses" S.F.M., Commission de Fatigue des Métaux, GT5, février 81.*
26. S. TAIRA  
*"Thermal Fatigue and its Relation to Creep Rupture and Mechanical Fatigue", 3rd Symposium on Naval Structural Mechanics, New-York, 1963, Proceedings, p.187-213.*
27. D.A. SPERA  
*"Calculation of Thermal Fatigue Life based on Accumulated Creep Damage", NASA TN D-5489, 1969.*
28. S. TAIRA  
*"Lifetime of Structures subjected to varying load and temperature" in Creep in Structures, N.J. HOFF Ed., Springer Verlag, Berlin, 1962, p. 96-124.*

29. S.S. MANSON  
*"Fatigue : A Complex Subject - Some Simple Approximations"*, *Experimental Mechanics*, July 1965, p. 1-35.
30. D.A. SPERA, E.C. COX  
*"Description of a Computerized Method for Predicting Thermal Fatigue Life of Metals"*, ASTM, STP 612, 1977, p. 69-85.
31. J. LEMAITRE, J.L. CHABOCHE  
*"Modèle non-linéaire de cumulation et d'interaction d'endommagement en Fatigue-Fluage"*. Symposium IUTAM, Suède, 1974, ONERA T.P. 1394-1974.
32. J.L. CHABOCHE, H. POLICELLA, S. SAVALLE  
*"Application des lois d'endommagement à la prévision de la fatigue oligocyclique à haute température"*. Conférence sur les alliages à haute température pour turbines à gaz, Liège, 1978, ONERA T.P. 1978-70.
33. S.S. MANSON, G.R. HALFORD, M.H. HIRSCHBERG  
*"Creep Fatigue Analysis by Strainrange Partitioning Symposium on Design for Elevated Temperature Environment"* A.S.M.E., 1971, p. 12-24.
34. M.H. HIRSCHBERG, G.R. HALFORD  
*"Use of Strainrange Partitioning to Predict High Temperature Low cycle Fatigue Life"*, NASA, TN D 8072, 1976.
35. G.R. HALFORD, M.H. HIRSCHBERG, S.S. MANSON  
*"Temperature Effects on the Strainrange Partitioning Approach for Creep Fatigue Analysis"*, ASTM, STP S20, 1973, p. 658-669.
36. G.R. HALFORD, S.S. MANSON  
*"Life Prediction of Thermal Mechanical Fatigue Using Strainrange Partitioning"*, ASTM, STP 612, 1976, p. 239-254.
37. J.L. CHABOCHE  
*"Une loi différentielle d'endommagement de fatigue avec cumulation non linéaire"* ONERA TP 1975-53, *Revue Française de Mécanique*, 1974, n°50-51, p.71-82.



C H A P I T R E . I I

RESULTATS EXPERIMENTAUX



Dans ce chapitre nous donnons les caractéristiques métallurgiques de l'acier étudié. Après avoir présenté les résultats des essais statiques et dynamiques que nous avons réalisés, nous déterminons les paramètres classiques et nous examinons les caractéristiques morphologiques des faciès de rupture.

### II.1. ACIER ETUDIE

Le matériau étudié est un acier inoxydable martensitique à 0,2 % C et 12 % Cr amélioré par des additions de molybdène et vanadium selon la norme DIN X 20 Cr Mo V 12.1.

La composition chimique et les caractéristiques mécaniques à la température ambiante de cet acier, tirées de la norme SEW 670-69 sont données dans le tableau II.1.

C%	Si%	Mn%	S%	P%	Cr%	Mo%	V%	Ni%
0,17 0,23	0,10 0,50	0,30 0,80	≤ 0,025	≤ 0,030	11,0 12,5	0,80 1,20	0,25 0,35	0,30 0,80

Limite d'élasticité à 20°C	: ≥ 490 MPa
Charge de rupture à 20°C	: 630. 830 MPa
Allongement sens long	: > 17 %
Allongement sens travers	: > 14 %

TABLEAU II.1

*Composition et caractéristiques de l'acier étudié  
( VANDERSCHAEGHE et SAUVAGNAC (1) )*

Ce matériau se classe donc selon BRIGGS et PARKER (2, 3) dans la famille des aciers à 12 % Cr modifiés du groupe II (voir Tableau II.2).

Groupe	Cr	Mo	Autres éléments carburi-gènes Nb, W, V etc	Co	Ni	Al
I	12 %	oui	rien	rien	éventuellement	éventuellement
II	12 %	oui	oui	rien	éventuellement	rien
III	12 %	oui	éventuellement	oui	éventuellement	rien

TABLEAU II.2

*Classification des aciers à 12 % Cr modifiés  
selon BRIGGS et PARKER (3)*

Ces aciers présentent un certain nombre d'avantages surtout dans les applications à températures élevées.

Considérant certaines propriétés physiques, BRIGGS les compare aux aciers inoxydables austénitiques et aux aciers faiblement alliés au Cr - Mo. Les aciers à 12 % Cr modifiés ont ainsi un coefficient de dilatation inférieur et une conductibilité thermique presque constante jusqu'à 700°C, comprise entre celles des 2 autres familles. Aussi ils sont soumis à des contraintes thermiques beaucoup plus faibles et ont généralement une plus grande résistance à la déformation à chaud. De plus, dans le cas d'une enveloppe de turbine par exemple, ces contraintes beaucoup plus faibles se traduisent par une meilleure résistance à la fatigue thermique lors des régimes transitoires et ceci autorise des vitesses de chauffage et de refroidissement plus élevées comme l'illustre la figure II.1.

En ce qui concerne la résistance au fluage à haute température, les aciers à 12 % Cr modifiés du groupe II se placent entre les aciers inoxydables austénitiques et les aciers faiblement alliés au Cr-Mo comme le montre la figure II.2.

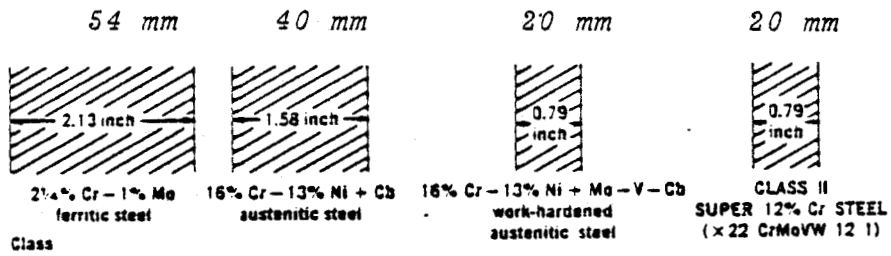
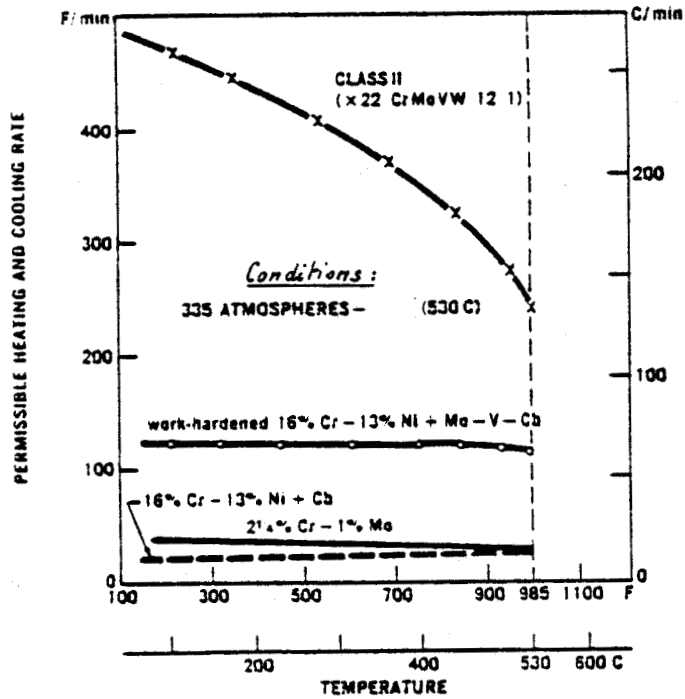


FIGURE II.1

Comparaison des vitesses de chauffage et refroidissement acceptables dans une enveloppe de turbine pour 4 matériaux différents (les épaisseurs de parois correspondantes sont également indiquées) d'après (2)



Contrainte moyenne  
(daN/mm<sup>2</sup>)

Contrainte moyenne  
(daN/mm<sup>2</sup>)

Stahl-Eisen-Werkstoffblatt 590-61

STEELS RESISTANT TO  
HYDROGEN UNDER PRESSURE

		%C	%Cb	%Cr	%Mo	%Ni	%V
1	10 CrMo 11	0.1	-	2.8	0.25	-	-
2	17 CrMoV 10	0.2	-	2.8	0.25	-	0.15
3	20 CrMoV 135	0.2	-	3.2	0.55	-	0.50
4	x 20 CrMoV 121	0.2	-	11.8	1.0	0.5	0.30
5							
6	x 8 CrNiMoVNb 18 13	0.1 max	0.1	16.5	1.3	13.5	0.70

4 : traité :  $Re > 60 \text{ daN/mm}^2$  à  $20^\circ$

5 : traité :  $Re > 50 \text{ daN/mm}^2$  à  $20^\circ$

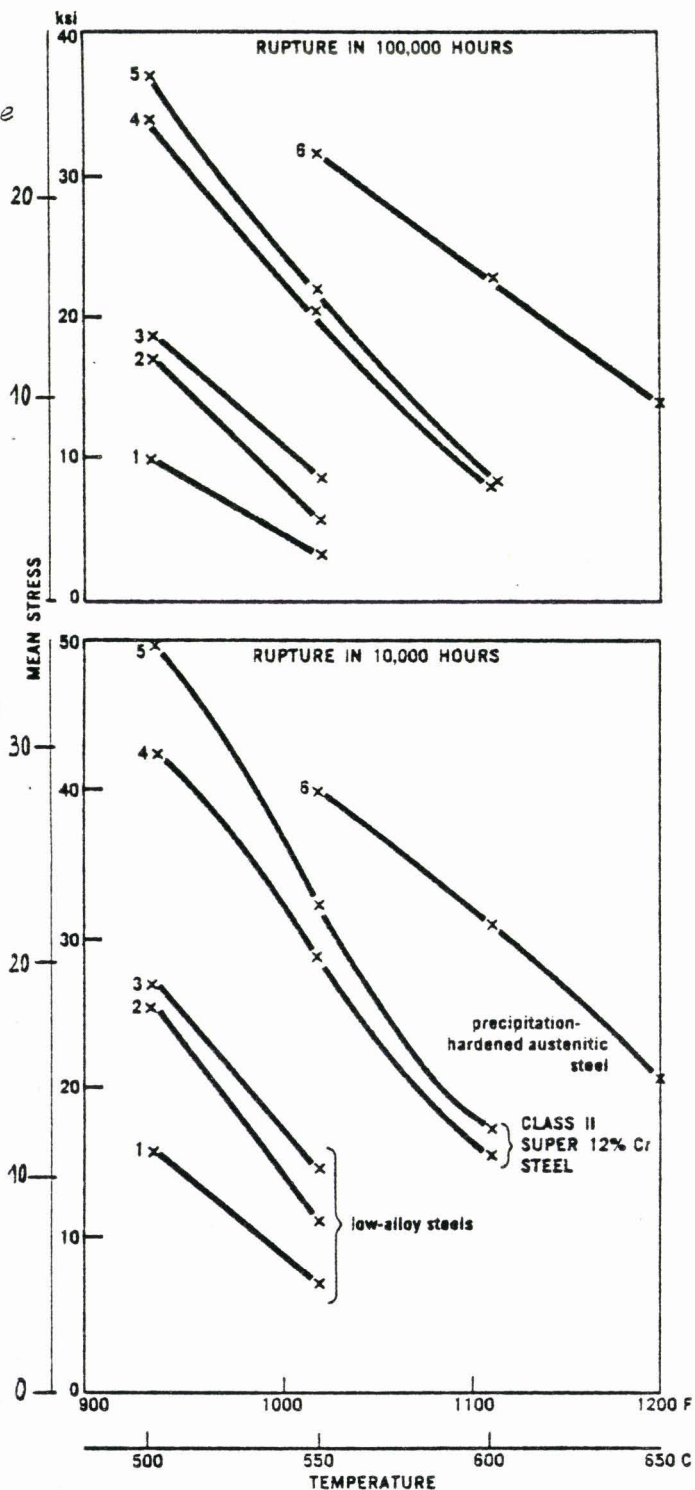


FIGURE II.2

Comparaison du comportement en fluage de différents aciers  
(d'après (2))



De plus, dans le cas d'enceintes soumises à de hautes pressions dans des applications à haute température et particulièrement lorsqu'il s'agit d'hydrogène, les aciers à 12 % Cr modifiés du groupe II allient des caractéristiques mécaniques et une résistance à l'hydrogène remarquables. Dans certaines applications, ils autorisent l'utilisation de parois plus minces qu'avec les aciers austénitiques ou les aciers faiblement alliés au Cr-Mo.

A titre d'illustration la figure II.3 compare les dimensions extérieures d'un même raccord en T d'une tuyauterie de vapeur vive telles que les codes de calcul les donnent pour le matériau étudié et un acier A 335. Le gain de poids consécutif est ici de 62 % par mètre de tube (4).

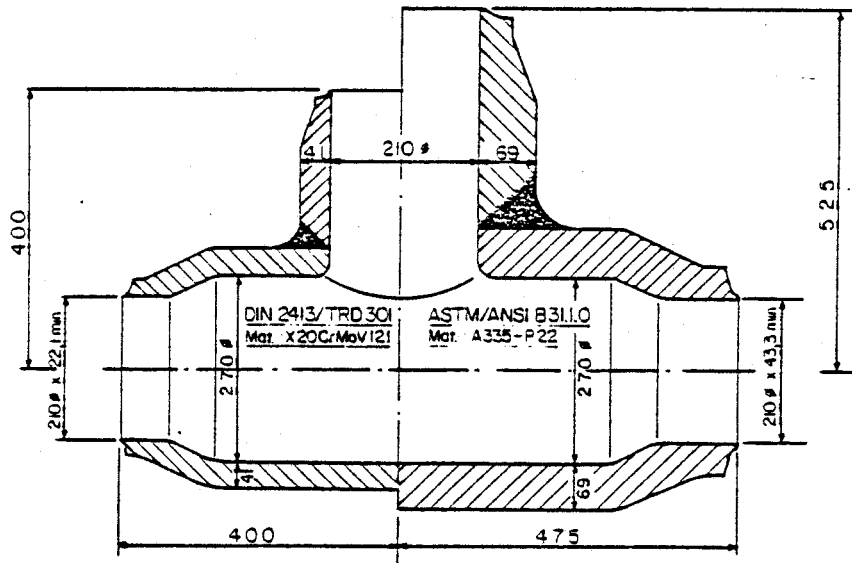


FIGURE II.3

Comparaison des dimensions extérieures d'un même raccord en T d'une tuyauterie de vapeur vive telles que les codes de calcul les donnent pour 2 matériaux différents (d'après (4))

Ces diverses caractéristiques sont garanties après les traitements thermiques (1) suivant :

Température austénisation : 1020 - 1070°C  
 Temps de maintien : 1 minute par mm (pas inférieur à 30 minutes)  
 Refroidissement : air calme  
 Température de revenu : 730 - 780°C  
 Temps de maintien : 2 minutes par mm (pas inférieur à 2 h).

Toutes les éprouvettes ont été tirées, dans le sens long, de tube sans soudure de diamètre 406 mm et d'épaisseur 60. L'analyse chimique exacte est donnée tableau II.3.

%	C	Cr	Mo	Ni	V	Mn	Si
Analyse	0,20	10,9	0,92	0,63	0,34	0,61	0,22

TABLEAU II.3

Composition chimique de l'acier étudié

Le diagramme de SCHAEFFLER (2) permet de prévoir une structure martensitique (figure II.4).

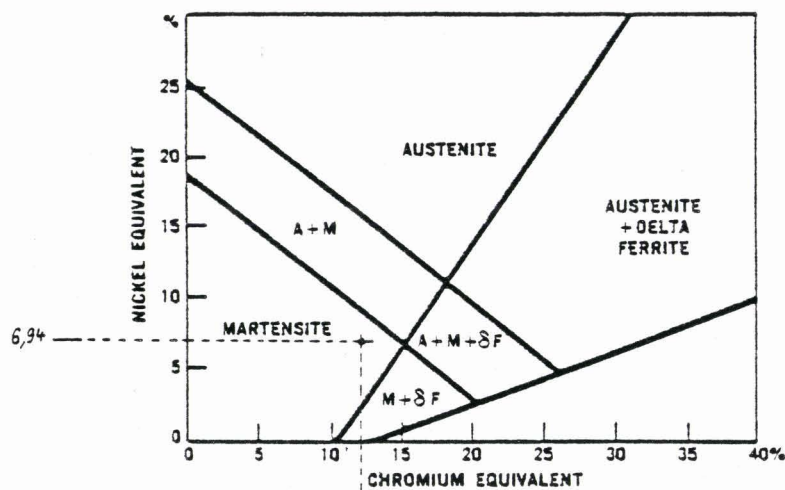


FIGURE II.4

Diagramme de SCHAEFFLER

$$\%(\text{Ni}) = \% \text{ Ni} + 30.\% \text{ C} + 0,5 \% \text{ Mn}$$

$$\%(\text{Cr}) = \% \text{ Cr} + \% \text{ Mo} + 1,5.\% \text{ S} + 0,5.\% \text{ Nb}$$



La micrographie présentée photo II.1 montre la structure de martensite revenue du matériau après un traitement de normalisation et de revenu.



10  $\mu$   
(Nital)

PHOTO II.1

*Structure métallographique*

Par ailleurs il faut noter la présence de carbures qui sont principalement de type  $M_{23}C_6 : (Cr, Fe)_{23}C_6$ . La figure II.5 montre le diagramme fer-chrome pour une teneur en carbone de 0,2 % (d'après COLOMBIER et HOCHMANN (5)). Les additions de molybdène (1 %) et de vanadium (0,3 %) sont proches des teneurs conduisant les aciers à 12 % Cr modifiés à la résistance optimale au fluage (FUJITA, TAKAHASHI (6, 7)) et ces auteurs ont observé par microscopie électronique que ces additions retardent la coalescence des carbures précipités.

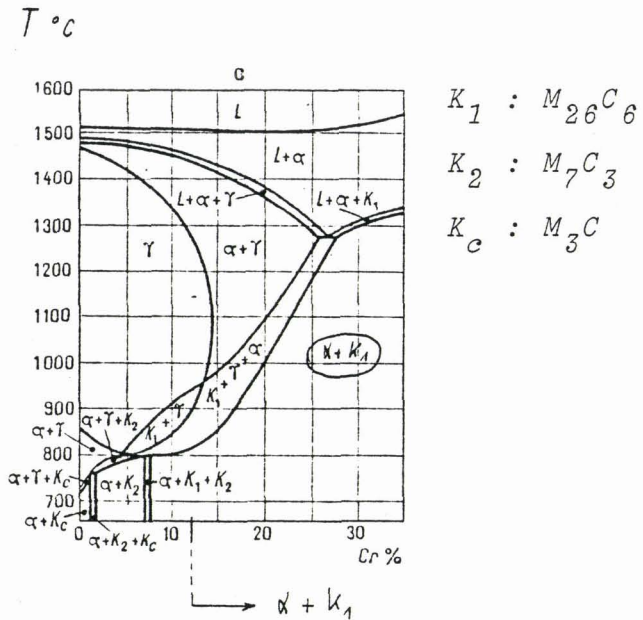


FIGURE II.5

Diagramme fer-chrome pour une teneur en carbone de 0,2 %  
 (COLOMBIER, HOCHMANN (5) )

Le diagramme TRC (figure II.6 d'après (6) ) montre que dans le domaine de température 350 - 600°C le matériau est stable d'un point de vue métallurgique.

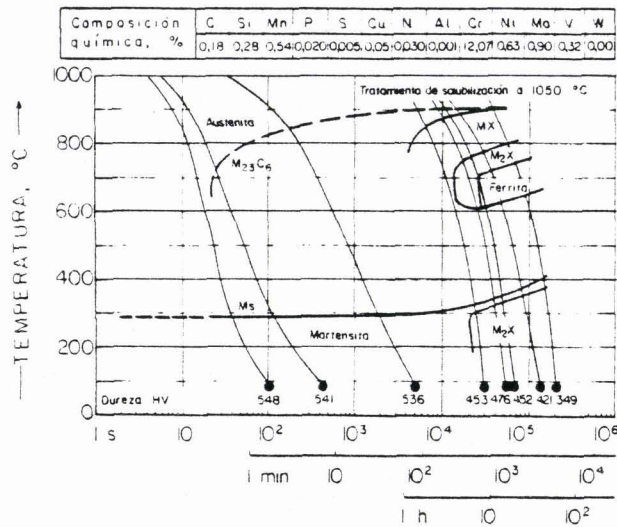


FIGURE II.6

Diagramme TRC (selon (4) )



Ces diverses remarques laissent espérer que cet acier, particulièrement bien résistant au fluage et présentant une bonne stabilité métallurgique dans le domaine que l'on se propose d'étudier, se prêtera bien à une approche de la fatigue thermique par le concept de température équivalente proposé par TAIRA (cf. § I.4.).



## II.2. PROPRIETES MECANIQUES

Des essais de traction ont été conduits à diverses températures entre 350° et 600° à la vitesse de déformation  $\dot{\epsilon} = 2.10^{-3} s^{-1}$ , conformément à la norme NF A03-151.

L'évolution de la résistance à la rupture  $R_m$ , de la limite élastique à 0,2 % :  $R_{0,002}$ , de l'allongement à rupture  $A_{5d}$  et du coefficient de striction  $Z$  en fonction de la température est montrée figure II.7.

Les résultats des essais sont regroupés dans le tableau II.4. Les variations de  $R_m$ ,  $R_{0,002}$  et  $A_{5d}$  avec la température correspondent bien aux résultats rencontrés dans la littérature (4, 8). Toutefois, les valeurs que nous avons obtenues pour les plus hautes températures sont supérieures à celles indiquées dans ces études. Le coefficient de striction  $Z$  augmente très nettement à partir de 400°C ce qui avait été signalé pour d'autres aciers inoxydables martensitiques (9).

Pour chaque essai la courbe rationnelle de consolidation monotone ( $\sigma_v - \epsilon_v$ ) est tracée ; un exemple en est montré figure II.8.

La loi d'écroutissage monotone entre les grandeurs rationnelles s'écrit :

$$\sigma_v = K \cdot \epsilon_{p_v}^n \quad (\text{II.1.})$$

où  $\sigma_v$  est en MPa et  $K$  représente la valeur de la contrainte pour  $\epsilon_{p_v} = 1$ .

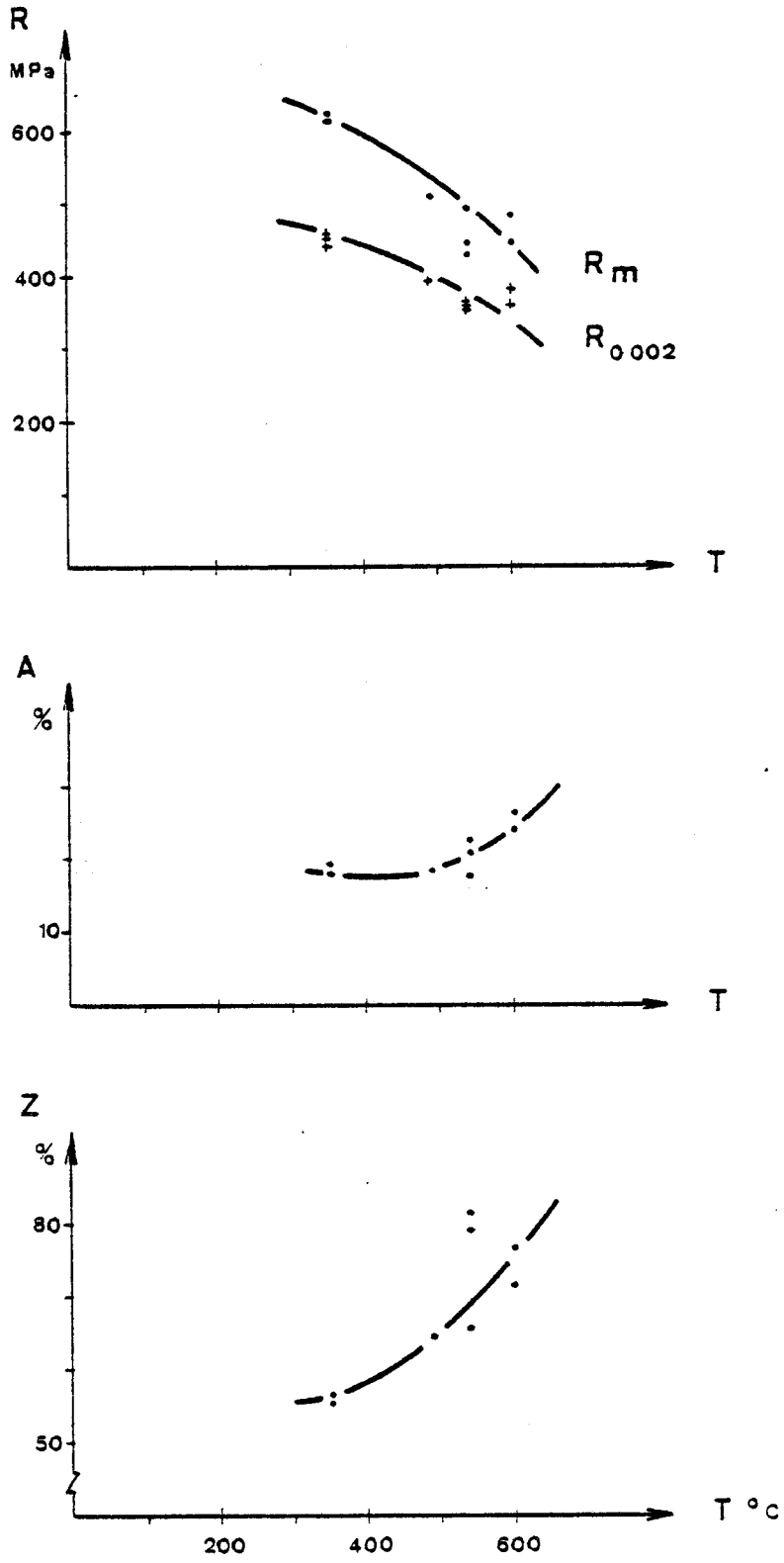


FIGURE II.7

Evolution de  $R_m$ ,  $R_{0,002}$ ,  $A_{5d}$  et Z de 350 à 600°C

T°	Essai N°	R <sub>0,0002</sub> MPa	R <sub>0,002</sub> MPa	R <sub>m</sub> MPa	A <sub>5d</sub> %	z %	Consolidation $\sigma_v = K \epsilon_v^n$		
							n	K	R <sub>0,002</sub> *
350	T <sub>4</sub>	383	455	613	19,4	56,4	-	-	-
	T <sub>6</sub>	377	449	622	19,2	56,4	0,104	853	447
	T <sub>7</sub>	355	438	610	17,8	55,1	0,086	754	442
492,5	T <sub>3</sub>	309	389	506	18,2	64,6	0,103	749	395
540	T <sub>1</sub>	252	361	442	20,8	78,8	0,082	615	369
	T <sub>2</sub>	277	354	427	22,6	81,5	0,098	648	352
	T <sub>5</sub>	266	360	490	17,7	65,2	0,119	756	361
600	T <sub>8</sub>	318	381	480	24	71,4	0,094	686	382
	T <sub>9</sub>	275	357	447	26,4	76,5	0,096	642	354

TABLEAU II.4

Résultats des essais de traction



$\sigma_v$  en MPa      contrainte rationnelle

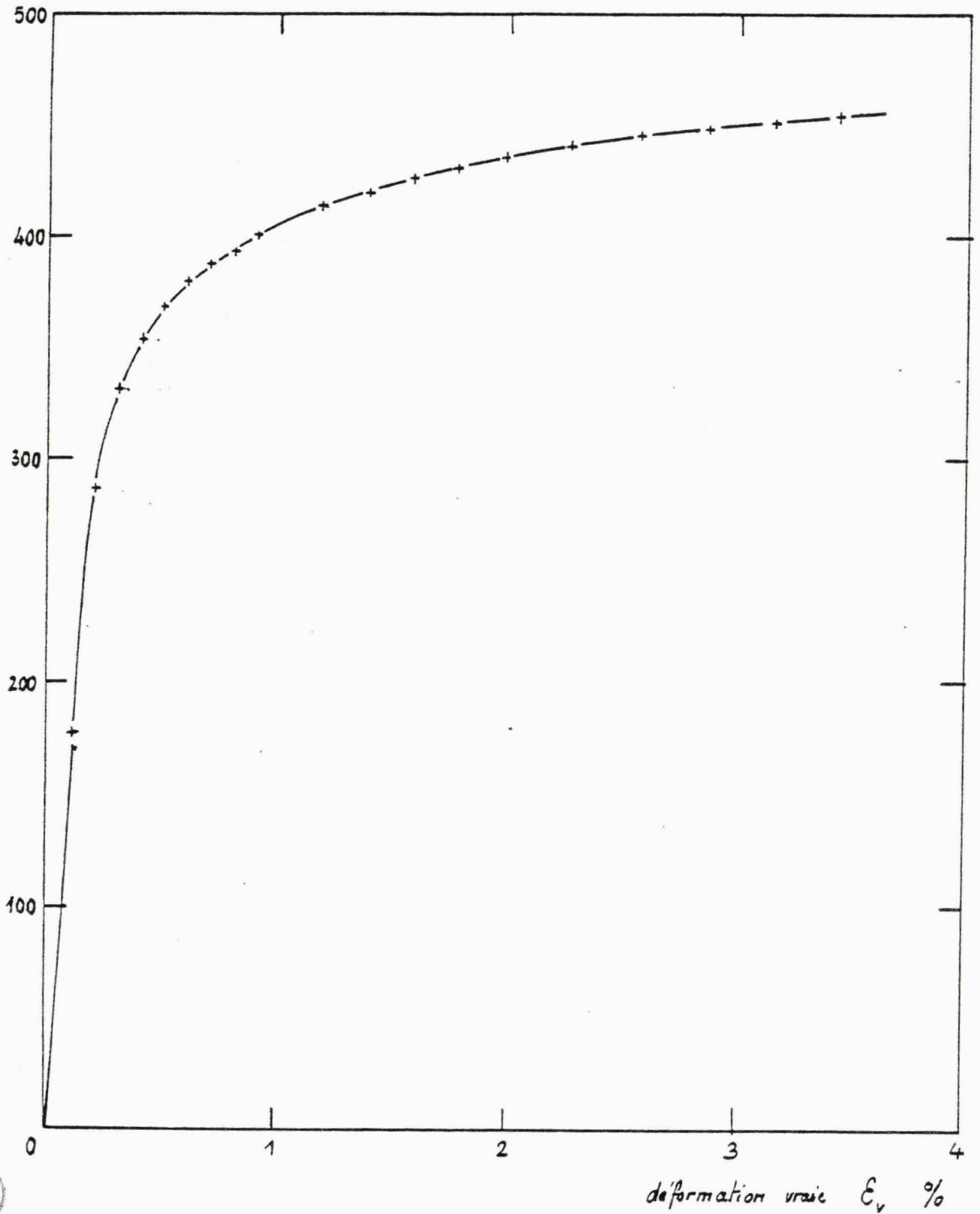


FIGURE II.8

Courbe de consolidation monotone. Essai de traction  $T_9$  à 600°



Une relation linéaire entre la contrainte rationnelle  $\sigma_v$  et la déformation plastique rationnelle  $\epsilon_{pv}$  est obtenue dans un diagramme bilogarithmique comme le montre la figure II.9. Le lissage est obtenu par la méthode des moindres carrés.

Les valeurs du coefficient  $K$ , de l'exposant  $n$  et de la limite d'élasticité  $R_{0,002}^*$  (dont la définition est indiquée figure II.9) sont également portées dans le tableau II.4. On peut noter que la variation avec la température de  $K$  et de  $R_{0,002}^*$  correspond bien à celles de  $R_m$  et  $R_{0,002}$ . La valeur de l'exposant d'érouissage monotone  $n$  est sensiblement indépendante de la température et est voisine de 0,1. Ces divers résultats sont confirmés par (9).

L'évolution du module d'YOUNG  $E$  avec la température (d'après (8) ) est donnée tableau II.5. Les valeurs de  $E$  à certaines températures intermédiaires qui seront utilisées dans les chapitres suivants sont prises sur la courbe  $E = f(T)$  tracée à partir des valeurs de ce tableau.

T°C	300	400	500	600
E MPa	198 000	189 000	179 000	166 000

TABLEAU II.5

*Evolution du module d'YOUNG avec la température*

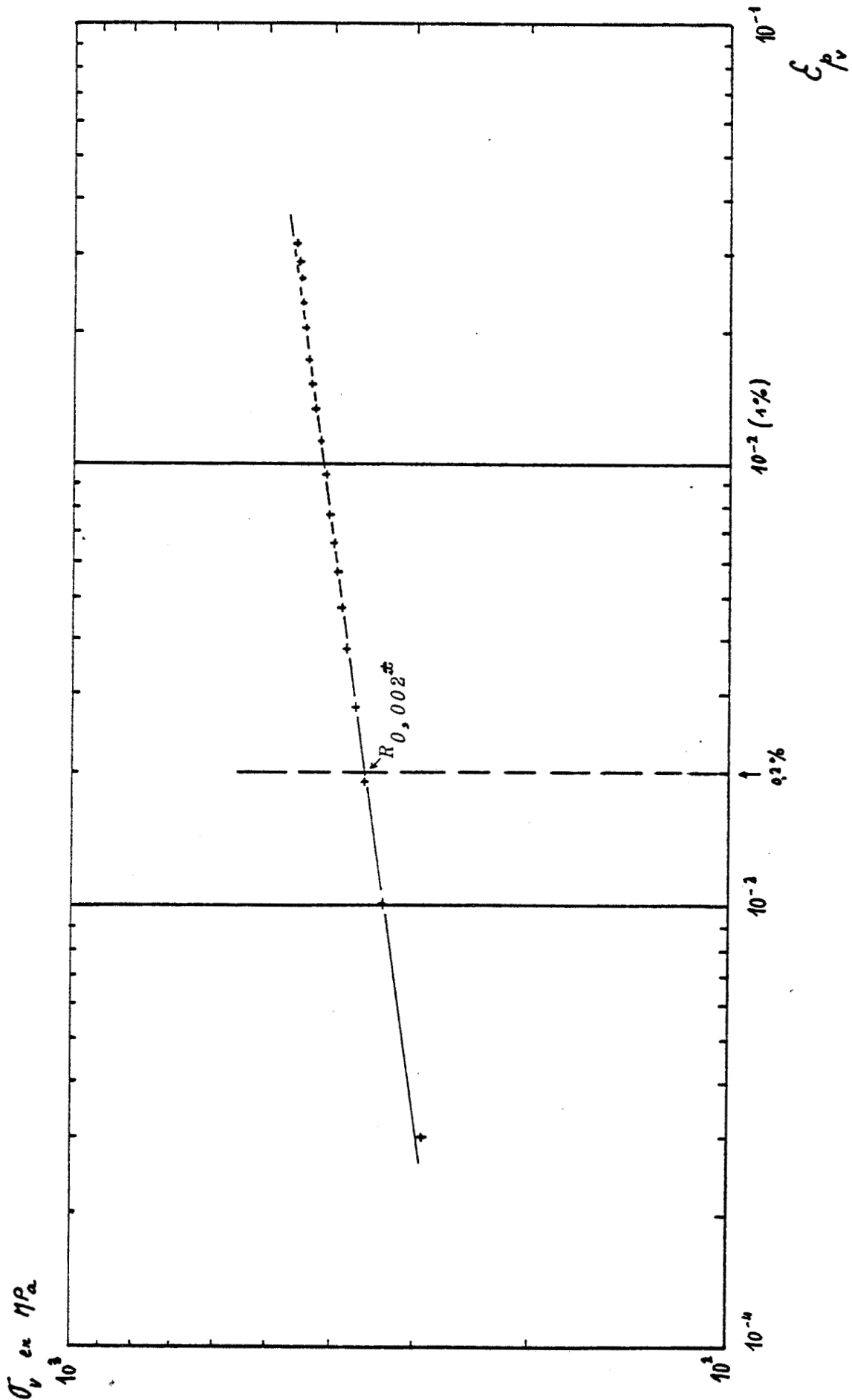


FIGURE II.9

Relation entre la contrainte  $\sigma_v$  et la déformation plastique  $\epsilon_{pv}$   
(Essai de traction  $T_9$  à  $600^\circ\text{C}$ )

### II.3. RESISTANCE A LA FATIGUE OLIGOCYCLIQUE

#### II.3.1. PROGRAMME D'ESSAI

Si beaucoup de travaux ont été publiés sur la résistance à la fatigue oligocyclique des aciers inoxydables austénitiques, ce n'est pas le cas des aciers martensitiques à 12 % Cr. Récemment, K. KANAZAWA et ses coll. (9, 10) ont publié leurs résultats portant sur trois aciers :

JIS SUS 403-B (0,1 C ; 12 Cr) - 420 J2-B (0,3 C ; 13 Cr) et  
SUH 616-B (0,2 C ; 12 Cr ; 1 Mo ; 1 W ; 0,3 V).

Le programme d'essais a pour but la caractérisation de la résistance à la fatigue oligocyclique du matériau dans l'intervalle de température de 350 à 600°C.

Aux deux températures extrêmes, la courbe de résistance est définie sur un domaine de déformation très large. Ainsi sont effectués :

- à 350°C, 14 essais (6 niveaux de déformation)
- à 600°C, 10 essais (5 niveaux)

Pour quatre températures intermédiaires, 400, 450, 500 et 550°C, le planning d'utilisation de la machine ainsi que le coût des essais nous ont conduit à définir la résistance à la fatigue sur un domaine plus étroit. Quatre essais par température seulement ont pu être effectués.

### II.3.2. CONDITIONS DES ESSAIS

L'installation expérimentale est celle du Laboratoire d'Essais de STEIN INDUSTRIE et a été décrite par A. VANDERSCHAEGHE et C. GABREL (11, 12).

La machine utilisée est une machine servohydraulique MTS de 392 KN . Une cellule de mesure de la charge est montée en série avec l'éprouvette.

L'éprouvette utilisée est de type cylindrique à têtes filetées. La partie utile de  $\varnothing 10$  a une longueur de 10 mm. Le dessin en est reproduit figure II.10.

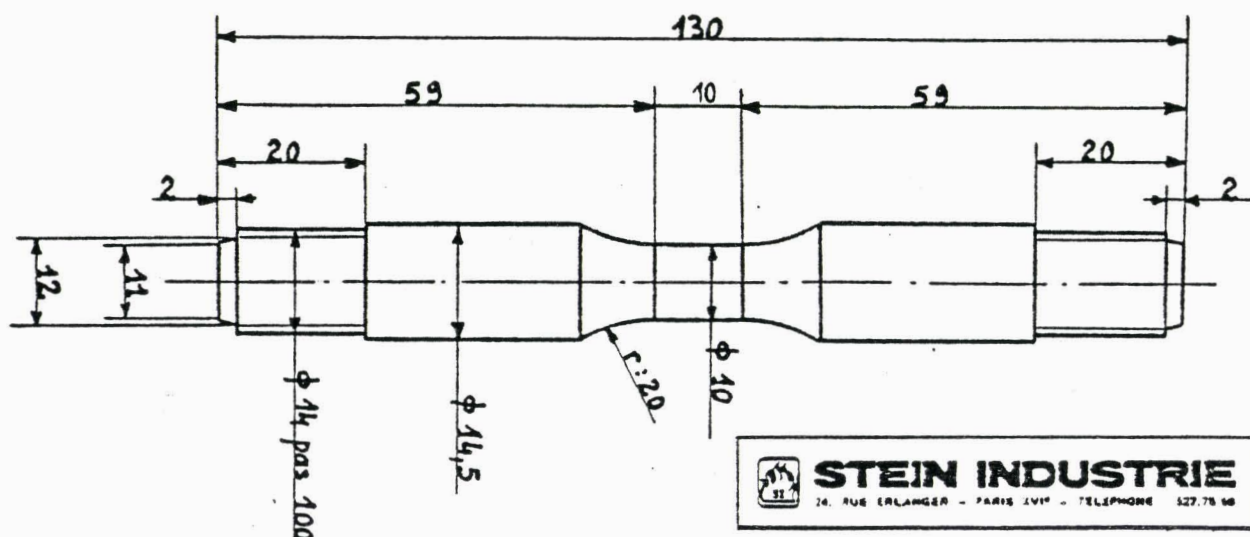


FIGURE II.10

*Configuration de l'éprouvette utilisée*

Tous les essais se font à déformation longitudinale totale  $\epsilon_{lt}$  imposée. Comme un capteur de déformation diamétrale est employé, le pilotage se fait par l'intermédiaire d'un calculateur analogique transformant à tout instant la déformation diamétrale en déformation longitudinale selon la méthode exposée par SLOT et coll. (13). Le dispositif utilisé a été testé et décrit dans (11, 12).

Le signal de déformation est triangulaire symétrique ( $R = -1$ ), le premier quart de cycle correspondant à la traction. La vitesse de déformation totale  $\dot{\varepsilon}_t^0$  est constante et égale à  $4.10^{-3}.s^{-1}$  pour tous les essais.

Un thermocouple de type K, soudé par points sur la partie utile de l'éprouvette, mesure sa température et régule le four qui est un four RESEARCH de type quadr-elliptique à rayonnement infrarouge. Dans des études antérieures C. GABREL et A. VANDERSCHAEGHE (14) ont montré la validité de cette méthode expérimentale ; le gradient thermique mesuré le long de l'éprouvette est analogue à celui obtenu par SLOT (13).

Le montage de l'éprouvette, l'extensométrie et le four sont montrés photo II.2.

### II.3.3. PARAMETRES MESURES

Un enregistreur à 2 voies relève, tout au long de chaque essai, la variation de la charge  $F$  et de la déformation longitudinale totale  $\varepsilon_{\ell t}$  (cette dernière pour contrôle du bon déroulement de l'essai). Une table traçante XY permet de relever les boucles d'hystérésis : charge  $F$  fonction de la déformation totale  $\varepsilon_{\ell t}$ .

Le critère de ruine adopté ici correspond à la rupture complète de l'éprouvette.

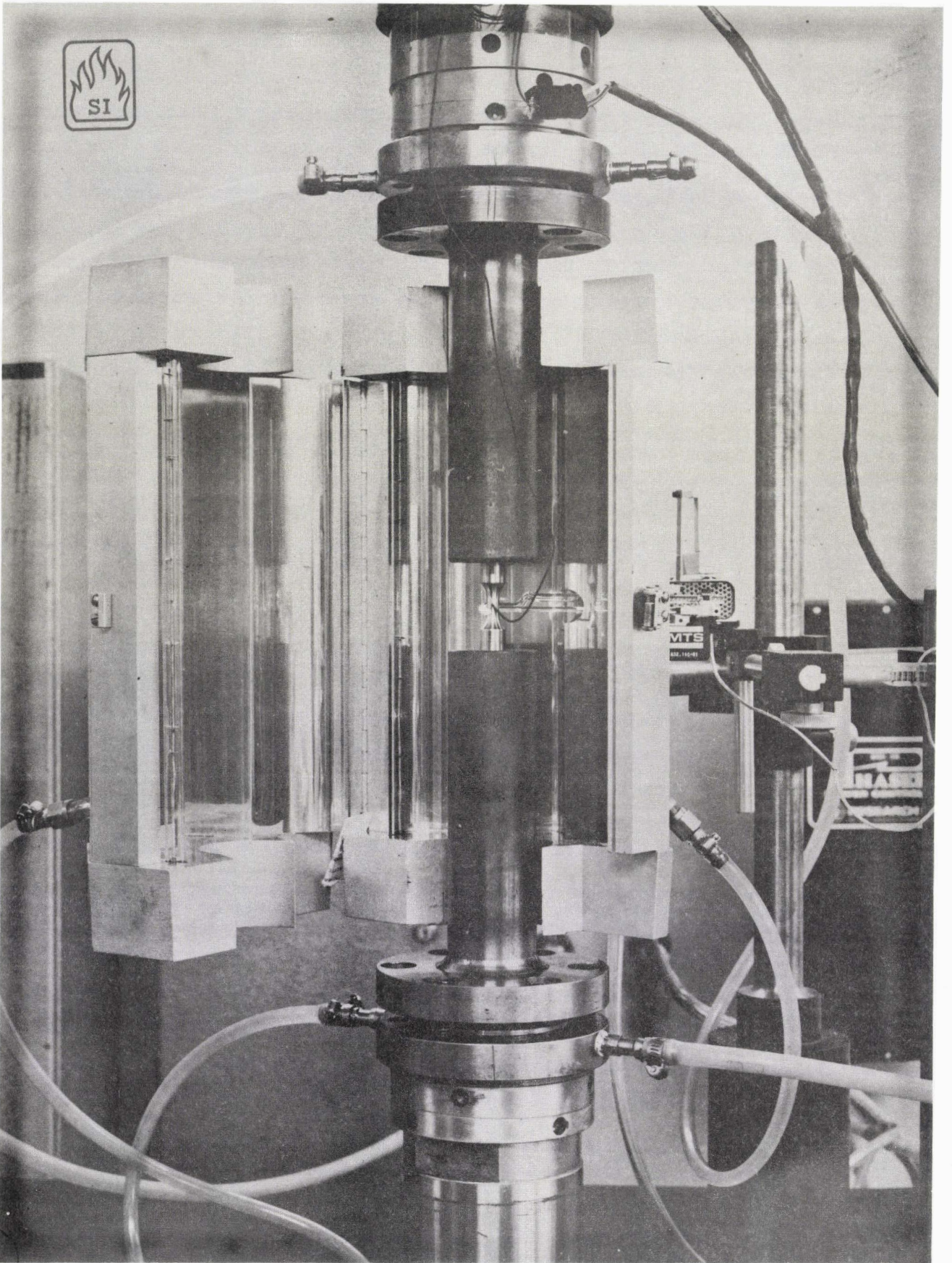
Le cycle de référence, après stabilisation des caractéristiques cycliques du matériau, correspond à la moitié de la durée de vie  $N_R$ . C'est sur cette boucle de référence que sont mesurées les valeurs des variations de la charge  $\Delta F$ , des déformations totale  $\Delta\varepsilon_t$  et plastique  $\Delta\varepsilon_p$ . Celle-ci est mesurée sur le cycle aux points de charge nulle (voir "Principales Notations" au début de ce rapport). On obtient :

- . la variation de contrainte  $\Delta\sigma$  par

$$\Delta\sigma = \frac{\Delta F}{S_0} \quad (\text{II.2.})$$

- . la variation de déformation élastique  $\Delta\varepsilon_e$  par :

$$\Delta\varepsilon_e = \Delta\varepsilon_t - \Delta\varepsilon_p \quad (\text{II.3.})$$



STEIN  
INDUSTRIE

PHOTO II.2

Montage de l'éprouvette du dispositif d'extensométrie et  
du four à radiations (Laboratoire STEIN INDUSTRIE)

#### II.3.4. RESULTATS DES ESSAIS

Les résultats de tous les essais sont regroupés, par température, dans les tableaux suivants :

Tableau II.6 : 350°

Tableau II.7 : 400°

Tableau II.8 : 450°

Tableau II.9 : 500°

Tableau II.10: 550°

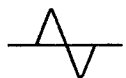
Tableau II.11: 600°

Pour chaque essai, ont été reportés les valeurs des variations de déformation longitudinale  $\Delta\varepsilon_t$ ,  $\Delta\varepsilon_p$  et  $\Delta\varepsilon_e$ , le nombre de cycles à rupture  $N_R$ , ainsi que les amplitudes de déformation  $\varepsilon_{ta}$ ,  $\varepsilon_{pa}$ ,  $\varepsilon_{ea}$  et de contrainte  $\sigma_a$ .



TABIEAU II.6

N° d'essai	Variation de déformation à $N_{R/2}$			Nombre de cycles à rupture totale $N_R$	Valeurs à $N_{R/2}$			
	Totale $\Delta\epsilon_t$ (%)	Plastique $\Delta\epsilon_p$ (%)	Elastique $\Delta\epsilon_e$ (%)		Amplitude de déformation			Amplitude de contrainte $\sigma_a$ (MPa)
					Totale $\epsilon_{ta}$ (%)	Plastique $\epsilon_{pa}$ (%)	Elastique $\epsilon_{ea}$ (%)	
11	2,121	1,581	0,540	657	1,060	0,790	0,270	478
12	3,165	2,610	0,555	438	1,582	1,305	0,277	515
13	4,200	3,566	0,634	163	2,100	1,783	0,317	545
14	1,056	0,610	0,446	3 333	0,523	0,305	0,223	415
15	4,200	3,676	0,524	144	2,100	1,838	0,262	550
16	1,032	0,616	0,416	4 239	0,516	0,308	0,208	420
17	1,026	-	-	-	0,513	-	-	-
18	2,058	1,530	0,528	867	1,029	0,765	0,264	466
19	0,470	0,090	0,380	180 000	0,235	0,045	0,190	341
20	1,032	0,488	0,544	5 504	0,516	0,244	0,272	408
21	0,510	0,162	0,348	48 270	0,255	0,081	0,174	355
22	0,624	-	-	-	0,312	-	-	-
23	0,624	0,231	0,393	15 073	0,312	0,116	0,197	365
24	3,060	2,482	0,578	272	1,530	1,241	0,289	519



$$\dot{\epsilon} = 4.10^{-3} \text{ s}^{-1}$$

$$E = 193\,800 \text{ MPa}$$

Résultats de fatigue oligocyclique à  $T = 350^\circ\text{C}$



N° d'essai	Variation de déformation à $N_{R/2}$				Nombre de cycles à rupture totale $N_R$	Valeurs à $N_{R/2}$			
	Plastique $\Delta\epsilon_p$ (%)		Elastique $\Delta\epsilon_e$ (%)			Amplitude de déformation			Amplitude de contrainte $\sigma_a$ (MPa)
	Totale $\Delta\epsilon_t$ (%)					Totale $\epsilon_{ta}$ (%)	Plastique $\epsilon_{pa}$ (%)	Elastique $\epsilon_{ea}$ (%)	
47	2,070	1,458	0,612	0,612	962	1,035	0,729	0,306	445
49	2,073	1,461	0,612	0,612	758	1,037	0,731	0,306	466
50	0,690	0,230	0,460	0,460	14 553	0,345	0,115	0,230	356
48	0,612	0,172	0,440	0,440	51 500	0,306	0,086	0,220	331



$$\dot{\epsilon} = 4.10^{-3} . s^{-1}$$

$$E = 189\ 000\ MPa$$

Résultats de fatigue oligocyclique à  $T = 400^\circ C$



TABLEAU II.7

N° d'essai	Variation de déformation à $N_R/2$			Nombre de cycles à rupture totale $N_R$	Valeurs à $N_R/2$			Amplitude de contrainte $\sigma_a$ (MPa)
	Plastique $\Delta\epsilon_p$ (%)		Elastique $\Delta\epsilon_e$ (%)		Amplitude de déformation		Elastique $\epsilon_{ea}$ (%)	
	Totale $\Delta\epsilon_t$ (%)	1,656			0,402	Totale $\epsilon_{ta}$ (%)		
45	2,058	1,656	0,402	622	1,029	0,828	0,201	439
46	2,058	1,626	0,432	653	1,029	0,813	0,216	452
44	0,522	0,167	0,355	38 229	0,261	0,084	0,177	324
43	0,516	0,142	0,374	45 719	0,258	0,071	0,187	311



$$\dot{\epsilon} = 4.10^{-3} . s^{-1}$$

$$E = 184\ 200\ MPa$$

Résultats de fatigue oligocyclique à  $T = 450^\circ C$



TABLEAU II.8

N° d'essai	Variation de déformation à $N_R/2$			Nombre de cycles à rupture totale $N_R$	Valeurs à $N_R/2$			Amplitude de contrainte $\sigma_a$ (MPa)
	Plastique		Elastique		Amplitude de déformation		Elastique	
	Totale $\Delta\epsilon_t$ (%)	$\Delta\epsilon_p$ (%)			$\Delta\epsilon_e$ (%)	Totale $\epsilon_{ta}$ (%)		
41	1,035	0,614	0,422	3 837	0,518	0,307	0,211	354
42	1,035	0,507	0,528	5 300	0,518	0,254	0,264	350
39	0,515	0,155	0,360	31 395	0,258	0,078	0,180	283
40	0,512	0,144	0,368	45 400	0,256	0,072	0,184	272



$$\dot{\epsilon} = 4.10^{-3} . s^{-1}$$

$$E = 179\ 000\ MPa$$

Résultats de fatigue oligocyclique à  $T = 500^\circ C$



TABLEAU II.9



TABLEAU II.10

N° d'essai	Variation de déformation à $N_{R/2}$			Nombre de cycles à rupture totale $N_R$	Valeurs à $N_{R/2}$			
	Totale $\Delta\varepsilon_t$ (%)	Plastique $\Delta\varepsilon_p$ (%)	Elastique $\Delta\varepsilon_e$ (%)		Amplitude de déformation			Amplitude de contrainte $\sigma_a$ (MPa)
					Totale $\varepsilon_{ta}$ (%)	Plastique $\varepsilon_{pa}$ (%)	Elastique $\varepsilon_{ea}$ (%)	
35	1,038	0,697	0,341	2 080	0,519	0,349	0,170	329
36	1,023	0,678	0,345	2 216	0,512	0,339	0,172	323
37	0,512	0,237	0,275	10 483	0,256	0,119	0,137	285
38	0,520	0,263	0,257	10 775	0,260	0,132	0,128	262



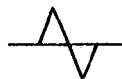
$$\dot{\varepsilon} = 4.10^{-3} .s^{-1}$$

$$E = 173\ 000\ \text{MPa}$$

Résultats de fatigue oligocyclique à  $T = 550^\circ\text{C}$

TABLEAU II.11

N° d'essai	Variation de déformation à $N_{R/2}$			Nombre de cycles à rupture totale $N_R$	Valeurs à $N_{R/2}$			
	Totale $\Delta \epsilon_t$ (%)	Plastique $\Delta \epsilon_p$ (%)	Elastique $\Delta \epsilon_e$ (%)		Amplitude de déformation			Amplitude de contrainte $\sigma_a$ (MPa)
					Totale $\epsilon_{ta}$ (%)	Plastique $\epsilon_{pa}$ (%)	Elastique $\epsilon_{ea}$ (%)	
25	1,046	0,686	0,360	2 281	0,523	0,343	0,180	268
26	0,632	0,288	0,344	6 858	0,316	0,144	0,172	243
27	0,527	0,207	0,320	9 834	0,264	0,104	0,160	237
28	3,068	2,730	0,332	392	1,534	1,365	0,169	319
29	0,843	0,477	0,366	4 164	0,422	0,239	0,183	259
30	0,840	0,474	0,366	4 520	0,420	0,237	0,183	250
31	0,520	0,192	0,328	15 836	0,260	0,096	0,164	221
32	3,054	2,685	0,369	490	1,527	1,343	0,185	311
33	0,636	0,320	0,316	6 740	0,318	0,160	0,158	242
34	1,041	0,672	0,369	2 390	0,521	0,336	0,185	270



$$\dot{\epsilon} = 4.10^{-3} .s^{-1}$$

$$E = 166\ 000\ \text{MPa}$$

Résultats de fatigue oligocyclique à  $T = 600^\circ\text{C}$



### II.3.5. COURBES D'ECROUISSAGE CYCLIQUE

#### II.3.5.1. Courbes de consolidation

Les courbes de consolidation présentées figure II.11 mettent en évidence les caractéristiques d'écroissage, sous sollicitations monotones et cycliques, aux températures de 350° et 600°.

Les courbes de consolidation cyclique sont obtenues par la méthode utilisant une éprouvette par niveau (15).

#### II.3.5.2. Lois d'écroissage cyclique

Les points expérimentaux de la courbe amplitude de contrainte vraie  $\sigma_{av}$  fonction de l'amplitude de déformation plastique vraie  $\epsilon_{pa_v}$  sont lissés par une droite en diagramme Log-log par la méthode des moindres carrés.

La loi d'écroissage cyclique s'écrit :

$$\sigma_{av} = K' \cdot \epsilon_{pa_v}^{n'} \quad (\text{II.4.})$$

Les coefficients  $K'$  et  $n'$  ainsi que les limites d'élasticité à 0,2 % cycliques <sup>(1)</sup>  $R_{0,002}^{*}$  sont donnés dans le tableau II.12 où les paramètres correspondants des essais monotones ( $T_6$  et  $T_9$ ) sont également portés pour permettre la comparaison.

---

(1)  $R_{0,002}^{*}$  est obtenu sur un diagramme bilogarithmique  $\sigma_{av} - \epsilon_{pa_v}$  de la même façon que  $R_{0,002}^{*}$  pour un essai de traction monotone (voir figure II.9).

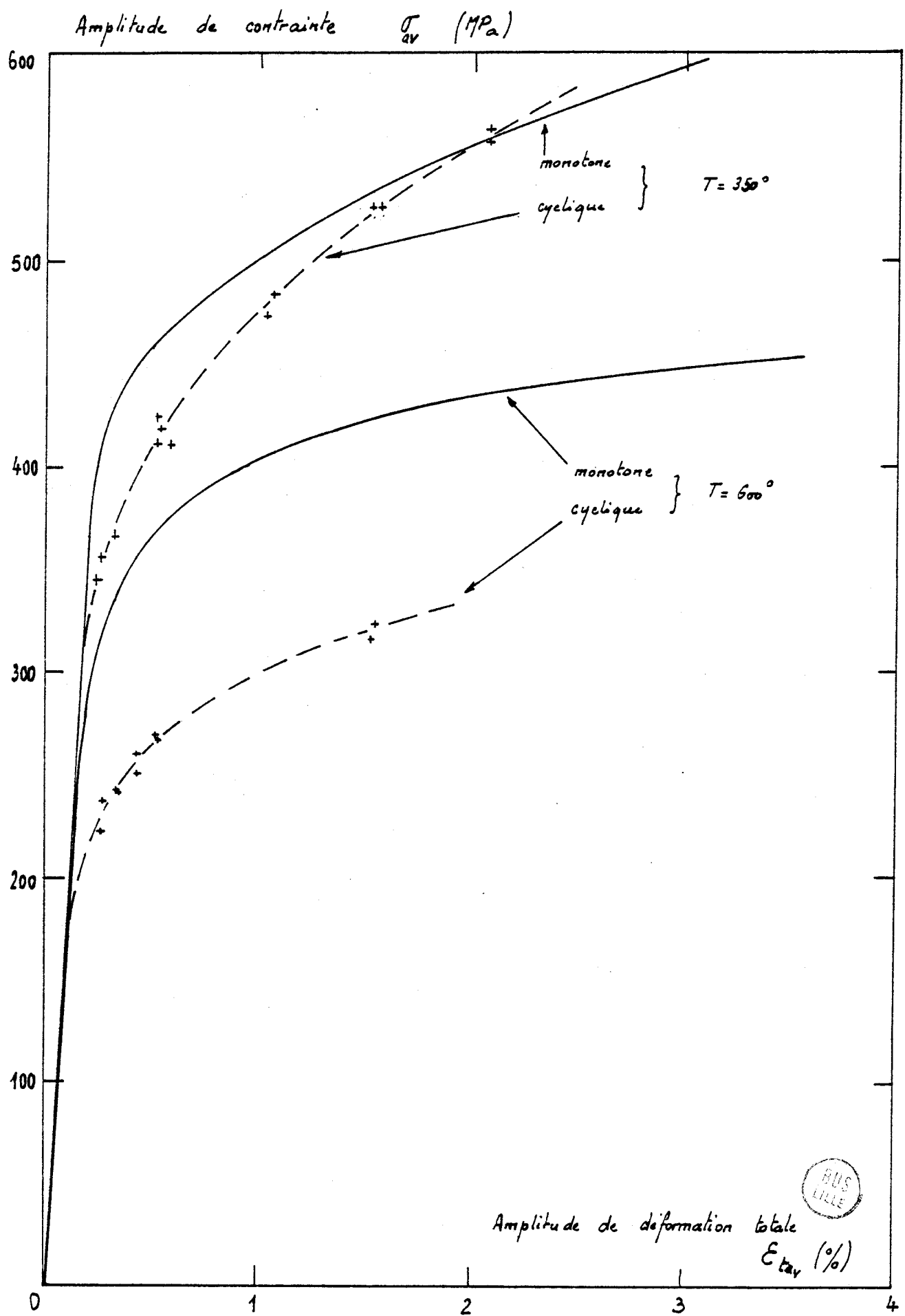


FIGURE II.11

Courbes de consolidation monotones et cycliques à 350 et 600°



T°C	$R_{0,002}^*$ (MPa)	$R_{0,002}^{*}$ (MPa)	n	n'	K (MPa)	K' (MPa)
350	447	403	0,104	0,138	853	951
600	354	252	0,096	0,127	642	554

TABLEAU II.12

*Comparaison des caractéristiques mécaniques cycliques et monotones à 350 et 600°*

### II.3.5.3. Conclusion

Le phénomène le plus important à noter est un adoucissement cyclique du matériau par rapport à ses caractéristiques monotones, beaucoup plus marqué d'ailleurs à plus haute température.

Ceci résulte de deux facteurs d'influences contraires :

- . un taux de durcissement plus élevé en cyclique (coefficient d'érouissage cyclique  $n' \approx 1,3$ ) qu'en monotone (coefficient d'érouissage monotone  $n \approx 1,0$ ).
- . une chute de limite d'élasticité qui est beaucoup plus importante à 600° (environ 30 %) qu'à 350° (environ 10 %).

Remarque : Il semble qu'à 350°, la combinaison de ces deux facteurs entraîne plutôt un léger durcissement pour les déformations  $\epsilon_{ta_v}$  supérieures à 2 %.



### II.3.6. COURBES DE STABILISATION

Les figures II.12 et II.13 montrent l'évolution de l'amplitude de contrainte en fonction du nombre de cycles à 350 et 600° pour des essais à divers niveaux de déformation (échelles semi-log).

Cette évolution a également été tracée sur un diagramme à échelles linéaires en fonction du pourcentage de la durée de vie figures II.14 et II.15.

La première méthode privilégie les premiers cycles, tandis que la deuxième montre d'une façon claire les parts relatives du durcissement éventuel, de stabilisation, d'adoucissement et de rupture.

Pour les deux températures considérées, le comportement de l'acier étudié aux divers niveaux de déformation est remarquablement homogène :

- à 350°, il se produit un léger durcissement très rapide durant moins de 2 % de la durée de vie, suivi d'un adoucissement assez rapide d'abord puis très lent (après 15 %  $N_R$  environ). La fissure macroscopique se produit pour la plupart des essais après 90 % de la durée de vie.
- à 600°, la phase de durcissement initial n'apparaît jamais. On assiste à un adoucissement continu très rapide dans les premiers cycles puis très lent (après 15 %  $N_R$  environ). La fissuration apparaît après 80 % de la durée de vie.

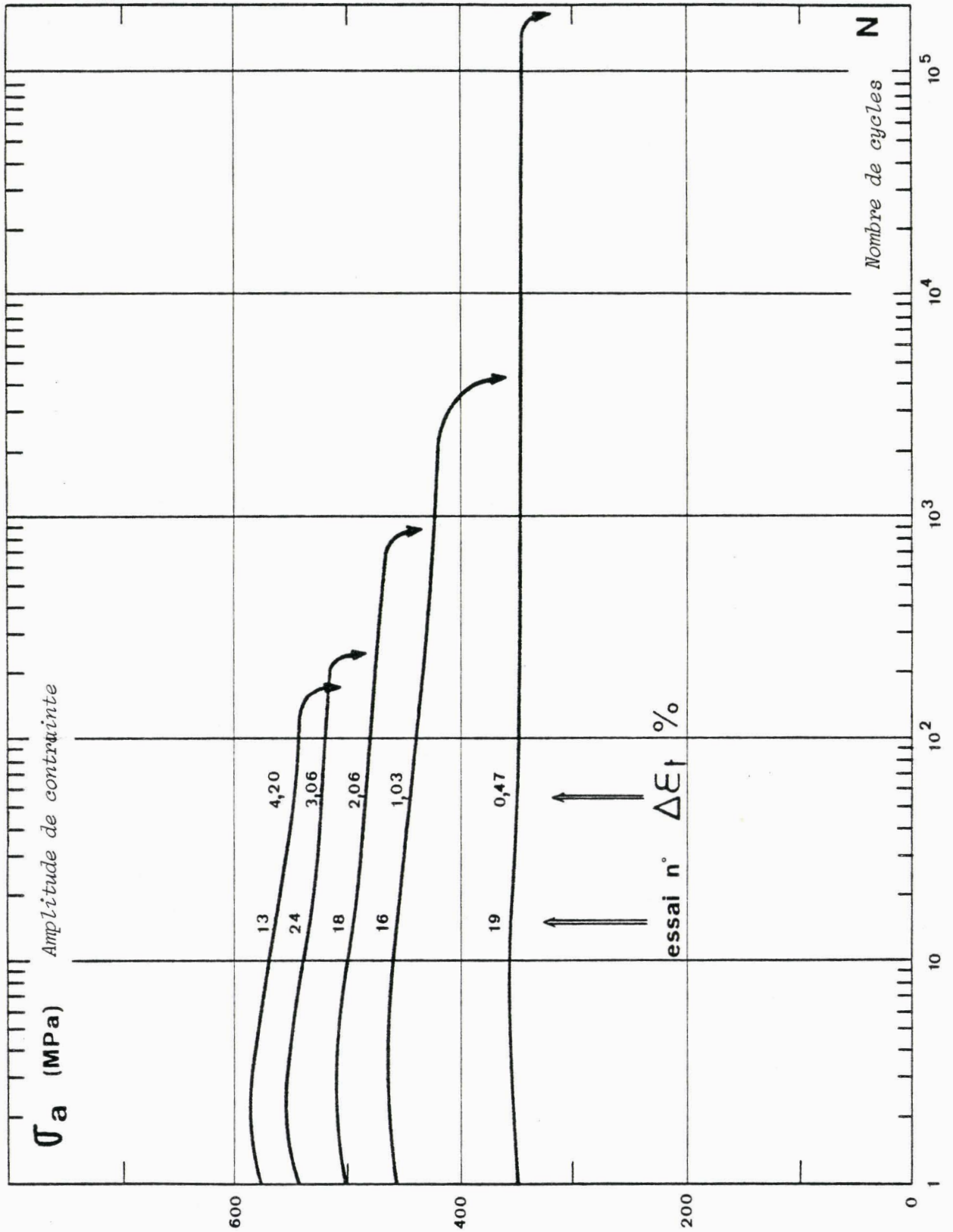


FIGURE II.12

Evolution de la contrainte en fonction du nombre de cycles à 350°



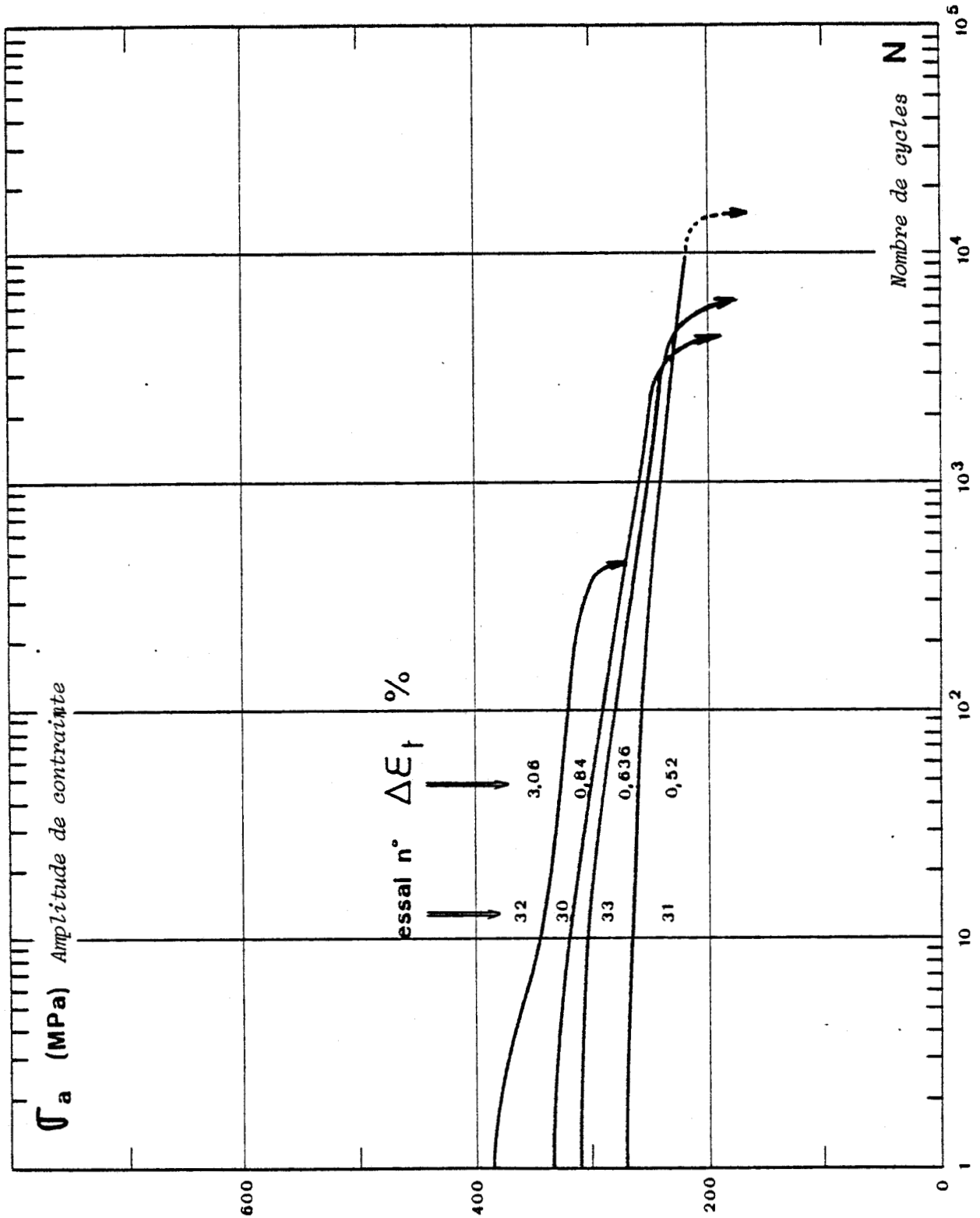


FIGURE II.13

Evolution de la contrainte en fonction du nombre de cycles à 600°



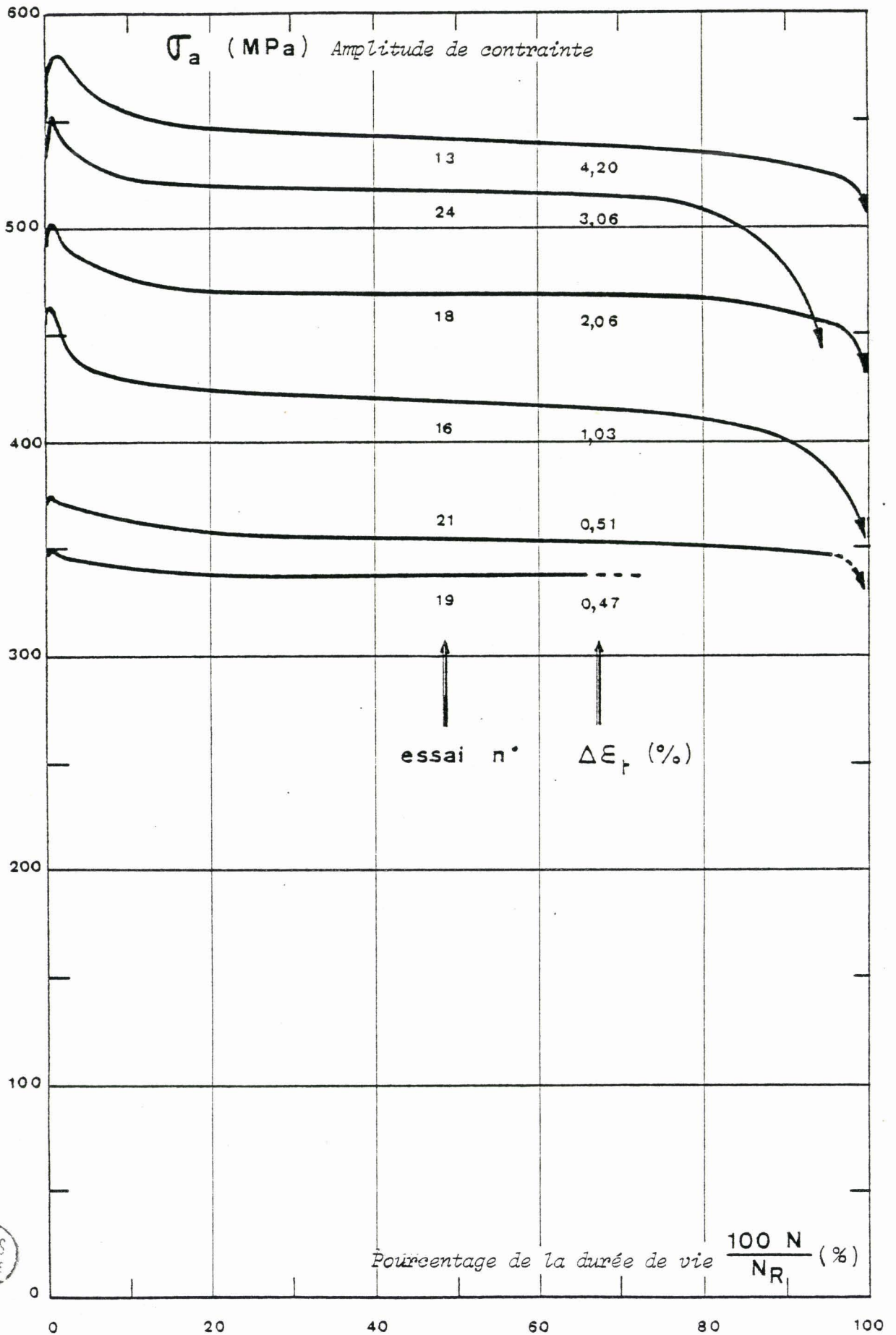


FIGURE II.14

Evolution de la contrainte en fonction du pourcentage de la durée de vie à 350°

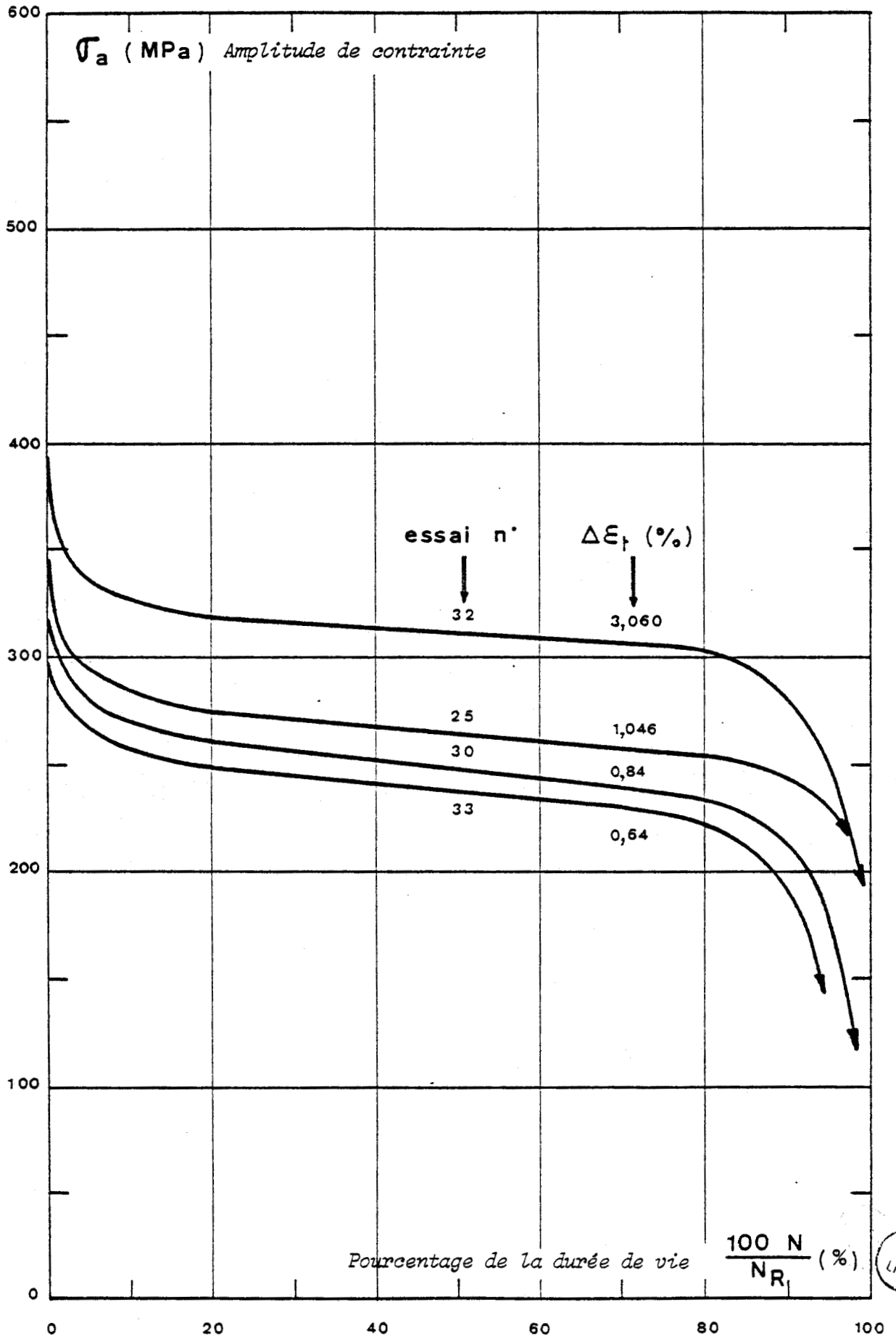


FIGURE II.15

Evolution de la contrainte en fonction du pourcentage de la durée de vie à 600°

### II.3.7. COURBES DE RESISTANCE A LA FATIGUE OLIGOCYCLIQUE

#### II.3.7.1. Courbes de MANSO-COFFIN

Les courbes dans le diagramme de MANSO-COFFIN sont reproduites figures II.16, II.17, II.18, II.19, II.20 et II.21 pour les températures 350, 400, 450, 500, 550 et 600°C.

Les points correspondant aux variations de déformation élastique ont été lissés par la méthode des moindres carrés pour obtenir les paramètres de la loi dérivée de la relation de BASQUIN (16) notée ici :

$$\Delta\epsilon_e = C_e \cdot N_R^{-b} \quad (\text{II.5.})$$

Les points correspondant aux variations de déformation plastique, lissés par la même méthode, donnent les paramètres de la loi de MANSO-COFFIN (17, 18) notée :

$$\Delta\epsilon_p = C_p \cdot N_R^{-c} \quad (\text{II.6.})$$

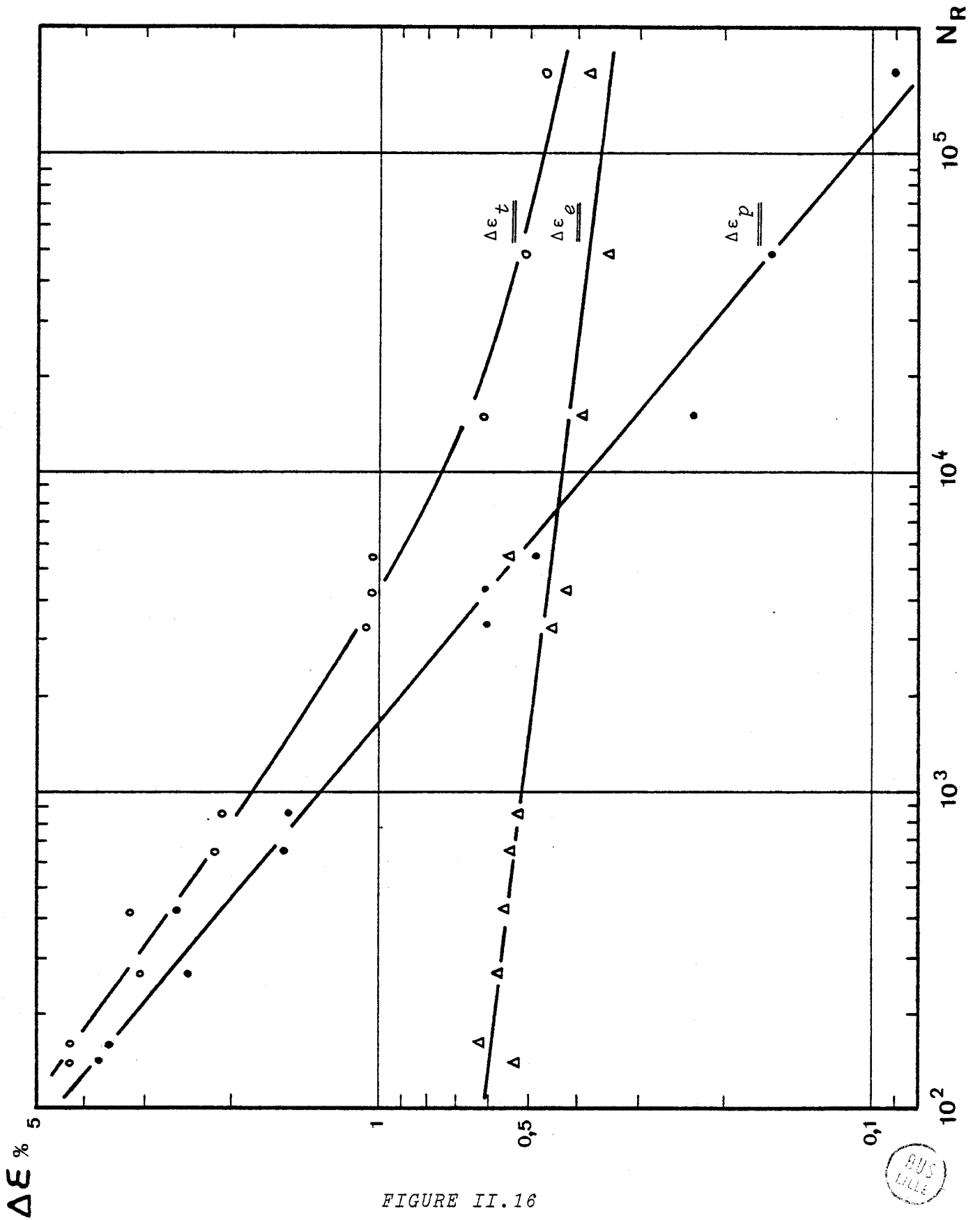


FIGURE II.16  
Relations entre variations de déformation et nombre de cycles  
à rupture à 350°



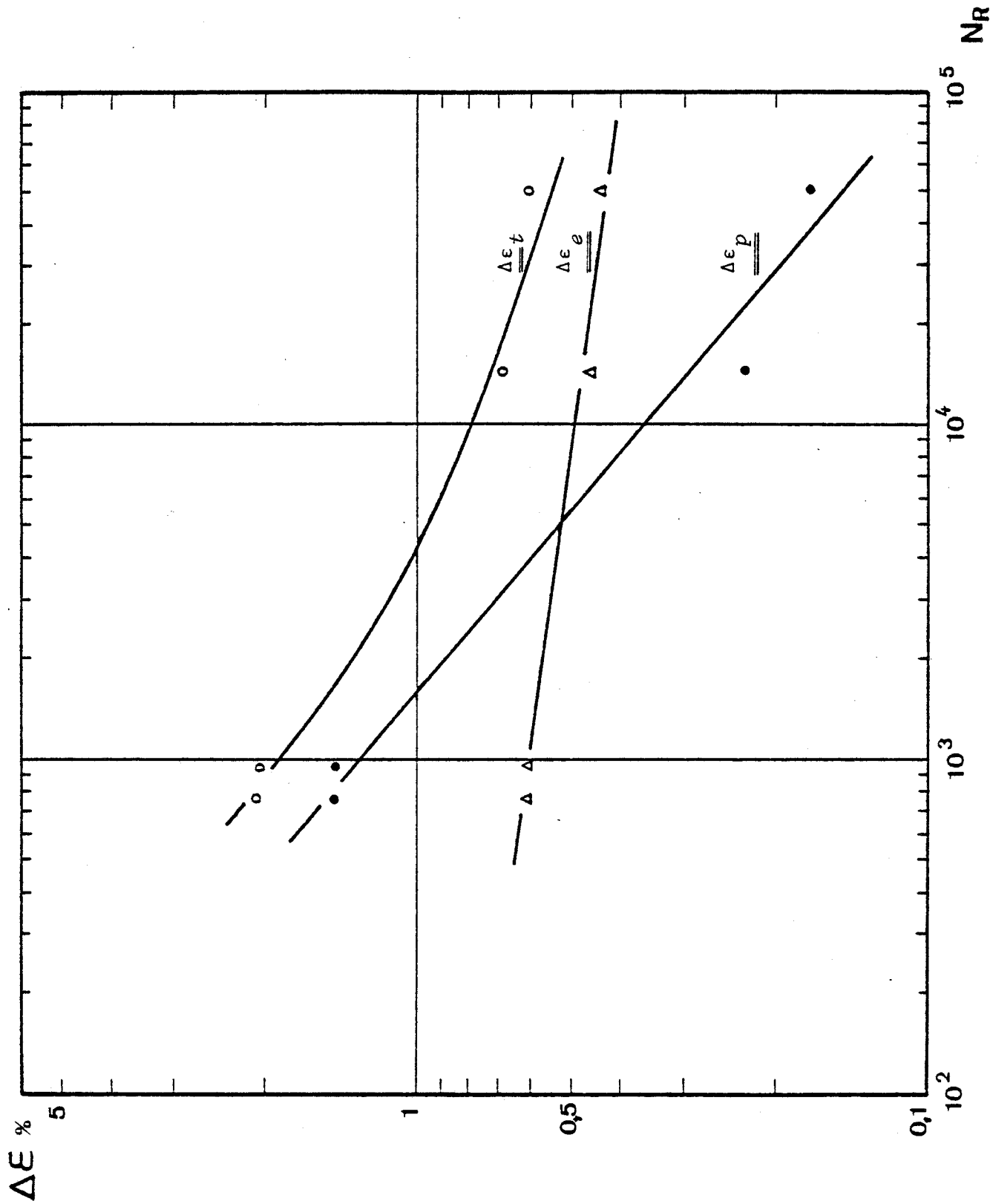


FIGURE II.17

Relations entre variations de déformation et nombre de cycles à rupture à  $400^\circ$



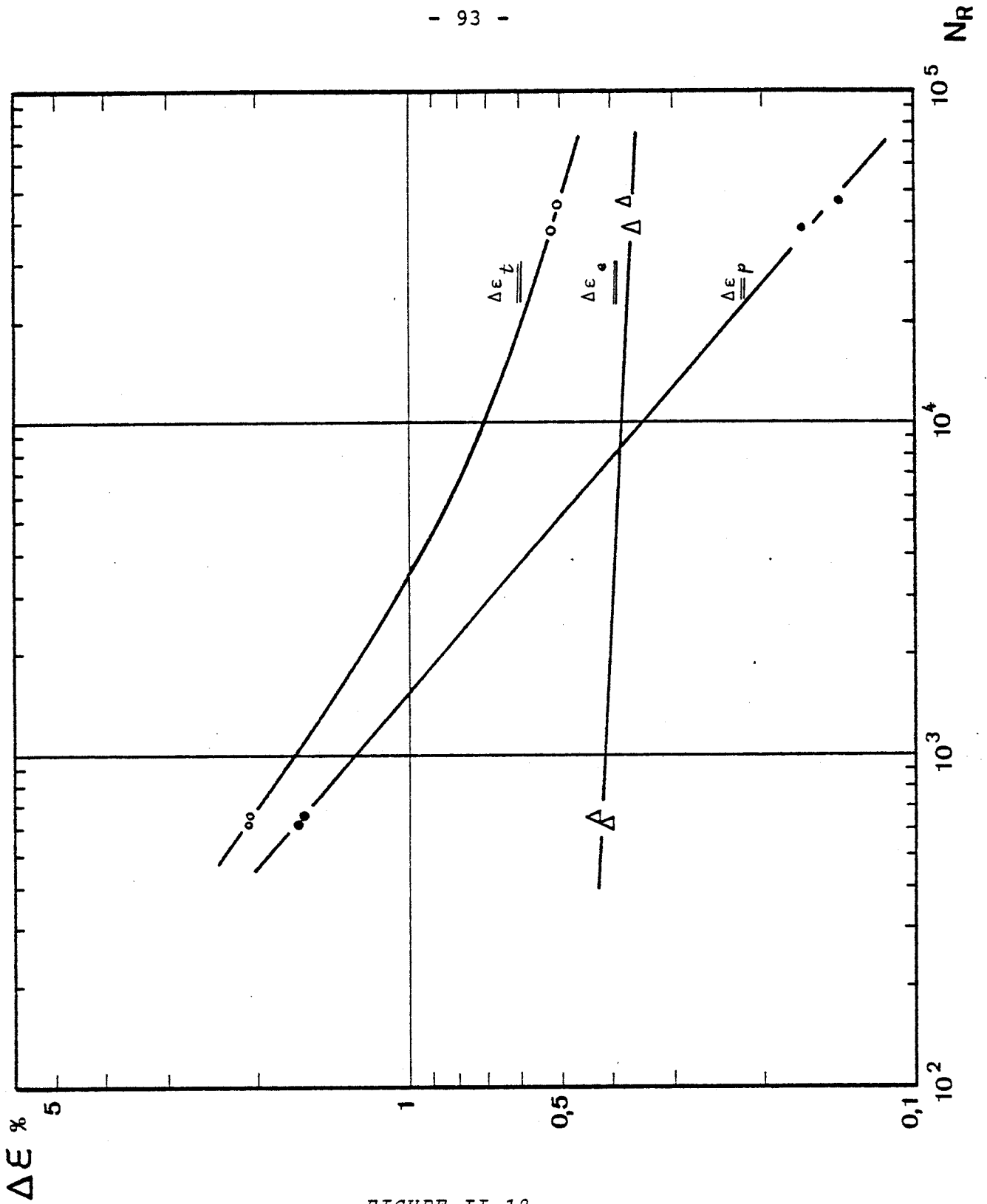


FIGURE II.18  
Relations entre variations de déformation et nombre de cycles  
à rupture à 450°



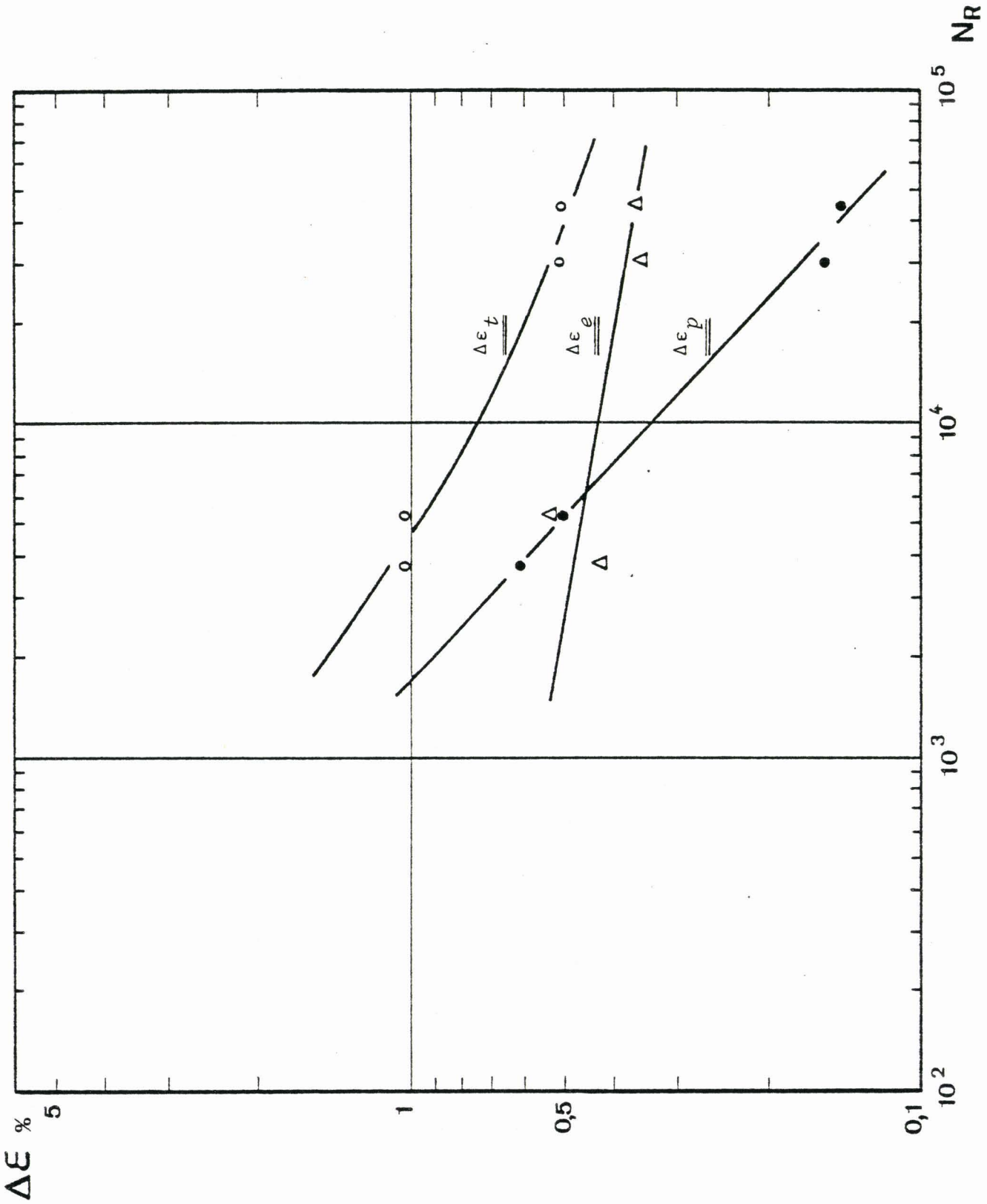


FIGURE II.19

Relations entre variations de déformation et nombre de cycles à rupture à  $500^\circ$



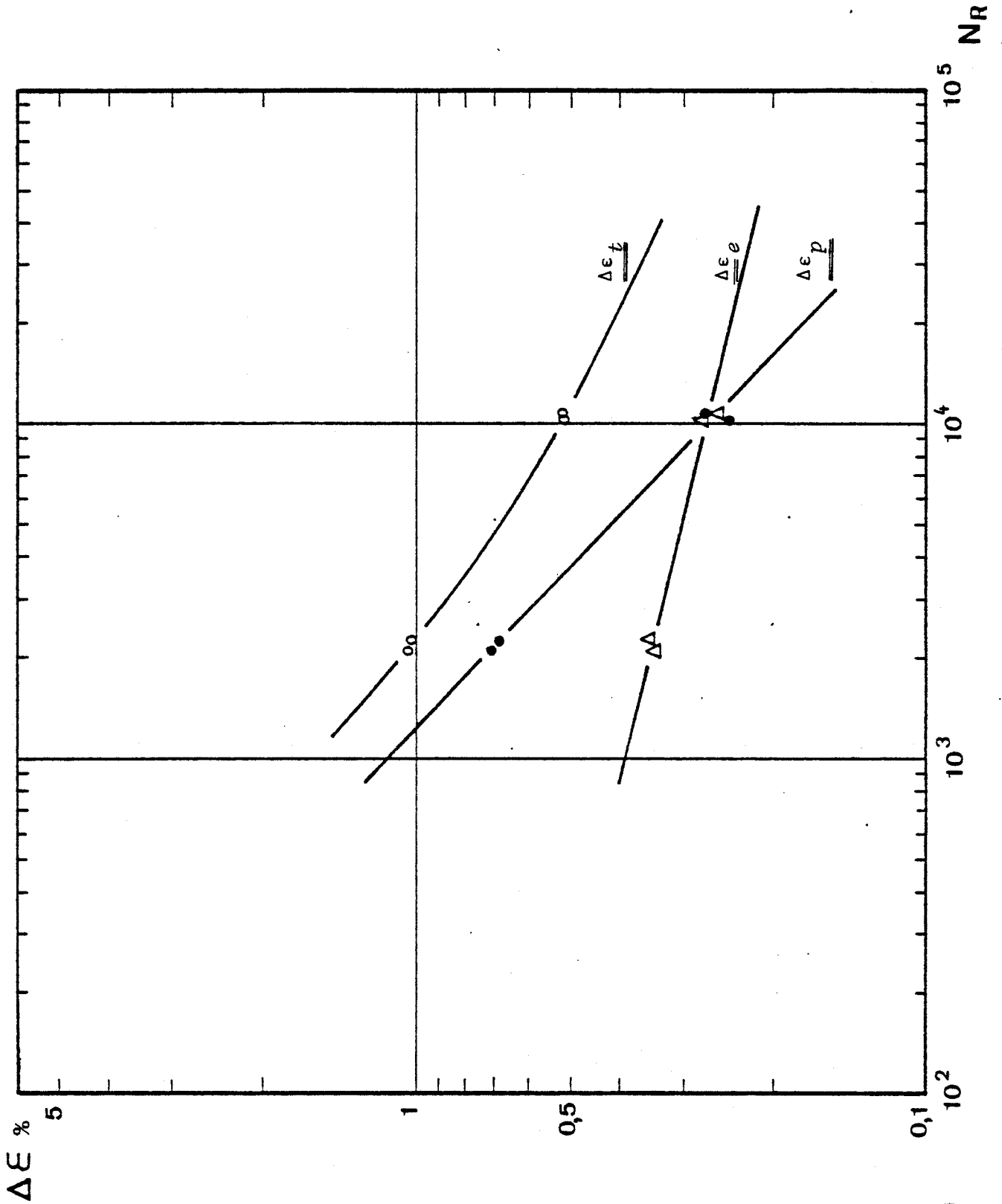


FIGURE II.20

Relations entre variations de déformation et nombre de cycles à rupture à 550°



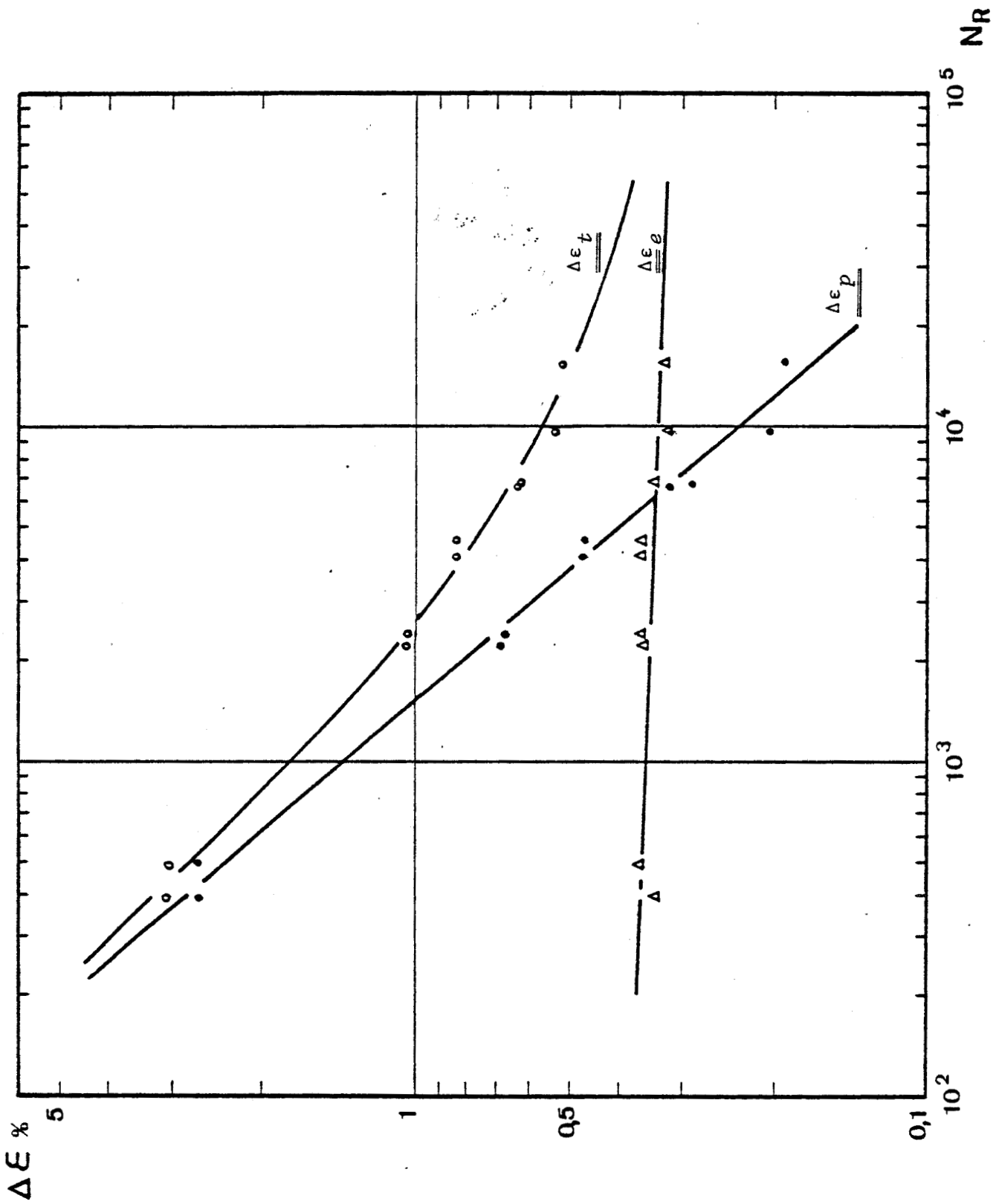


FIGURE II.21  
Relations entre variations de déformation et nombre de cycles  
à rupture à 600°

II.3.7.2. Equations de résistance à la fatigue oligocyclique

Les équations de résistance à la fatigue oligocyclique s'écrivent sous la forme :

$$\Delta\epsilon_t = \Delta\epsilon_e + \Delta\epsilon_p \quad (\text{II.7.})$$

$$\Delta\epsilon_t = C_e \cdot N_R^{-b} + C_p \cdot N_R^{-c}$$

Le tableau II.13 regroupe les six équations obtenues, dans lesquelles la variation de déformation est exprimée en %.

Remarque : Dans l'utilisation de ces résultats, il faut remarquer que le degré de confiance que l'on peut accorder aux courbes correspondant aux températures intermédiaires n'est pas aussi bon que pour les courbes 350 et 600°, puisqu'elles sont estimées à partir d'un nombre d'essais beaucoup plus réduit.

T°C	$\Delta\epsilon_t = C_e \cdot N_R^{-b} + C_p \cdot N_R^{-c}$ ( $\Delta\epsilon$ en %)
350	$\Delta\epsilon_t = 0,85 \cdot N_R^{-0,074} + 56,9 \cdot N_R^{-0,546}$
400	$\Delta\epsilon_t = 1,08 \cdot N_R^{-0,085} + 58,3 \cdot N_R^{-0,552}$
450	$\Delta\epsilon_t = 0,51 \cdot N_R^{-0,032} + 63,4 \cdot N_R^{-0,566}$
500	$\Delta\epsilon_t = 1,18 \cdot N_R^{-0,110} + 96,8 \cdot N_R^{-0,614}$
550	$\Delta\epsilon_t = 1,17 \cdot N_R^{-0,159} + 97,9 \cdot N_R^{-0,632}$
600	$\Delta\epsilon_t = 0,42 \cdot N_R^{-0,024} + 287,1 \cdot N_R^{-0,772}$

TABLEAU II.13

Equations de résistance à la fatigue oligocyclique

### II.3.7.3. Conclusion

Il est intéressant d'étudier l'évolution de la résistance à la fatigue plastique en fonction de la température.

La figure II.22 montre les courbes  $\Delta\epsilon_t - N_R$  correspondant aux équations II.7. pour les températures extrêmes du domaine étudié 350 et 600°C.

On observe une diminution de la durée de vie pour une même variation de déformation  $\Delta\epsilon_t$  quand la température d'essai augmente de 350 à 600°, et ce d'autant plus fortement que le niveau  $\Delta\epsilon_t$  est faible. Ainsi pour  $\Delta\epsilon_t = 1 \%$ , le facteur de réduction de la durée de vie est de 1,9, et il passe à 4,5 pour  $\Delta\epsilon_t = 0,5 \%$ . Cependant dans le domaine des fortes déformations (vers 2 % et au-delà) la durée de vie est relativement insensible à la température d'essai.

Dans une étude préliminaire (19) nous avons comparé les prévisions des droites plastique et élastique à 350 et 600° que donnent trois méthodes à partir des résultats des essais de traction monotone.

Ces méthodes de prévision sont :

- . la méthode des quatre points de corrélation (MANSON (20) )
- . la méthode des pentes universelles (MANSON-HALFORD (20, 21) )
- . la méthode proposée par l'IRSID (GALLET-LIEURADE (22) ).

Nous avons obtenu une corrélation nettement meilleure avec la 3ème méthode (facteur 1,6) plutôt qu'avec les 2 premières (facteur 3).

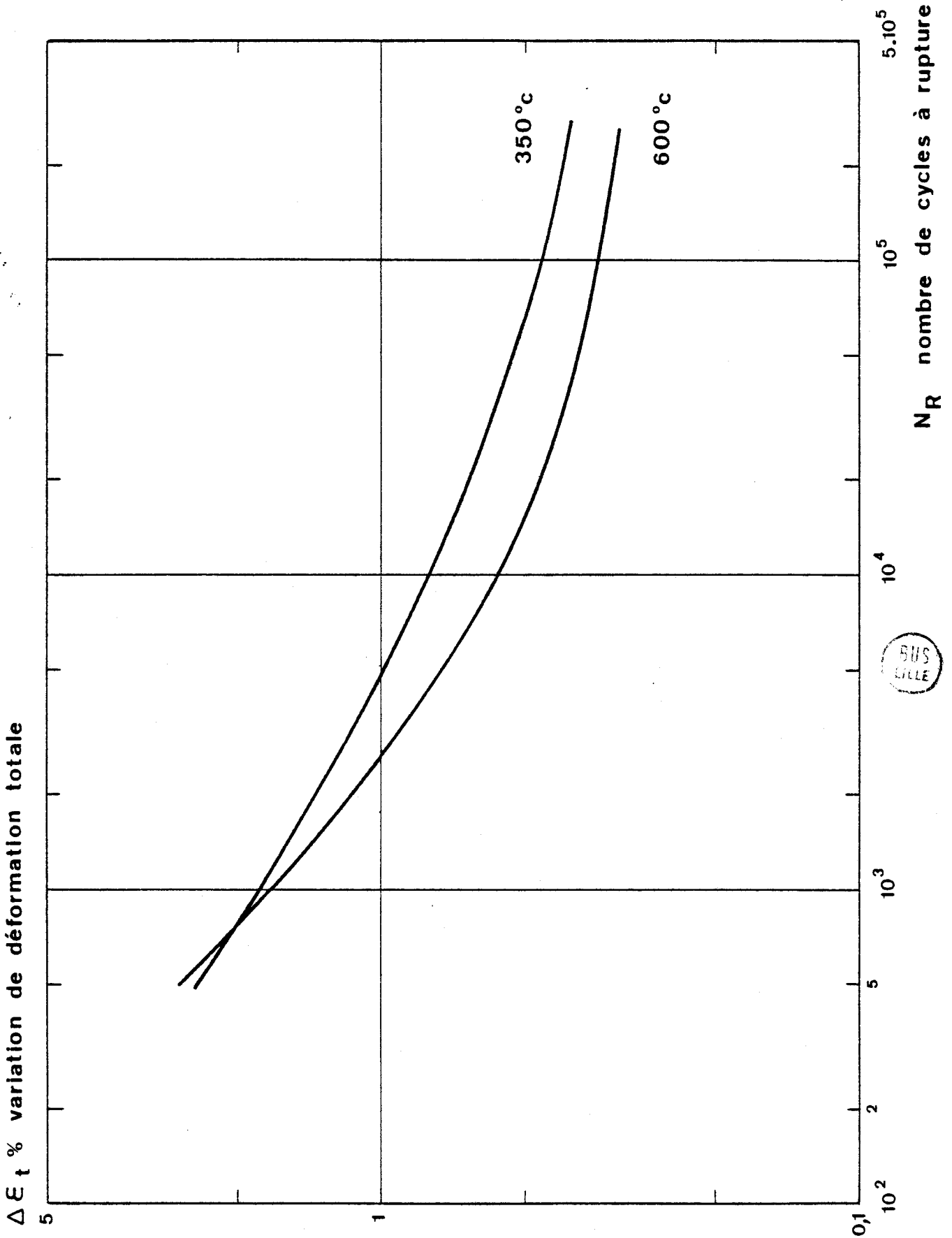


FIGURE II.22

Comparaison entre les courbes d'endurance à 350° et à 600°C

La figure II.23 rassemble les droites plastiques  $\Delta\epsilon_p - N_R$  des figures II.16 à II.21 pour les 6 températures étudiées.

On observe que l'évolution des pentes de ces droites est monotone et, comme nous l'avons remarqué, une élévation de température entraîne à même niveau  $\Delta\epsilon_p$  une diminution de la durée de vie.

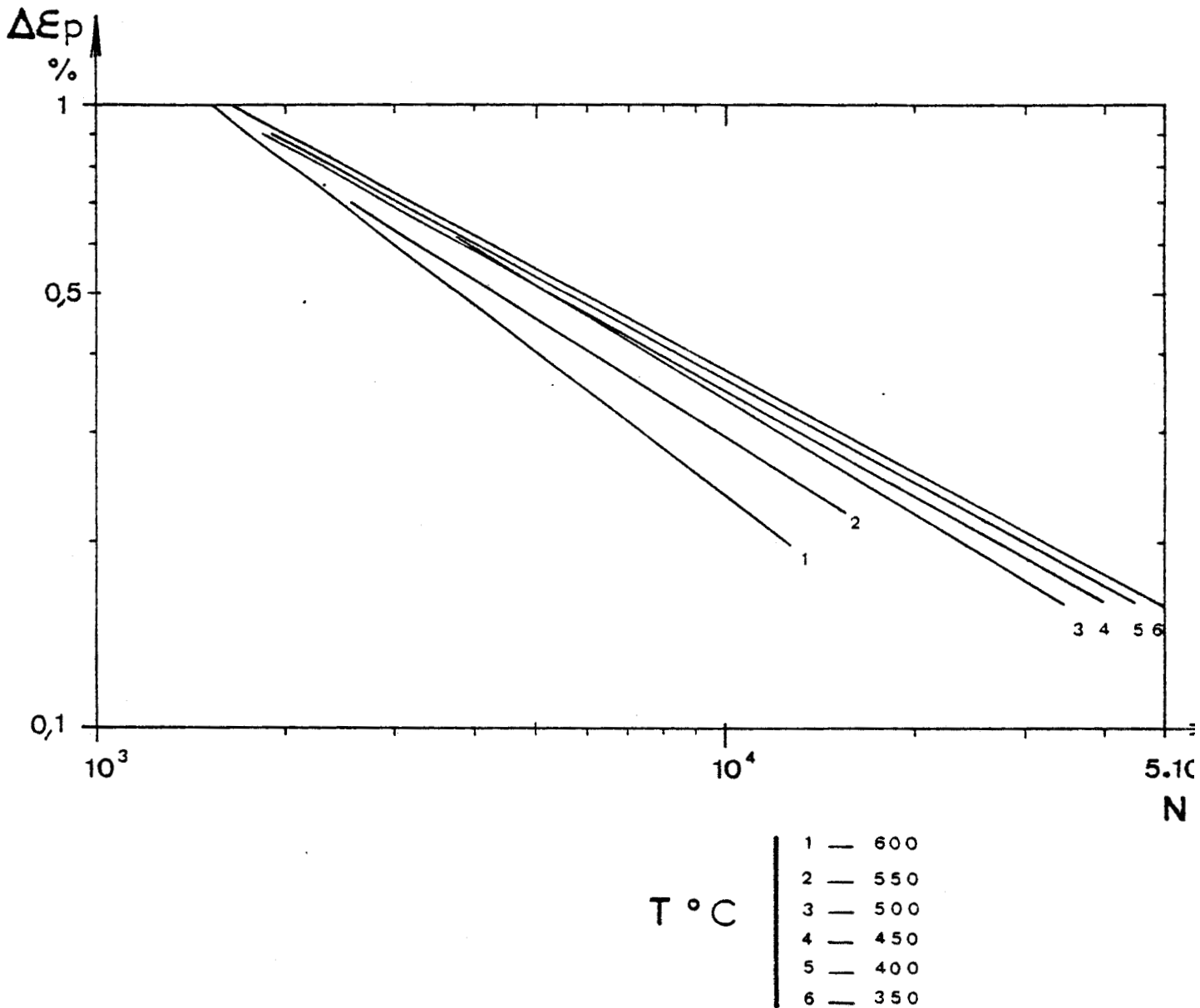


FIGURE II.23  
Faisceau des droites plastiques  $\Delta\epsilon_p - N_R$   
aux différentes températures



### II.3.8. EXAMEN DES FACIES DE RUPTURE

Divers examens ont été conduits sur les éprouvettes testées à 350 et 600°C.

L'examen macroscopique des faciès de rupture met en évidence des évolutions comparables avec le taux de déformation aux deux températures. Quand  $\Delta\varepsilon_t$  augmente, on note une tendance de plus en plus nette à l'amorçage multiple des fissures conduisant à la rupture, cette tendance étant favorisée par l'élévation de température.

Pour les faibles valeurs de  $\Delta\varepsilon_t$  (0,5 %), la surface de rupture présente une amorce unique et reste essentiellement perpendiculaire à l'axe de l'éprouvette (photo II.3.a).

Pour les valeurs de  $\Delta\varepsilon_t$  importantes (3 % à 600°, 4 % à 350°) l'amorçage est multiple, deux zones se développent préférentiellement conduisant à une surface de rupture inclinée à 45° (photo II.3.b).

Pour les valeurs intermédiaires de  $\Delta\varepsilon_t$ , cette tendance à l'amorçage multiple conduit à des faciès divers, se rapprochant des 2 types précédents, ou plus tourmentés (photo II.3.c). On observe même parfois la propagation simultanée de plusieurs fissures principales (photo II.3.d).

Des coupes micrographiques longitudinales ont été pratiquées au voisinage de la rupture pour certaines éprouvettes. Elles montrent que les fissures suivent plutôt les anciens joints de grains austénitiques ou les aiguilles de martensite, et présentent une certaine oxydation plus marquée d'ailleurs en peau de l'éprouvette (photo II.4.).

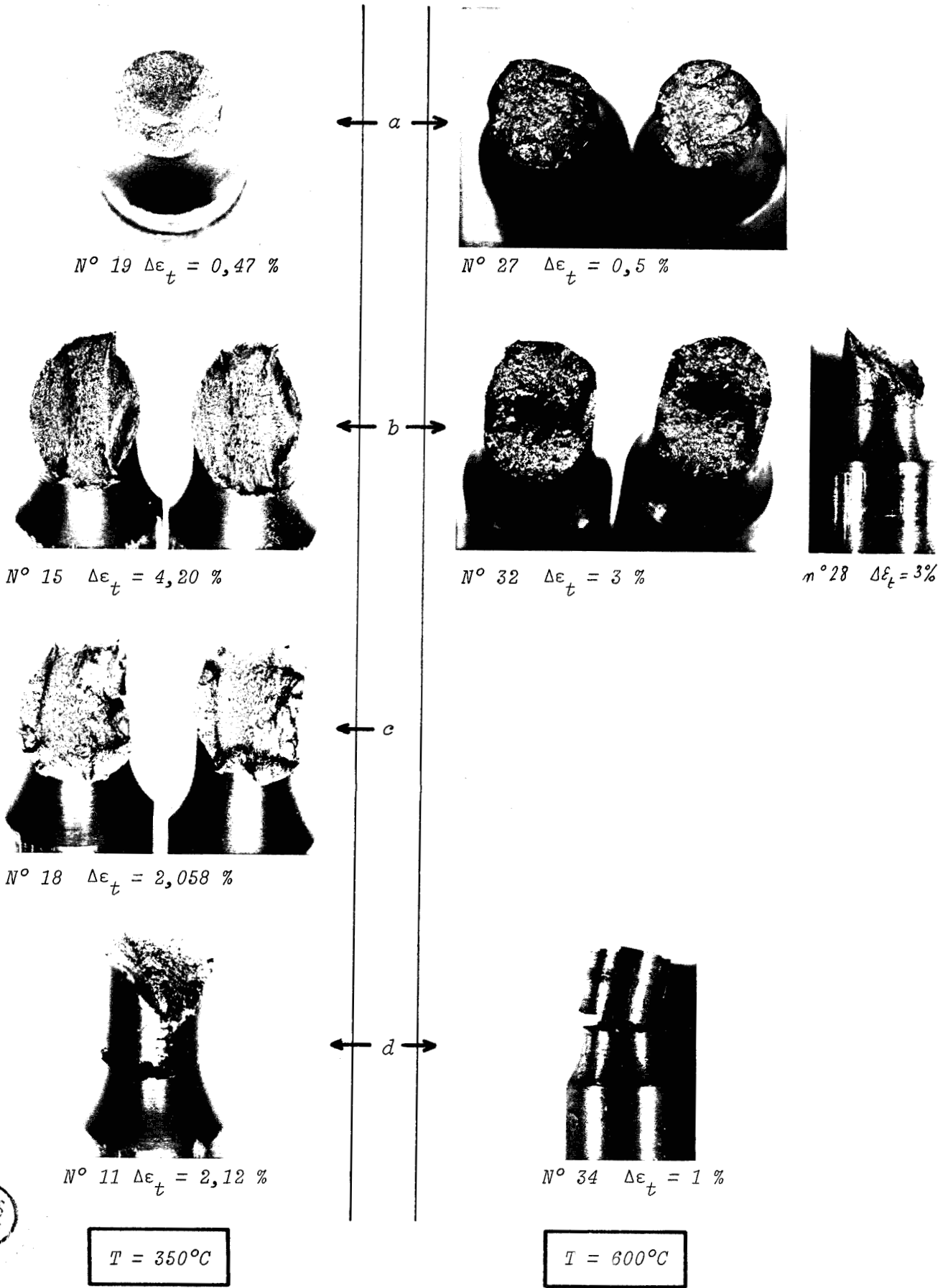


PHOTO II.3

Aspect macroscopique des faciès de rupture



*Essai n° 24  $\Delta\epsilon_t = 3\%$   $T = 350^\circ\text{C}$*



*Essai n° 28  $\Delta\epsilon_t = 3\%$   $T = 600^\circ\text{C}$*

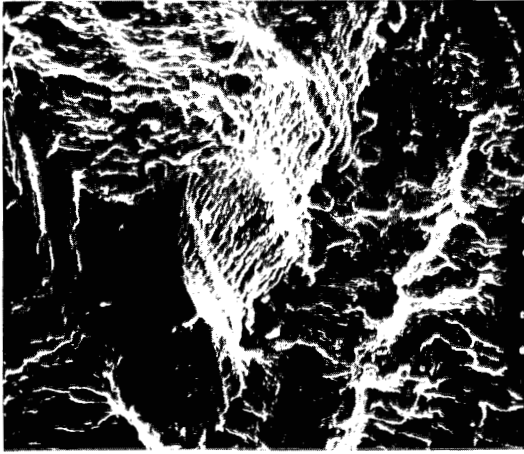
PHOTO II.4

*Coupes micrographiques longitudinales*

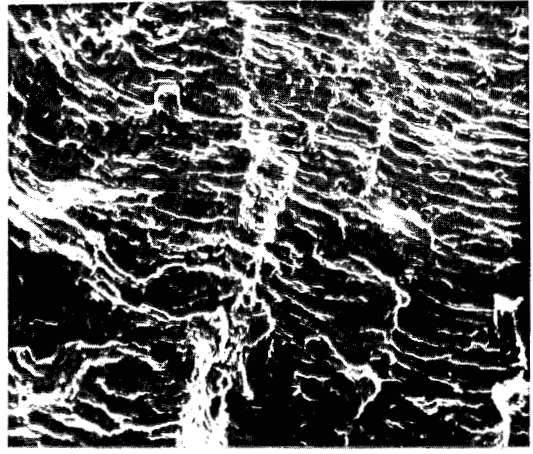


Nous avons de plus examiné quelques éprouvettes au microscope électronique à balayage. Contrairement à ce qu'a observé KANAZAWA (9) sur des aciers voisins, les faciès de rupture montrent des zones striées aux 2 températures et à tous niveaux de déformation (photo II.5.a à d). De nombreuses fissures secondaires débouchant à la surface de rupture sont visibles et on note pour les forts taux de déformation des zones de décohésion aux joints triples (photo II.5.c). La zone de rupture finale est ductile à cupules (photo II.5.e).

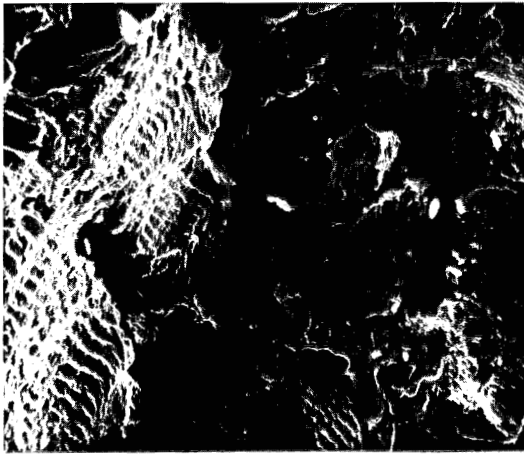




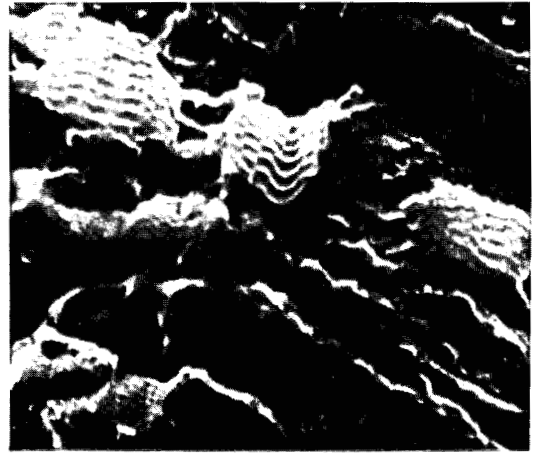
a - N°26  $T = 600^{\circ}$   $\Delta\epsilon_t = 0,6 \%$   
x 220



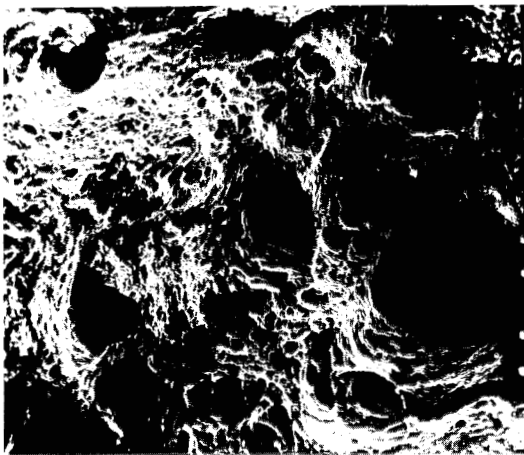
b - N°26  $T = 600^{\circ}$   $\Delta\epsilon_t = 0,6 \%$   
x 220



c - N°28  $T = 600^{\circ}$   $\Delta\epsilon_t = 3 \%$   
x 150



d - N°11  $T = 350^{\circ}$   $\Delta\epsilon_t = 2,1 \%$   
x 200



e - N°26  $T = 600^{\circ}$   $\Delta\epsilon_t = 0,6 \%$   
x 220



PHOTO II.5

*Faciès de rupture (microscopie électronique à balayage)*



#### II.4. CONCLUSION

Les caractéristiques mécaniques en traction monotone entre 350 et 600° de cet acier martensitique à 12 % Cr ont été étudiées en priorité et sont en bon accord avec d'autres résultats déjà publiés.

Des essais de fatigue oligocyclique ont été menés dans l'intervalle 350 - 600° ; l'étude aux températures extrêmes ayant été plus particulièrement développée.

Les principaux résultats obtenus sont :

. La comparaison des caractéristiques monotones et cycliques, correspondant ici à la méthode utilisant une éprouvette par niveau, montre un net adoucissement du matériau, surtout aux plus hautes températures.

. Durant tous les essais, l'évolution de l'amplitude de contrainte présente un adoucissement continu durant la quasi-totalité de la durée de vie.

. Les équations de résistance à la fatigue ont été établies pour chaque température d'essai. La comparaison des courbes de MANSON-COFFIN met en évidence d'abord une relative insensibilité de la durée de vie avec la température dans le domaine des fortes déformations ( $\Delta \epsilon_t > 2 \%$ ) puis une diminution de la durée de vie quand la température augmente et ce d'autant plus fortement que le niveau de  $\Delta \epsilon_t$  est faible.

. L'examen macroscopique de la morphologie des faciès de rupture montre une évolution comparable aux diverses températures lorsque le niveau de déformation varie. Par microscopie à balayage on observe de nombreuses zones striées et pour les plus fortes déformations des zones de décohésion très marquées.





BIBLIOGRAPHIE DU CHAPITRE II

1. A. VANDERSCHAEGHE, B. SAUVAGNAC  
*STEIN INDUSTRIE - "Etude du cycle thermique appliqué à une tuyauterie de vapeur vive en acier 12 % de chrome lors des opérations de cintrage et de soudage". Journées d'Information SOUDAGE ET TRAITEMENTS THERMIQUES, Comm. n° 8, 1979, p. 1-15.*
2. J.Z. BRIGGS, T.D. PARKER  
*"The Super 12 % Cr Steels", CLIMAX MOLYBDENUM COMPANY, 1965.*
3. J.Z. BRIGGS  
*"Les aciers à 12 % de chrome modifiés", Conférence Cercle d'Etudes des Métaux, PARIS, 12 Oct. 1965.*
4. H. FABRITIUS, H. WEBER  
*"Caracteristicas del Acero X20 Cr Mo V 12-1" Revue de Métallurgie ESPAGNE, 1979, vol. 15, n° 2, p. 123-137.*
5. L. COLOMBIER, J. HOCHMANN  
*"Aciers inoxydables et réfractaires", Ed. DUNOD, 1968.*
6. T. FUJITA, T. SATO, N. TAKAHASHI  
*"Effect of Mo and W on Long Term Creep Rupture Strength of 12 % Cr Heat-Resisting Steel Containing V, Nb and B" Transactions Iron Steel Institute of Japan, 1978, vol. 18, n° 2, p. 115-124.*
7. T. FUJITA, N. TAKAHASHI  
*"The Effects of V and Nb on the Long Period Creep Rupture Strength of 12 % Cr Heat-Resisting Steel Containing Mo and B" Transactions Iron Steel Institute of Japan, 1978, vol. 18, n° 5, p. 269-278.*
8. *"High-Temperature Steel For Tubing and Forgings" Data Sheet 432 RS, MANNESMANN, 1978.*
9. K. KANAZAWA, K. YAMAGUCHI, K. KOBAYASHI  
*"The Temperature dependance of low-cycle fatigue behavior of martensitic stainless steels", Materials Science and Engineering, n° 40, 1979, p. 89-96.*

10. K. KANAZAWA, K. YAMAGUCHI, M. SATO, K. KOBAYASHI,  
N. SUZUKI, M. SHIOHARA, S. YOSHIDA  
*"Elevated-temperature fatigue properties of engineering materials" Part IV, Transactions of N.R.I.M., 1978, vol. 20, n° 5, p. 321-342.*
11. C. GABREL, A. VANDERSCHAEGHE, STEIN INDUSTRIE  
*"Fatigue plastique d'aciers faiblement alliés" 1er colloque européen de la rupture, COMPIEGNE, 22.23/11/76.*
12. C. GABREL A. VANDERSCHAEGHE; STEIN INDUSTRIE  
*"La fatigue plastique : mesure et application à deux aciers faiblement alliés" Second Colloque sur la technologie des appareils à pression, A.F.I.A.P., octobre 77.*
13. T. SLOT, R.H. STENTZ et J.T. BERLING  
*"Controlled-Strain Testing Procedures", ASTM, STP 465, 1969, p. 100-128.*
14. C. GABREL, A. VANDERSCHAEGHE  
*Rapport Interne STEIN INDUSTRIE, C.R. 5306, 1976.*
15. H.P. LIEURADE  
*"Les méthodes d'essai en fatigue oligocyclique" Mécanique-Matériaux-Electricité, n° 323-324, Nov-Déc. 76, p. 15-26.*
16. C.H. BASQUIN  
*"The exponential law of endurance tests" P V ac, ASTM, 1910, 10, p. 625-630.*
17. S.S. MANSON  
*"Behavior of materials under conditions of thermal stresses" Nat. Ac. Com. Aer., 1954, Tech. Note 2933.*
18. L.F. COFFIN  
*"The Problem of Thermal Stress Fatigue in Austenitic Steels at Elevated Temperatures" ASTM, STP 165, 1954, p. 31-52.*

19. G. DEGALLAIX  
*"Etude du Comportement en Fatigue Oligocyclique d'un Acier Martensitique à 12 % Cr à des Températures de 350 à 600°C", U.S.T.L.- STEIN INDUSTRIE, Rapport interne octobre 1980.*
20. S.S. MANSON  
*"Fatigue : A Complex Subject - Some Simple Approximations" Experimental Mechanics, July 1965, p. 1-35.*
21. G.R. HALFORD, S.S. MANSON  
*"A method of estimating high-temperature low-cycle fatigue behavior of materials", Proceedings, International Conference on thermal and high-strain fatigue, LONDON, Metals and metallurgy trust, 1967, p. 154-170.*
22. G. GALLET, H.P. LIEURADE  
*"Prevision du comportement en fatigue plastique des aciers de construction mécanique à partir de leurs caractéristiques de traction", Rapport IRSID, P 294, avril 77.*



C H A P I T R E    I I I

PROPOSITION D'UN MODELE D'ENDOMMAGEMENT DE FATIGUE EN  
FONCTION DE LA TEMPERATURE ET DE LA  
VARIATION DE DEFORMATION PLASTIQUE



### III.1. QUELQUES ASPECTS METALLURGIQUES DE LA FATIGUE A HAUTE TEMPERATURE

Pour être satisfaisantes, les méthodes de prédiction de durée doivent se fonder sur les mécanismes d'endommagement réels. Dans les essais à haute température, ces mécanismes sont significativement plus complexes que ceux qui entrent en jeu à l'ambiante ; en particulier, au delà de  $\frac{T_f}{3}$ , se superposent une composante d'endommagement par fatigue et une composante d'endommagement par fluage, dont certains mécanismes sont activés thermiquement (1). Le facteur déterminant de l'endommagement en fatigue est le niveau de déformation plastique ou, plus exactement, l'intensité du gradient de déformation plastique (2).

A même niveau de déformation plastique totale, la durée de vie augmente avec l'homogénéité de la distribution de la déformation plastique locale (2). Or, cette homogénéité est accrue par un arrangement tri-dimensionnel des dislocations en cellules (3) ; celui-ci est le résultat de mécanismes de montée et de glissement dévié des dislocations, qui sont des mécanismes susceptibles d'être activés thermiquement. D'après ANTOLOVICH (1) le glissement des dislocations tend à devenir plus homogène quand la vitesse de déformation diminue, et quand la température, l'énergie de faute d'empilement et le niveau de déformation augmentent. Pour ces raisons, la composante de fluage liée aux débris de déformations n'est pas forcément très dommageable dans la fatigue à chaud (1, 4).

Pour la même raison d'homogénéité des déformations, des petits précipités régulièrement répartis dans la matrice et non cisillables par les dislocations sont préférables à leur coalescence ou à de gros précipités (2, 5) ; leur forme a également une influence sur la concentration des contraintes et des déformations à leur voisinage.

Un autre aspect de la déformation plastique par fluage, essentiel en fatigue à chaud, est la déformation localisée aux joints de grains (1). Lorsque la température augmente ou lorsque la fréquence diminue, il y a transition de la rupture des métaux du mode transgranulaire au mode intergranulaire. La rupture intergranulaire se produit essentiellement à cause de la formation de cavités aux joints de grains. Les cavités se forment par un mécanisme de fluage et leur croissance subséquente est significativement favorisée par les mécanismes de fatigue tels la diffusion lacunaire, consécutive à l'empilement des dislocations aux joints de grains. Il est à noter qu'une composante tangentielle de la contrainte favorise le glissement aux joints de grains, mais une composante normale est nécessaire à la formation de cavités, leur croissance et enfin la rupture. Inversement, la présence de particules de seconde phase aux joints de grains peut entraver leur glissement et par conséquent augmenter la résistance à la fatigue à chaud. Les aspects les plus nocifs de la déformation par fluage en fatigue à chaud sont donc reliés essentiellement aux mécanismes qui prennent en considération l'endommagement des joints de grains.

Des changements métallurgiques peuvent également entrer en jeu en fatigue à chaud. L'oxydation des fissures amorcées en surface réduit la durée de vie des matériaux. La modification des précipités cisailés par les dislocations et le développement éventuel de nouvelles phases sous l'influence de la température, des contraintes et du temps, ont un effet négatif s'ils entraînent des concentrations de contraintes.

Enfin des interactions complexes entre déformation - structure et environnement doivent éventuellement être prises en compte dans la prévision de durée de vie en fatigue à chaud.



### III.2. CUMUL DU DOMMAGE EN FATIGUE

Au cours d'un essai de fatigue, la durée de vie résiduelle décroît : on admet qu'il y a endommagement continu, nul au début de l'essai, égal à 1 à la rupture. Le "dommage"  $D$  est la traduction phénoménologique des modifications de la structure du matériau ; on peut admettre que pour une bonne part il se caractérise par la création et l'évolution de micro- et macrofissures jusqu'à la rupture.

L'évolution du processus d'endommagement peut être représenté schématiquement sur la figure III.1 (d'après (6)).

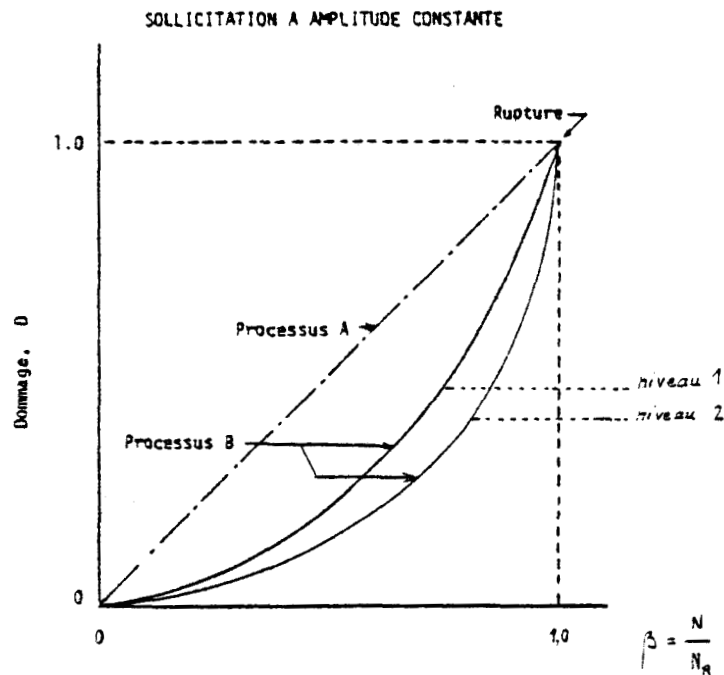


FIGURE III.1

Représentation schématique du processus d'endommagement au cours d'un essai de fatigue (d'après (6)).

On peut concevoir deux sortes de processus suivant que les dommages se cumulent de façon linéaire (processus A) ou non (processus B) avec la fraction de vie écoulée  $\beta = \frac{N}{N_R}$ . La

concavité vers le haut de la courbe représentant le processus B signifie que le dommage s'accélère vers la fin de l'essai. Il n'y a pas encore de définition unanimement acceptée du dommage ni de méthode expérimentale fiable pour vérifier les processus proposés (6). Dans (6) et (7), BUI-QUOC présente une revue critique des diverses théories de cumul de dommage.

L'approche la plus simple et la plus connue est la règle du cumul linéaire proposée par MINER (8) qui exprime le dommage sous amplitude constante par la relation suivante :

$$D = \beta = \frac{N}{N_R} \quad (\text{III.1.})$$

Sous des sollicitations à plusieurs niveaux (k), le dommage total s'écrit :

$$D = \sum_{i=1}^k \beta_i \quad (\text{III.2.})$$

la rupture se produisant quand D est égal à 1. De nombreux essais ont montré les défauts de la règle de MINER en particulier le fait qu'elle ne tient pas compte de l'ordre d'application des niveaux de chargement, qui intervient de la façon suivante :

Niveaux décroissants :

$$\sum_i \beta_i < 1 \quad (\text{III.3.})$$

Niveaux croissants :

$$\sum_i \beta_i > 1$$

Cependant comme l'a observé BUI-QUOC la règle de MINER donne une meilleure estimation en fatigue oligocyclique qu'en endurance.

Précisons de plus qu'il ne peut y avoir effectivement de cumul non linéaire dans le cas d'essais à plusieurs niveaux que si la courbe  $D = f(\beta)$  (voir Figure III.1) est fonction du niveau de sollicitation.

En fatigue oligocyclique à déformation contrôlée, plusieurs règles ont été développées pour tenir compte de l'ordre d'application des chargements. Citons seulement les principales : la règle bilinéaire de MANSON et coll (9), la théorie unifiée de BUI-QUOC (10) et la loi différentielle d'endommagement de CHABOCHE (17).

Règle bilinéaire (9)

MANSON et ses coll. ont préconisé de diviser la durée de vie du matériau en 2 stades : amorçage  $N_a$  et propagation  $N_p$  de la fissure :

$$N_R = N_a + N_p \quad (\text{III.4.})$$

chacun de ces termes étant approché par les relations empiriques suivantes :

$$\begin{aligned} N_p &= 14 N_R^{0,6} \\ N_a &= N_R - 14 N_R^{0,6} \end{aligned} \quad (\text{III.5.})$$

En cumul du dommage à plusieurs niveaux, la règle linéaire est appliquée séparément à chaque stade et il y a rupture présumée quand les sommes sont simultanément égales à 1.

$$\sum_i \frac{n_a}{N_a} = 1 \quad \text{et} \quad \sum_i \frac{n_p}{N_p} = 1 \quad (\text{III.6.})$$

Théorie unifiée (10)

Le processus d'endommagement est ici relié à la perte de ductilité du matériau.

Avec les paramètres de déformation définis comme suit :

$$\begin{aligned} \lambda &= 1 + \ln\left(\frac{\Delta \epsilon_t}{\Delta \epsilon_o}\right) \\ \lambda_f &= 1 + \ln\left(\frac{2 \epsilon_f}{\Delta \epsilon_o}\right) \end{aligned} \quad (\text{III.7a.})$$

où  $\epsilon_f$  est la ductilité à rupture du matériau original et  $\Delta\epsilon_0$  la limite d'endurance en déformation contrôlée, le dommage D en fonction de la fraction de vie  $\beta$  s'écrit :

$$D = \frac{\beta}{\beta + (1 - \beta) \left[ \frac{\lambda - \left(\frac{\lambda}{\lambda_f}\right)^\beta}{\lambda - 1} \right]} \quad (\text{III.7b.})$$

Loi différentielle d'endommagement (17)

CHABOCHE a proposé le modèle suivant :

$$dD = \left[ 1 - (1-D)^{\beta+1} \right]^\alpha \cdot \left[ \frac{\Delta\sigma}{M(1-D)} \right]^\beta dN \quad (\text{III.8 a.})$$

dont les différents termes ont été précisés § I.4.2.2.

Le dommage D en fonction de la fraction de vie  $\frac{N}{N_R}$  s'obtient en intégrant cette relation entre 0 et D :

$$D = 1 - \left[ \left( 1 - \frac{N}{N_R} \right)^{\frac{1}{1-\alpha}} \right]^{\frac{1}{\beta+1}} \quad (\text{III.8 b.})$$

La figure III.2 (d'après (6) ) illustre les résultats typiques de l'application de ces méthodes à la prédiction de la durée de vie dans le cas d'essais à 2 niveaux.

La règle bilinéaire met un accent apparemment très marqué sur l'effet de l'ordre d'application des niveaux contrairement à la règle de MINER qui n'en tient pas compte. La théorie unifiée donne des résultats intermédiaires.

La bonne concordance entre les résultats expérimentaux et les prévisions faites par le modèle de CHABOCHE peut être appréciée par l'examen des figures 15 et 16 de (17).

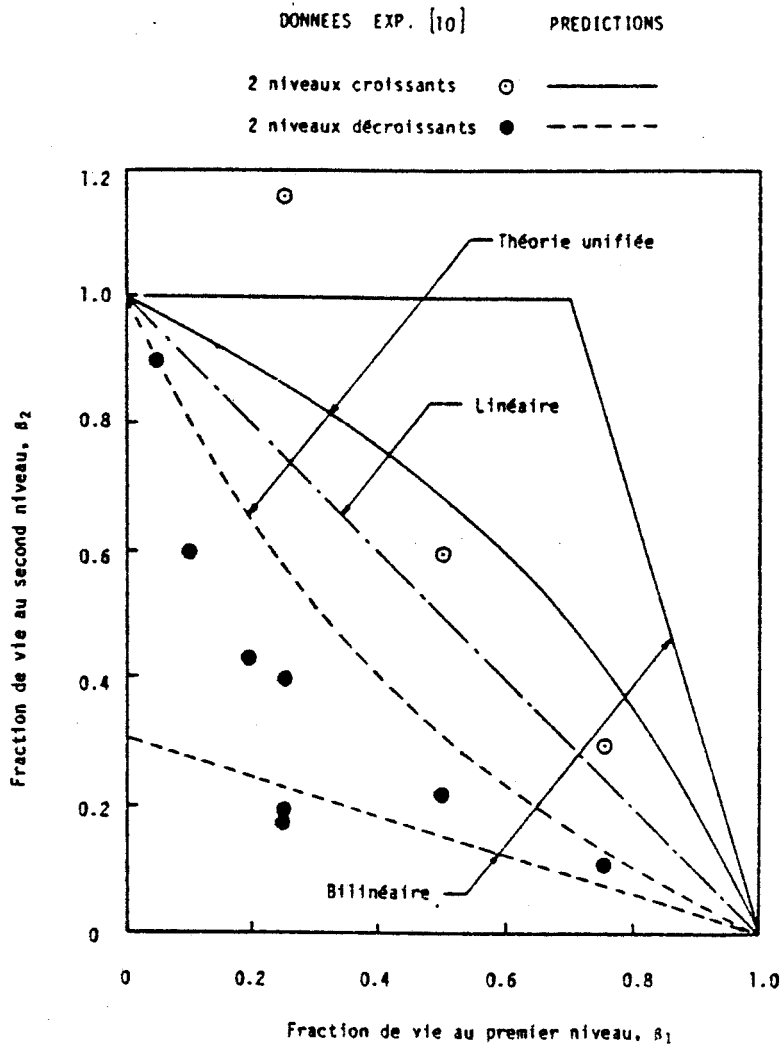


FIGURE III.2

Vies prévues au second niveau par différentes approches  
(déformation contrôlée) (d'après (6) )



Remarque

Dans la plupart des méthodes de prédiction de durée de vie en fatigue isotherme et leur extension à la fatigue thermique qui ont été rappelées au chapitre I (modèle de TAIRA, modèle avec interaction fatigue-fluage de SPERA, méthode de partition des déformations de MANSOON-HALFORD, à l'exception du modèle d'endommagement continu de CHABOCHE) le processus d'endommagement implicitement considéré au cours d'un essai à un seul niveau est linéaire, et ceci pour d'évidentes raisons de simplicité.

Le dommage par cycle  $\Delta\phi$  s'écrit :

$$\Delta\phi = \frac{1}{N_R} \quad (\text{III.9.})$$

et c'est l'évaluation de ce dommage pour le cycle de référence (cycle "stabilisé") qui est tenté. La rupture se produit quand :

$$\sum_{i=1}^{N_R} \Delta\phi = 1 \quad (\text{III.10})$$

C'est également cette hypothèse que nous adopterons dans tout ce qui suit.

### III.3. DISCUSSION DES EQUATIONS DE TYPE MANSO-COFFIN

#### III.3.1. RETOUR SUR LES EQUATIONS EXPERIMENTALES OBTENUES

Le modèle de prédiction de durée de vie fondé sur la déformation plastique s'écrit :

$$\Delta \varepsilon_p \cdot N_R^c = C_p \quad (\text{III.11.})$$

La température n'intervient pas ici de manière explicite.

Le tableau III.1 rappelle les valeurs expérimentales que nous avons obtenues (cf. chap. II) pour  $C_p$  et  $c$  aux diverses températures.

T°C	$C_p$	$c$
350	56,9	0,546
400	58,3	0,552
450	63,4	0,566
500	96,8	0,614
550	97,9	0,632
600	287,1	0,772

TABLEAU III.1

*Evolution des paramètres  $C_p$  et  $c$  en fonction de la température*

L'exposant  $c$  et le coefficient  $C_p$  varient assez fortement avec la température et sont des coefficients caractéristiques du matériau.

III.3.2. EXPRESSION DU DOMMAGE PAR CYCLE

Avec l'hypothèse d'un processus d'endommagement linéaire avec la fraction de vie (§ III.2), le dommage par cycle s'écrit à partir de l'équation (III.11) :

$$\Delta\phi = \frac{1}{N_R} = \left(\frac{\Delta\varepsilon_p}{C_p}\right)^{1/c} \quad (\text{III.12.})$$



### III.4. DISCUSSION DU MODELE DE TAIRA

#### III.4.1. RELATION DE TAIRA

TAIRA modifie la loi de MANSO-COFFIN (Eq. III.11.) par l'introduction explicite d'un facteur lié à la température, et propose (11) la relation suivante :

$$\lambda(T) \cdot \Delta \epsilon_p^n \cdot N_R = C_1 \quad (\text{III.13.})$$

Cette relation permet, en outre, une évaluation du dommage causé par un cyclage thermique, comme nous en discuterons au chapitre suivant.

La constante  $C_1$ , caractéristique du matériau, est indépendante de la température et on a :

$$C_1 = C_p^{1/c} \cdot \lambda(T) \quad (\text{III.14.})$$

Comme on le constate, l'exposant  $n$  est l'inverse de l'exposant  $c$  de MANSO.

#### III.4.2. EXPRESSION DU DOMMAGE PAR CYCLE

Le dommage par cycle  $\Delta \phi = \frac{1}{N_R}$  s'écrit alors :

$$\Delta \phi = \frac{1}{C_1} \lambda(T) \cdot \Delta \epsilon_p^n \quad (\text{III.15.})$$

Pour cette expression, TAIRA suppose que le dommage est le produit des contributions des paramètres  $\Delta \epsilon_p$  et  $T$ . Cette séparation des paramètres n'est effective que si  $n$  ne varie pas avec la température.

III.4.3. DEPENDANCE DE L'EXPOSANT n AVEC T

De nombreux résultats d'essais ont montré en fait que  $n$  n'est pas indépendant de  $T$  et que généralement il tend de 2 vers 1 quand  $T$  croît (12).

La figure III.3 montre, pour nos essais, la variation de  $n$  avec  $T$  ; l'hypothèse d'un exposant  $n$  constant dans le domaine étudié n'est pas acceptable a priori dans notre cas.

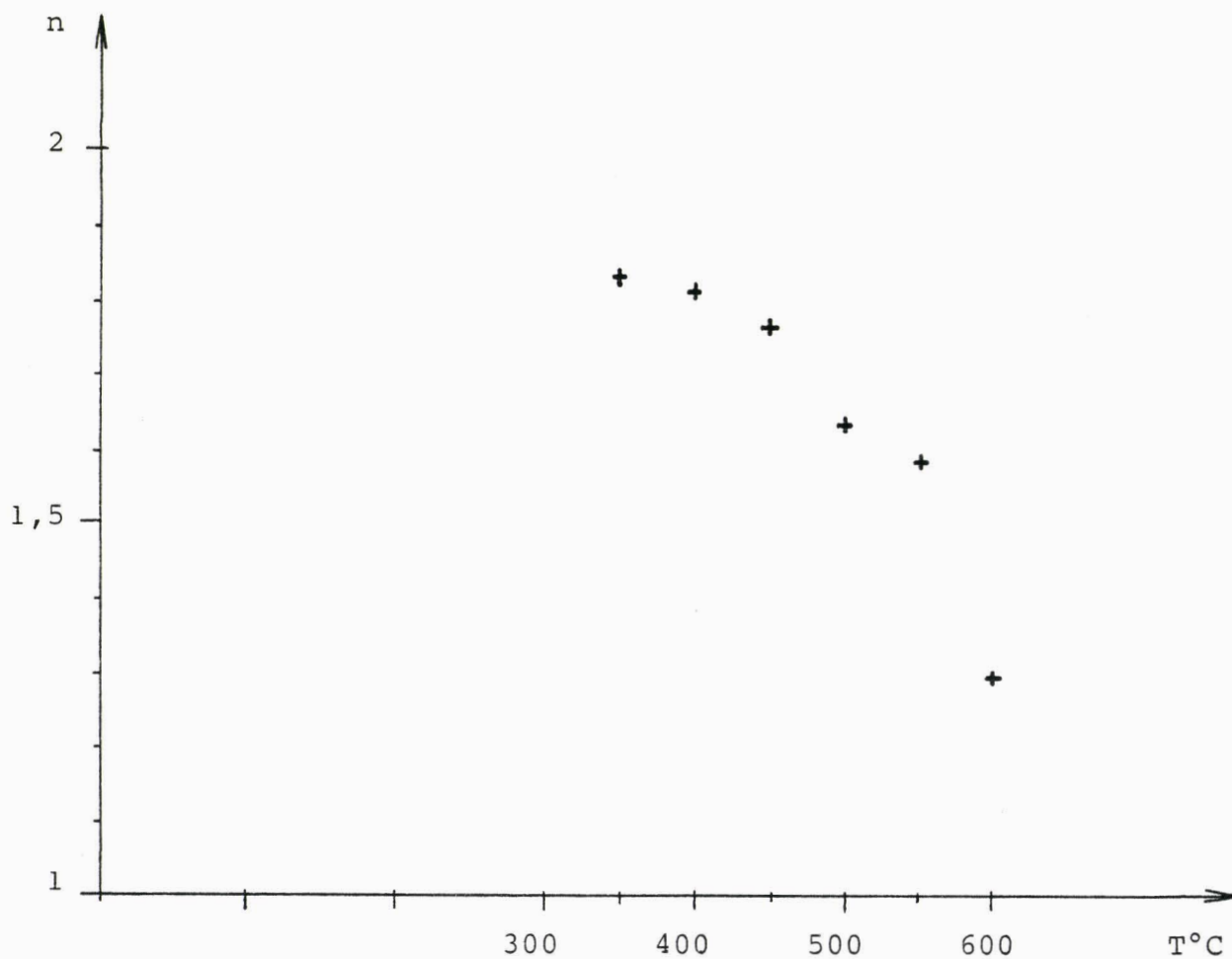


FIGURE III.3

*Dépendance de l'exposant  $n$  avec la température  $T$*

Dans des études plus récentes (13), TAIRA et ses collaborateurs tiennent compte de cette variation en utilisant une loi puissance de la forme :

$$n(T) = A T^{-\alpha} \quad (\text{III.16.})$$

Dans l'expression III.15, le facteur  $\lambda(T)$  ne représente donc pas la totalité de l'influence de la température sur l'endommagement.

#### III.4.4. EVALUATION DU FACTEUR D'ENDOMMAGEMENT $\lambda(T)$

A partir d'essais isothermes à même niveau de déformation  $\Delta\varepsilon_p$ , et avec l'hypothèse de  $n$  constant (12, p.92-93) TAIRA obtient la valeur de  $\lambda(T)$  ou, du moins, sa valeur relative  $\lambda(T) / \lambda(T_0)$ ;  $T_0$  étant une température de référence (prise égale à la température maximale du domaine étudié), suivant l'expression :

$$\frac{\lambda(T)}{\lambda(T_0)} = \frac{N_{T_0}}{N_T} \quad \text{si } n \text{ constant} \quad (\text{III.17.})$$

La figure III.4 montre les évolutions de  $\lambda(T) / \lambda(T_0)$  en fonction de  $T$  obtenues par TAIRA pour 2 aciers l'un peu allié à 0,16 % C, l'autre inoxydable de type 18-12 (AISI 347).

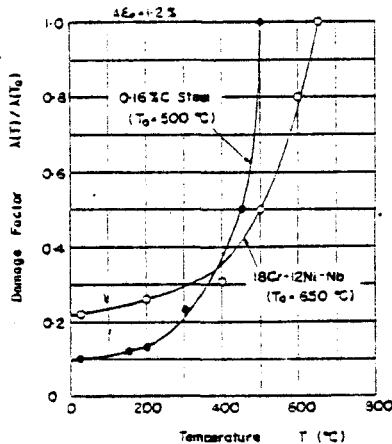


FIGURE III.4

Dépendance du facteur d'endommagement  $\lambda(T)$  avec la température (d'après (12))

Dans des travaux plus récents relatifs à l'acier à 0,16 % C (13) TAIRA exprime le facteur  $\lambda(T)$  sous forme de loi puissance en  $T$  :

$$\lambda(T) = B T^\beta \quad (\text{III.18.})$$

Nous avons vérifié que ce type de loi ne s'applique pas dans le cas de notre matériau.

Ces évaluations du facteur  $\lambda(T)$  sont faites à niveau de déformation  $\Delta\epsilon_p$  donné. Pour notre matériau, nous avons calculé les rapports  $N_{T_0}/N_T$  avec  $T_0 = 600^\circ$ , pour plusieurs niveaux de  $\Delta\epsilon_p$  (0,3 ; 0,37 ; 0,5 ; 0,8 ; 1 %). En nous inspirant de la représentation de TAIRA (Figure III.4) nous avons tracé de manière qualitative le réseau de courbes correspondant à ces diverses valeurs de  $\Delta\epsilon_p$  (voir Figure III.5).

La courbe  $N_{T_0}/N_T = f(T)$  à  $\Delta\epsilon_p$  donné varie donc fortement avec la valeur de  $\Delta\epsilon_p$  ce qui s'explique par la remarque déjà faite concernant la variation de  $n$  avec  $T$ .

Nous avons en effet :

$$\frac{N_{T_0}}{N_T} = \frac{\lambda(T)}{\lambda(T_0)} \cdot \Delta\epsilon_p^{(n_T - n_{T_0})} \quad (\text{III.19.})$$

Nous ne pourrions donc pas ici, pour évaluer  $\lambda(T)$ , adopter l'hypothèse simplificatrice d'un coefficient  $n$  constant dans le domaine de température étudié.

#### III.4.5. CONCLUSION

Bien que le modèle de TAIRA présente un grand intérêt puisqu'il fait apparaître dans l'expression (III.15.) du dommage par cycle un facteur d'endommagement lié à la température, pour cette étude étant donné la forte dépendance de l'exposant  $n$  avec  $T$ , ce modèle ne nous a pas permis de dégager de façon simple le rôle de la température dans l'endommagement.

Nous allons chercher à séparer l'influence des variables  $\Delta\epsilon_p$  et  $T$ .

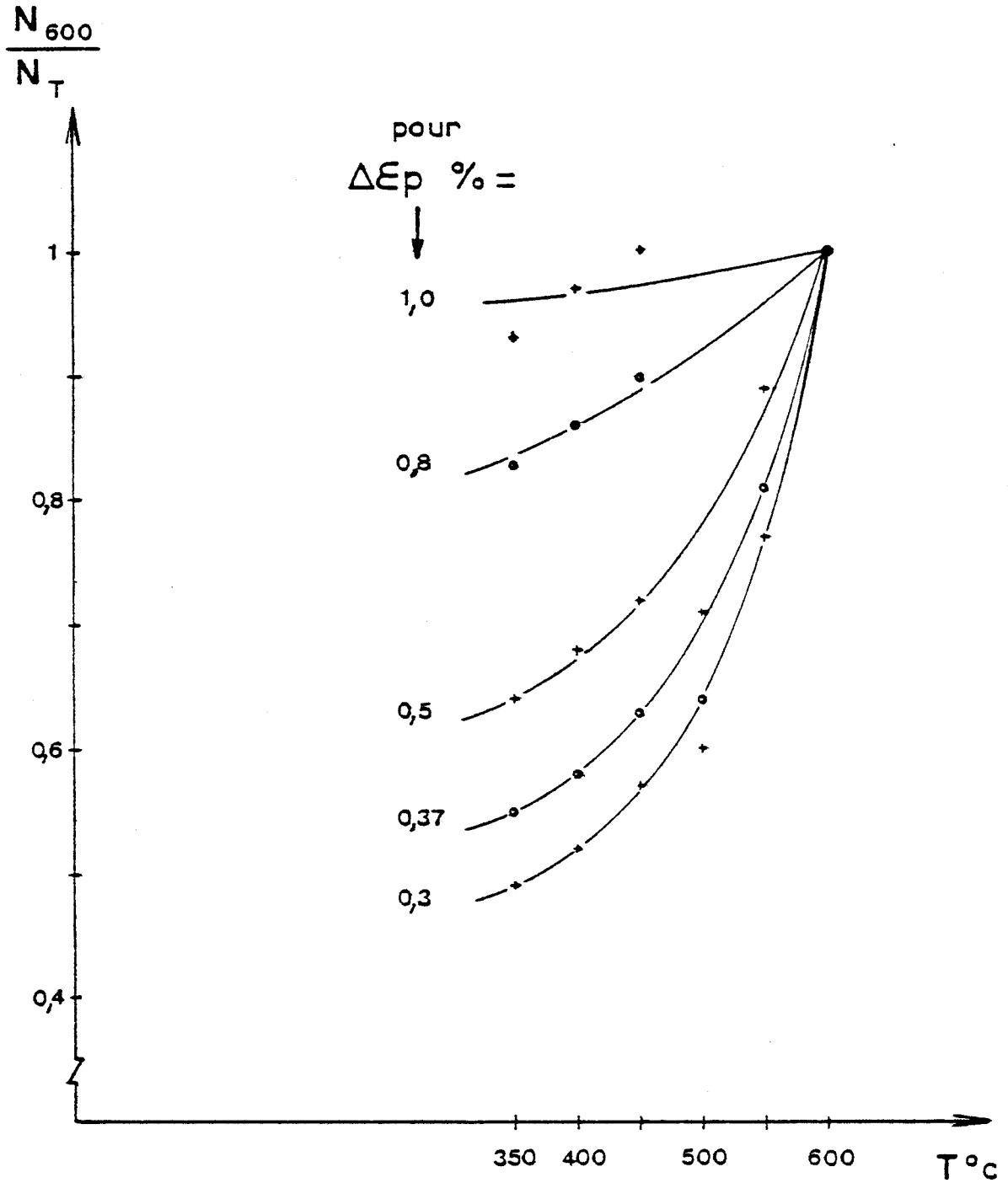


FIGURE III.5

Evolution du rapport  $N_{600} / N_T$  avec la température pour divers niveaux de déformation plastique  $\Delta\varepsilon_p$





III.5. MODELE D'ENDOMMAGEMENT PROPOSE

III.5.1. ANALYSE DES RESULTATS EXPERIMENTAUX

Reprenons les résultats expérimentaux du chapitre II et étudions de plus près la dépendance entre les 3 paramètres que sont le nombre de cycles à rupture  $N_R$ , la variation de déformation plastique  $\Delta\varepsilon_p$  et la température de l'essai  $T$ .

a) Plaçons-nous à dommage identique, donc à même durée de vie  $N_R$ , par exemple  $10^3$ ,  $4 \cdot 10^3$  et  $10^4$  cycles, les équations expérimentales (III.11.) nous donnent, avec les valeurs du tableau III.1, les valeurs de  $\Delta\varepsilon_p$  pour chaque température. Le tableau III.2 et la figure III.6 présentent ces résultats.

T°C	$\Delta\varepsilon_p$ (%) pour $N_R =$		
	$10^3$	$4 \cdot 10^3$	$10^4$
350	1,310	0,614	0,372
400	1,287	0,599	0,361
450	1,271	0,580	0,345
500	1,393	0,595	0,339
550	1,244	0,518	0,290
600	1,387	0,476	0,234

TABLEAU III.2

*Valeurs de la variation de déformation plastique aux diverses températures conduisant à des durées de vie égales*

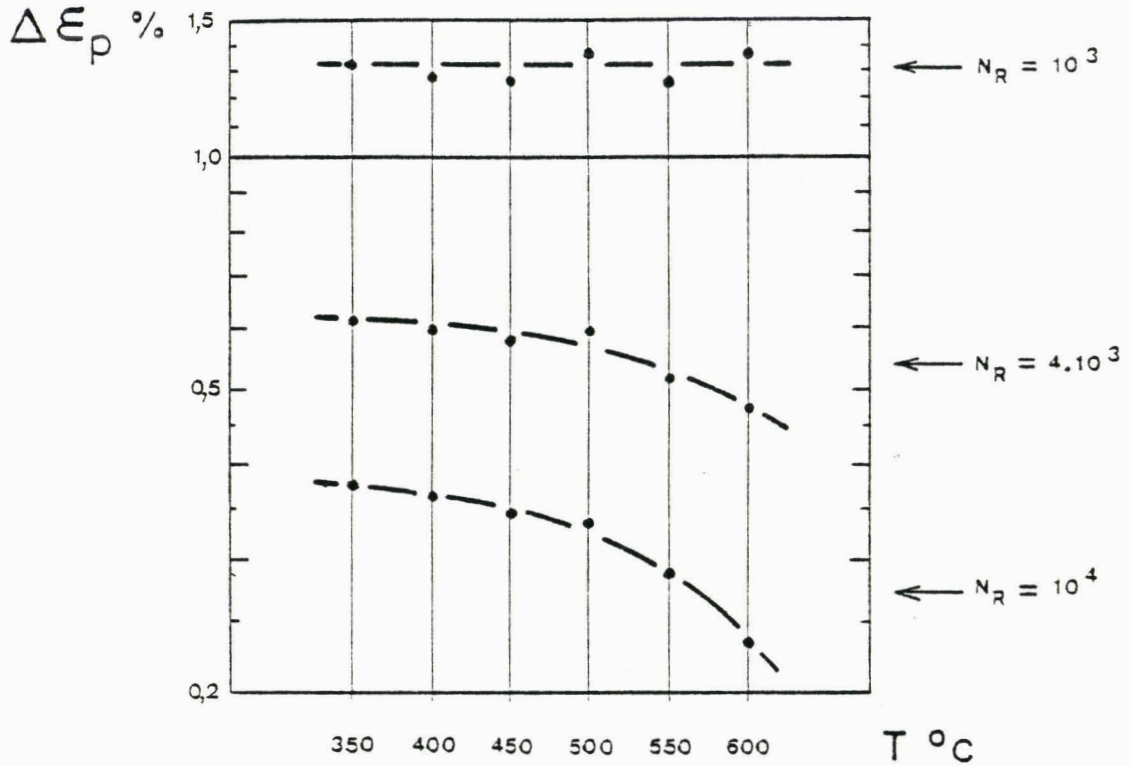


FIGURE III.6

Valeurs de la variation de déformation plastique pour un même nombre de cycles à rupture en fonction de la température

L'examen de la figure III.6 met en évidence que le processus d'endommagement prédominant pour les durées de vie plus courtes est essentiellement lié au niveau de déformation plastique, alors que pour les durées de vie plus longues, il est fortement dépendant de la température de l'essai.

b) Plaçons-nous à même niveau de déformation plastique  $\Delta \epsilon_p$ . la figure III.5 du paragraphe précédent nous montre le réseau de courbes obtenu pour les valeurs de  $\Delta \epsilon_p$  : 0,3 ; 0,37 ; 0,5 ; 0,8 et 1 % du paramètre  $(\frac{1}{N_R} \cdot N_{600})$  en fonction de la température . Là encore, il apparaît que plus le niveau de déformation  $\Delta \epsilon_p$  augmente, moins l'influence de la température est apparente.



c) En conclusion, il semble que l'endommagement produit par la fatigue soit simultanément lié à deux types de mécanismes fonction de la déformation plastique, le premier étant activé thermiquement, le second pas.

### III.5.2. EXPRESSION DU MODELE PROPOSE

Nous sommes ainsi amenés à exprimer l'endommagement sous la forme suivante :

$$\Delta\phi = \frac{1}{N_R} = f(\Delta\epsilon_p) \cdot e^{-\frac{Q}{RT}} + g(\Delta\epsilon_p) \quad (\text{III.20.})$$

où :

$g(\Delta\epsilon_p)$  représente la participation de mécanismes athermiques

$f(\Delta\epsilon_p) \cdot e^{-\frac{Q}{RT}}$  représente la contribution de mécanismes activés thermiquement, avec les notations habituelles :

Q énergie d'activation apparente en cal/mole. K,  
R constante des gaz parfaits (= 2 cal/mole.K) et  
T température absolue.

Pour des raisons de simplicité, les fonctions f et g de  $\Delta\epsilon_p$  sont assimilées à des lois en puissance  $A \Delta\epsilon_p^B$ .

D'où la forme de l'expression cherchée :

$$\frac{1}{N_R} = A_1 \Delta\epsilon_p^{B_1} e^{-\frac{Q}{RT}} + A_2 \Delta\epsilon_p^{B_2} \quad (\text{III.21.})$$

les constantes  $A_1$ ,  $B_1$ ,  $A_2$ ,  $B_2$  et Q étant indépendantes de  $\Delta\epsilon_p$  et de T seront ainsi caractéristiques du matériau dans le domaine étudié.

#### Remarque

Certains auteurs ont déjà tenté d'exprimer l'intervention de mécanismes activés thermiquement. Ainsi UDOGUCHI et WADA (14), pour corrélérer des essais de fatigue thermomécanique

sur un acier AISI 347 ont proposé de modifier la loi de MANSOON-COFFIN selon :

$$F(T) \cdot \Delta \epsilon_p \cdot N_R^c = C \quad (\text{III.22.})$$

où la fonction  $F(T)$  correspondant au facteur  $\lambda(T)$  de TAIRA est de la forme :

$$F(T) = e^{-\frac{Q}{T_m}} \left( 1 + C' \cdot \Delta T \cdot e^{-\frac{Q}{T_m}} \right) \quad (\text{III.23.})$$

avec  $T_m$ :  $t^\circ$  moyenne,  $\Delta T$  variation de température et  $C'$  constante.

Cependant, comme le constatent JASKE et LEIS (15) l'exposant  $c$  de (III.22) est supposé indépendant de la température et cette approche est donc contestable lorsque l'expérience montre une variation sensible de  $c$  avec la température.

D'autre part, la tentative de UDOGUCHI et WADA a été effectuée sur des essais réalisés à température variable ce qui en rend l'exploitation très délicate. Pour notre part nous cherchons ici à définir la contribution de l'activation thermique par la comparaison des résultats d'essais isothermes effectués à six températures différentes.

### III.5.3. CALCUL DES CONSTANTES

#### III.5.3.1. Méthode de calcul utilisée

Les valeurs de  $N_R$  sont calculées, par les équations expérimentales (III.11.), à chaque température pour 5 niveaux de déformation plastique  $\Delta \epsilon_p$ . Ces 5 niveaux (0,2 ; 0,3 ; 0,37 ; 0,5 et 0,6 %) sont choisis car il sont bien étayés par les essais réalisés.

Ces 30 valeurs ont été portées dans un système d'axes  $N_R - T$  et nous avons ensuite tracé de manière qualitative les 5 courbes  $[N_R = f(T)]_{\Delta \epsilon_p \text{ constant}}$ .

La figure III.7 montre le réseau de courbes ainsi défini (1).

Pour obtenir les paramètres de la loi recherchée, nous avons utilisé une méthode de simulation numérique par itérations successives (utilisant une méthode de régression par moindres carrés non linéaires) dont le programme est présenté tableau III.3.

Tous les calculs ont été effectués sur le mini-ordinateur APPLE II du Laboratoire.

Pour obtenir un bon ajustement, les 5 courbes de la figure III.7 sont représentées par 21 valeurs numériques chacune.

Le principe du calcul est détaillé pages suivantes.

---

(1) On peut voir sur cette figure que toutes les valeurs correspondant à  $T = 500^\circ\text{C}$  sont à l'écart des courbes. Il s'agit d'une "erreur systématique" dont l'origine a été dûment identifiée comme une erreur de réglage du calculateur MTS. Nous avons préféré laisser ces résultats tels quels plutôt que d'effectuer sur eux des corrections contestables.

Principe du calcul :

Il s'agit de déterminer le groupe de 5 constantes ( $A_1, B_1, Q', A_2, B_2$ ) du modèle (éq. III.21) conduisant à un système de valeurs calculées  $y_i^*$  corrélant simultanément de façon optimale le système des valeurs expérimentales  $y_i$

avec  $y_i = \frac{1}{N R_i}$  valeurs expérimentales estimées selon la figure III.7

$$y_i^* = \frac{1}{N R_{calc.i}} = A_1 \cdot \Delta \varepsilon_{p_i}^{B_1} \cdot e^{\frac{Q'}{T_i}} + A_2 \cdot \Delta \varepsilon_{p_i}^{B_2}$$

L'indice  $i$  (de 1 à 105) représentant dans ces notations un couple de valeurs des paramètres  $\Delta \varepsilon_p$  et  $T$ .

Notons  $X_j$  ( $j = 1$  à 5) les 5 constantes recherchées.

Le système d'équations  $y_i^*$  n'est pas linéaire relativement aux  $X_j$ .

Ecrivons la différentielle des  $y_i^*$

$$dy_i^* = \sum_j \frac{\partial y_i^*}{\partial X_j} dx_j$$

avec :

$$\frac{\partial y_i^*}{\partial X_1} = \frac{\partial y_i^*}{\partial A_1} = \Delta \varepsilon_{p_i}^{B_1} \cdot e^{\frac{Q'}{T_i}}$$

$$\frac{\partial y_i^*}{\partial X_2} = \frac{\partial y_i^*}{\partial B_1} = A_1 \cdot \Delta \varepsilon_{p_i}^{B_1} \cdot \ln \Delta \varepsilon_{p_i} \cdot e^{\frac{Q'}{T_i}}$$

$$\frac{\partial y_i^*}{\partial X_3} = \frac{\partial y_i^*}{\partial Q'} = A_1 \cdot \Delta \varepsilon_{p_i}^{B_1} \cdot \frac{1}{T_i} \cdot e^{\frac{Q'}{T_i}}$$

$$\frac{\partial y_i^*}{\partial X_4} = \frac{\partial y_i^*}{\partial A_2} = \Delta \epsilon_{p_i}^{B_2}$$

$$\frac{\partial y_i^*}{\partial X_5} = \frac{\partial y_i^*}{\partial B_2} = A_2 \cdot \Delta \epsilon_{p_i}^{B_2} \cdot \ln \Delta \epsilon_{p_i}$$

Le système d'équations  $dy_i^*$  est linéaire par rapport aux  $dX_j$ . Pour le résoudre, écrivons-le sous forme matricielle :

$$[Dy^*] = [W] [DX]$$

$[Dy^*]$  étant le vecteur des  $dy_i^*$

$[W]$  étant la matrice des dérivées partielles

$[DX]$  étant le vecteur des  $dX_j$

La solution de ce système surabondant s'écrit :

$$[DX] = \left( [W^t] \cdot [W] \right)^{-1} \cdot \left( [W^t] \cdot [Dy^*] \right)$$

A partir de valeurs initiales  $X_{j_0}$ , nous obtenons ainsi les écarts  $dX_j$  corrigeant ces valeurs de départ. Le calcul est poursuivi à partir des nouvelles valeurs  $(X_{j_0} + dX_j)$ , et ainsi de suite par itération. Le test d'arrêt de cette itération correspond à la minimisation de la quantité  $S$

$$S = \sum_i (y_i - y_i^*)^2 \quad \text{principe des moindres carrés}$$

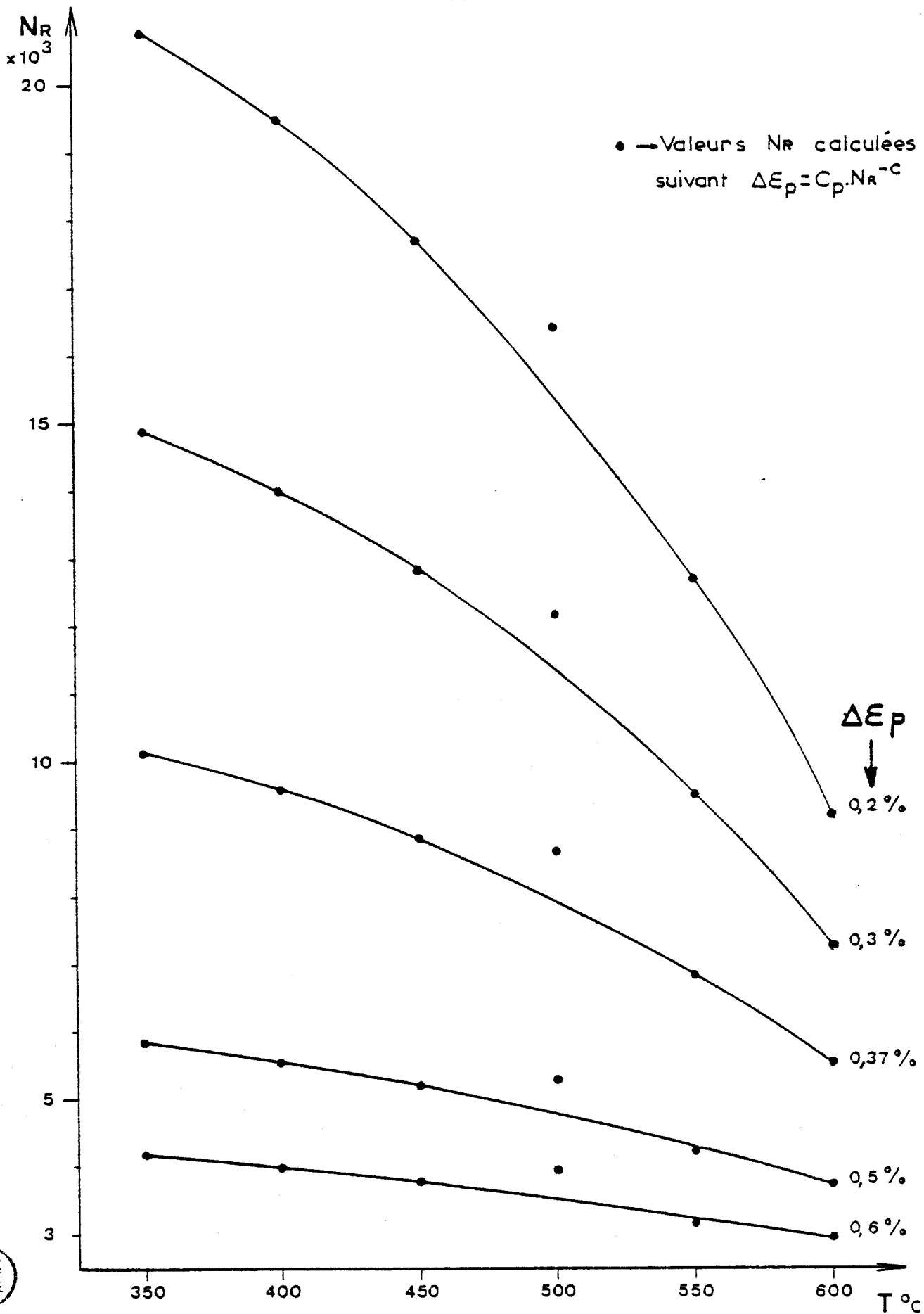


FIGURE III.7

Courbes  $N_R = f(T)$  obtenues pour 5 valeurs de la variation de déformation plastique  $\Delta \epsilon_p$

```

900 FOR I = 1 TO M
910 FOR J = 1 TO M
920 C(I,J) = 0:DX(I,J) = 0
930 NEXT J
935 H(I) = 0:DX(I) = 0
936 NEXT I
940 FOR I = 1 TO M
950 FOR J = 1 TO 2 * M
960 ARCI(J) = 0:BRCK(J) = 0
970 NEXT J,I
980 X = FRE (0)
1000 FOR I = 1 TO M
1012 S = 0
1014 FOR J = 1 TO N
1016 S = S + A(J,I) * BY(J)
1018 P(I) = S
1020 NEXT J,I
1022 FOR I = 1 TO M
1024 FOR J = 1 TO M
1026 S = 0
1028 FOR K = 1 TO N
1030 S = S + A(K,I) * A(K,J)
1032 NEXT K
1034 C(J,I) = S
1036 NEXT J,I
1038 FOR I = 1 TO M
1040 FOR J = 1 TO M
1042 ARCI(J) = C(I,J)
1043 NEXT J,I
1044 ID = M + 1
1048 FOR I = 1 TO N
1050 FOR J = ID TO FI
1052 ARCI(J) = 0
1053 NEXT J,I
1054 FOR I = 1 TO M
1056 J = M + I
1058 ARCI(J) = 1
1059 NEXT I
1060 FOR K = 1 TO M
1062 FOR J = 1 TO FI
1064 BRCK(J) = ARCK(J) / ARCK(K)
1066 NEXT J
1068 FOR I = 1 TO M
1070 IF I = K THEN 1078
1072 FOR J = 1 TO FI
1074 BRCK(J) = ARCI(J) - ARCI,K) * BRCK(J)
1076 NEXT J
1078 NEXT I
1080 FOR I = 1 TO M
1082 FOR J = 1 TO FI
1084 ARCI(J) = BRCK(J)
1086 NEXT J,I
1087 NEXT K
1088 FOR I = 1 TO M
1090 FOR J = 1 TO M
1092 A = J + M
1094 C(I,J) = ARCI,K)
1096 NEXT J,I

```

```

XPALIST
10 N = 105
11 M = 5
12 FI = 2 * M
13 DIM Y(N),DY(N),A(M,M)
14 DIM H(M),CC(M,M),C(M,M),ARCM(FI),BRCK(FI),DX(M)
15 DIM EPC(5)
16 H = 10 / 5
20 INPUT A1,B1,C,A2,R2
30 FOR J = 1 TO M
32 READ EPC(J)
34 FOR I = 1 TO 21
36 READ Y(C - 1) * 21 + I)
38 NEXT I,J
50 T = 610.5
52 IT = 1
55 JT = JT + 1
60 PRINT " ITERATION NO",JT
65 FOR I = 1 TO M
67 IF T = 873 THEN T = 610.5:IT = IT + 1
68 T = T + 12.5: X = 1 / T
69 V = EPC(IT)
70 Z1 = A1 * V + B1
72 Z2 = EXP (C * X)
73 Z3 = A2 * V + B2
74 YC = Z1 * Z2 + Z3
75 DY(I) = H / V(I) - YC
80 ACI,1) = (Z1 / A1) * Z2
82 ACI,2) = Z1 * Z2 * LOG (V)
84 ACI,3) = Z1 * X * Z2
86 ACI,4) = Z3 / A2
88 ACI,5) = Z3 * LOG (V)
105 NEXT
110 GOSUB 900
120 A1 = A1 + DX(1)
130 B1 = B1 + DX(2)
132 C = C + DX(3)
134 A2 = A2 + DX(4)
136 B2 = B2 + DX(5)
145 PRINT : PRINT A1,B1: PRINT :
146 PRINT 0: PRINT A2,B2: PRINT
147 PRINT 6
150 PRINT " ON CONTINUE? Y/N"
155 INPUT FB
160 IF FB = "Y" GOTO 50
163 IT = 1
165 T = 610.5
170 FOR I = 1 TO N
172 IF T = 873 THEN T = 610.5:IT = IT + 1
173 T = T + 12.5: X = 1 / T
190 YC = A1 * EPC(IT) + B1 * EXP (C * X) + A2 * EPC(IT) + B2
200 YC = H / YC
205 IF T = 623 THEN PRINT " COURSE NO ";IT;" DELTA-
EPC(I) =";EPC(IT): PRINT
210 PRINT I: TAB(6): T - 273: TAB(15): YC(I): TAB(25): YC
220 NEXT
240 GOTO 150

```

TABLEAU III.3 (page 1)

Programme de calcul utilisé pour obtenir les 5 constantes du modèle proposé





JRUN  
771900,1.295,-6812,53.3,1.717

ITERATION NO1

-49205.3773      .671473633

-5880.5206

62.5630141      1.92890072

.0202372849  
ON CONTINUE? Y/N  
?

!  
!  
!  
!  
!

ITERATION NO5

17334.1482      .691721264

-6122.96778

63.0445586      1.90968273

4.02922486E-06  
ON CONTINUE? Y/N  
?Y

ITERATION NO6

17357.7231      .691823076

-6124.10874

63.0428362      1.90959108

2.12086936E-06  
ON CONTINUE? Y/N

```

1094 FOR I = 1 TO N
1100 S = 0
1102 FOR K = 1 TO M
1104 S = S + C(I,K) * B(K)
1106 NEXT K
1108 FX(I) = S
1110 NEXT I
1120 V = 0
1122 FOR I = 1 TO N
1124 U = 0
1126 FOR J = 1 TO M
1128 U = U + DX(J) * A(I,J)
1130 V = FX(I) - U
1132 W = V + V * V
1134 NEXT J
1136 W = W / (N - 6)
1150 RETURN
    
```

JL15T5000,5500

```

5000 DATA .25
5010 DATA 20757,20470,20160,19830,19470,19070,18640
5020 DATA 18160,17685,17145,16600,16025,15400,14760
5030 DATA 14075,13390,12665,11960,11150,10280,9201
5040 DATA .3
5050 DATA 14864,14670,14450,14230,13993,13740,13450
5060 DATA 13150,12815,12440,12055,11650,11250,10830
5070 DATA 10400,9950,9491,9000,8500,7950,7266
5080 DATA .37
5090 DATA 10123,10000,9860,9720,9570,9400,9230
5100 DATA 9050,8847,8640,8400,8160,7920,7670
5110 DATA 7400,7110,6811,6500,6200,5870,5537
5120 DATA .5
5130 DATA 5832,5750,5680,5605,5547,5450,5375
5140 DATA 5280,5197,5090,4990,4880,4775,4650
5150 DATA 4525,4400,4275,4150,4020,3890,3749
5160 DATA .6
5170 DATA 4176,4130,4080,4040,3986,3940,3880
5180 DATA 3830,3766,3720,3650,3590,3525,3460
5190 DATA 3400,3325,3250,3180,3110,3030,2960
    
```

TABLEAU III.3 (page 2)

Programme de calcul utilisé. Résultats obtenus



### III.5.3.2. Résultats obtenus

Les résultats du programme sont montrés Tableau III.3, 2ème page et conduisent à l'écriture suivante du modèle proposé :

$$\frac{10^5}{N_R} = 17\,350 \cdot \Delta\varepsilon_p^{0,612} \cdot e^{-\frac{12,24}{RT}} + 63,04 \cdot \Delta\varepsilon_p^{1,91} \quad (\text{III.24.})$$

où  $Q$  est en Kcal/mole.K et  $\Delta\varepsilon_p$  en % et avec  $R = 2 \cdot 10^{-3}$  kcal/mole.K.

La précision de la corrélation ainsi obtenue entre les 30 valeurs de référence (représentées par des ● sur la figure III.7 <sup>(1)</sup>) est très satisfaisante comme le montre le calcul détaillé tableau III.4.

$$\text{Les écarts } \frac{N_R \text{ MANSON} - N_R \text{ CALCULEES PAR (III.17.)}}{N_R \text{ MANSON (Eq. III.1)}}$$

restent très faibles, la valeur maximale étant 4,9 %.

---

(1) Sauf pour la température de 500°C pour laquelle, en raison de la remarque précédemment faite, l'évaluation n'a pas de sens.

```

10 J = 0
20 N = 6
45 INPUT EP
47 PRINT " 17350 , .692 , -6120 , 63.04 , 1.91 "
49 PRINT
51 PRINT " VALEURS DE NR POUR DELTA EPSILON P = ";EP; PRINT
52 PRINT : PRINT "I"; TAB( 4);"T C"; TAB( 9);"NR MANSON"; TAB( 1
5);
53 PRINT "NR CALCUL"; TAB( 15);"ECART %": PRINT
54 J = J + 1
55 T = 573
60 FOR I = 1 TO N
62 READ Y(I)
65 T = T + 50;X = 1 / T
70 YC = 17350 * (EP + .692) * EXP ( - 6120 * X) + 63.04 * EP + 1
.91
80 YC = 10 + 5 / YC
85 B% = YC
87 E% = 1000 * (Y(I) - YC) / Y(I)
91 PRINT I; TAB( 4);T - 273; TAB( 11);Y(I); TAB( 17);
92 PRINT B%; TAB( 25);
93 PRINT E% / 10
95 NEXT
100 RESTORE
110 GOTO 20
1000 DATA
    
```

VALEURS DE NR POUR DELTA EPSILON P = .25%				
I	T°C	NR MANSON	NR CALCUL	ECART %
1	350	20757	20731	.1
2	400	19470	19191	1.4
3	450	17685	17051	3.5
4	500	15400	14521	5.7
5	550	12665	11929	5.8
6	600	9201	9557	-3.9

VALEURS DE NR POUR DELTA EPSILON P = .3%				
I	T°C	NR MANSON	NR CALCUL	ECART %
1	350	14864	14855	0
2	400	13993	13946	.3
3	450	12815	12638	1.3
4	500	11250	11023	2
5	550	9491	9286	2.1
6	600	7266	7616	-4.9

VALEURS DE NR POUR DELTA EPSILON P = .37%				
I	T°C	NR MANSON	NR CALCUL	ECART %
1	350	10123	10090	.3
2	400	9570	9598	-.4
3	450	8847	8868	-.3
4	500	7920	7926	-.1
5	550	6811	6859	-.8
6	600	5537	5777	-4.4

VALEURS DE NR POUR DELTA EPSILON P = .5%				
I	T°C	NR MANSON	NR CALCUL	ECART %
1	350	5832	5761	1.2
2	400	5547	5561	-.3
3	450	5197	5252	-1.1
4	500	4775	4833	-1.3
5	550	4275	4327	-1.3
6	600	3749	3778	-.8

VALEURS DE NR POUR DELTA EPSILON P = .6%				
I	T°C	NR MANSON	NR CALCUL	ECART %
1	350	4176	4094	1.9
2	400	3986	3979	.1
3	450	3766	3797	-.9
4	500	3525	3545	-.6
5	550	3250	3231	.5
6	600	2960	2877	2.8



TABLEAU III.4

Calcul des écarts (%) entre les valeurs de référence (Fig.III.7) et les valeurs calculées par le modèle proposé (équation III.24)

Il est intéressant de préciser quantitativement dans l'expression du dommage par cycle  $\Delta\phi = \frac{1}{N_R}$  (éq.III.21.), l'importance relative du terme activé thermiquement et du terme athermique.

La figure présentée ci-dessous montre, à partir de l'équation III.24, pour deux niveaux de  $\Delta\varepsilon_p$  et pour les températures 350 et 600°, la contribution dans le dommage par cycle exprimée en pourcentage des mécanismes d'endommagement activés thermiquement soit :

$$\frac{A_1 \cdot \Delta\varepsilon_p^{B_1} \cdot e^{-\frac{Q}{RT}}}{A_1 \cdot \Delta\varepsilon_p^{B_1} \cdot e^{-\frac{Q}{RT}} + A_2 \Delta\varepsilon_p^{B_2}} \times 100$$

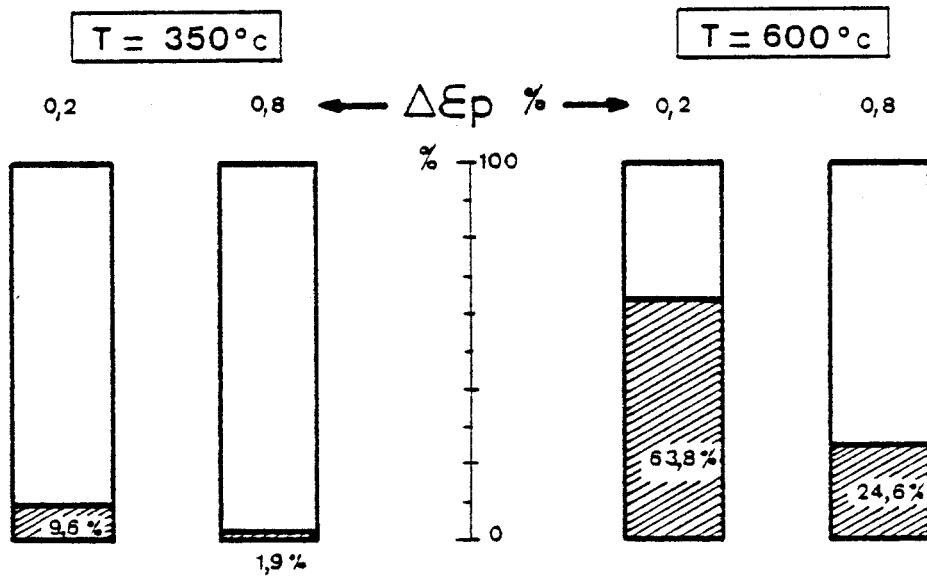


FIGURE III.7.a

Contribution (en %) des mécanismes activés thermiquement dans le dommage par cycle

III.5.4. COMPARAISON ENTRE LES VALEURS DE  $N_R$  CALCULEES PAR LE MODELE PROPOSE, LES COURBES DE MANSON-COFFIN ET LES VALEURS EXPERIMENTALES

Considérons des essais de fatigue oligocyclique isotherme. Pour les 6 températures (de 350 à 600°C) du domaine étudié, calculons les durées de vie  $N_R$  par l'équation (III.24.) à divers niveaux de déformation plastique. Le tableau III.5 présente ces résultats.

La figure III.8 montre dans un diagramme bi-logarithmique le faisceau de courbes de résistance à la fatigue oligocyclique isotherme prédites par le modèle proposé (Eq. III.24.).

A T constant, ces courbes correspondent à des fonctions du type :

$$\frac{1}{N_R} = a_1 \cdot \Delta \epsilon_p^{B_1} + a_2 \cdot \Delta \epsilon_p^{B_2} \quad (\text{III.25.})$$

et ne sont donc pas des droites dans un tel diagramme.

Le faisceau de cette figure peut être comparé à celui des droites de MANSON-COFFIN qui a été présenté figure II.23.

Pour les températures extrêmes (350 et 600°C) du domaine étudié, pour lesquelles nous avons le plus grand nombre de résultats expérimentaux, la figure III.9 permet la comparaison entre les courbes prédites, les droites de MANSON-COFFIN et les résultats des essais. Il apparaît nettement que la corrélation avec les essais est très bonne, la dispersion expérimentale étant beaucoup plus large que l'écart entre la courbe d'endurance prédite et la droite de MANSON-COFFIN.

```

10 J = 0
20 N = 10
45 INPUT T
46 TK = T + 273
47 PRINT " 17350 , .692 , -6120 , 63.04 , 1.91 "
49 PRINT
51 PRINT "  VALEURS DE NR A T =";T;"  C": PRINT
52 PRINT : PRINT "I"; TAB( 6);"DELTA EPSILON P %"; TAB( 10);"NR
   CALCUL": PRINT
56 J = J + 1
58 EP = 0
60 FOR I = 1 TO N
65 EP = EP + .1
70 YC = 17350 * (EP + .692) * EXP ( - 6120 / TK) + 63.04 * EP +
   1.91
80 YC = 10 + 5 / YC
91 PRINT I; TAB( 9);EP;
92 PRINT TAB( 23); INT (YC + .5)
95 NEXT
100 RESTORE
110 GOTO 20

```

VALEURS DE NR A T =350 °C			VALEURS DE NR A T =500 °C		
I	DELTA EPSILON P %	NR CALCUL	I	DELTA EPSILON P %	NR CALCUL
1	.1	103459	1	.1	48531
2	.2	31025	2	.2	20038
3	.3	14856	3	.3	11024
4	.4	8732	4	.4	6990
5	.5	5762	5	.5	4834
6	.6	4095	6	.6	3546
7	.7	3065	7	.7	2715
8	.8	2383	8	.8	2147
9	.9	1908	9	.9	1741
10	1	1563	10	1	1442

VALEURS DE NR A T =400 °C			VALEURS DE NR A T =550 °C		
I	DELTA EPSILON P %	NR CALCUL	I	DELTA EPSILON P %	NR CALCUL
1	.1	85336	1	.1	35035
2	.2	28131	2	.2	15942
3	.3	13946	3	.3	9286
4	.4	8342	4	.4	6105
5	.5	5561	5	.5	4328
6	.6	3979	6	.6	3232
7	.7	2992	7	.7	2507
8	.8	2335	8	.8	2003
9	.9	1874	9	.9	1638
10	1	1539	10	1	1365

VALEURS DE NR A T =450 °C			VALEURS DE NR A T =600 °C		
I	DELTA EPSILON P %	NR CALCUL	I	DELTA EPSILON P %	NR CALCUL
1	.1	65843	1	.1	25265
2	.2	24300	2	.2	12413
3	.3	12638	3	.3	7616
4	.4	7756	4	.4	5192
5	.5	5253	5	.5	3778
6	.6	3798	6	.6	2877
7	.7	2877	7	.7	2266
8	.8	2257	8	.8	1832
9	.9	1820	9	.9	1513
10	1	1499	10	1	1271

TABLEAU III.5

Valeurs de  $N_R$  calculées, par le modèle proposé, à divers niveaux de déformation plastique, pour des essais de fatigue oligocyclique isotherme

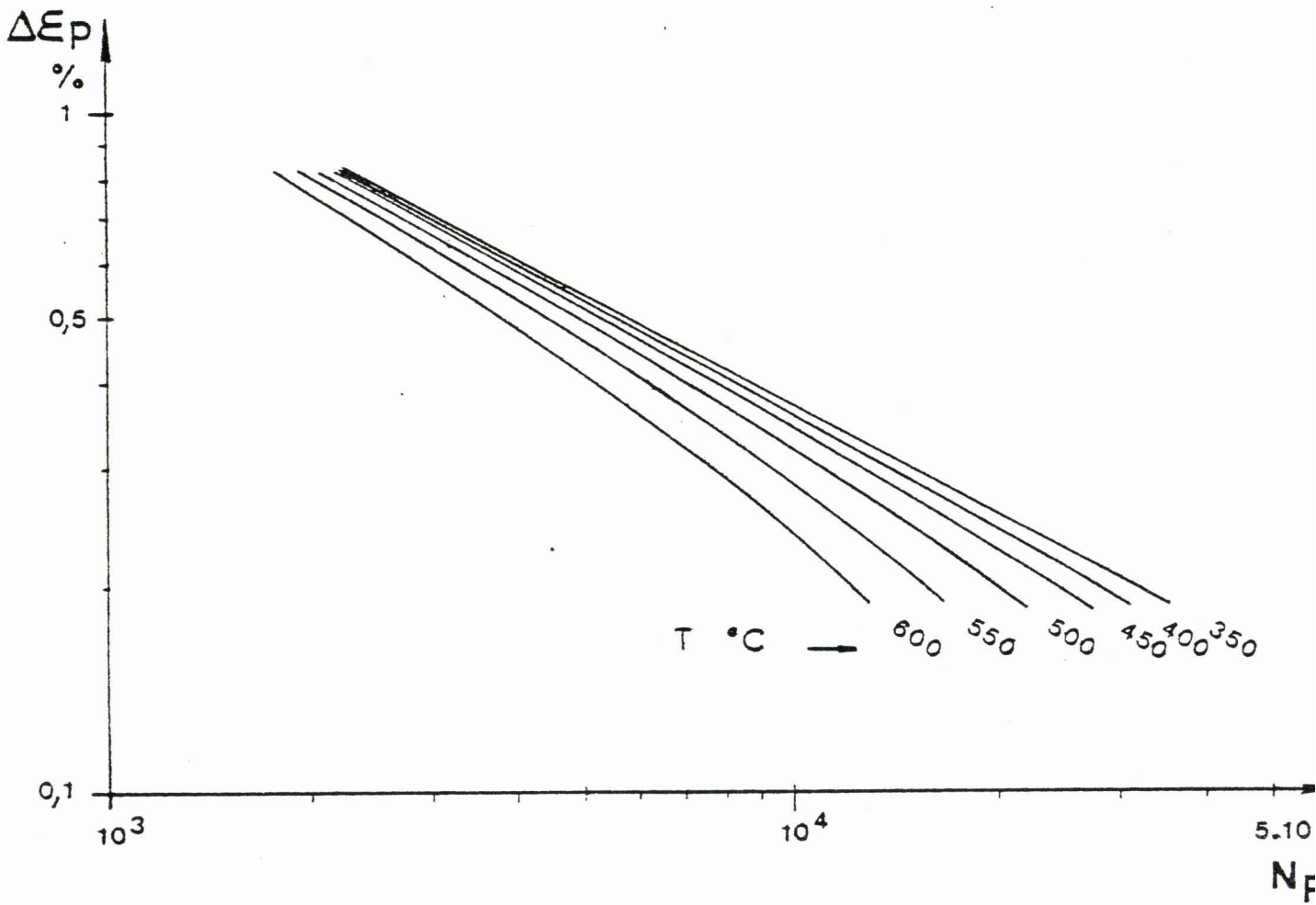
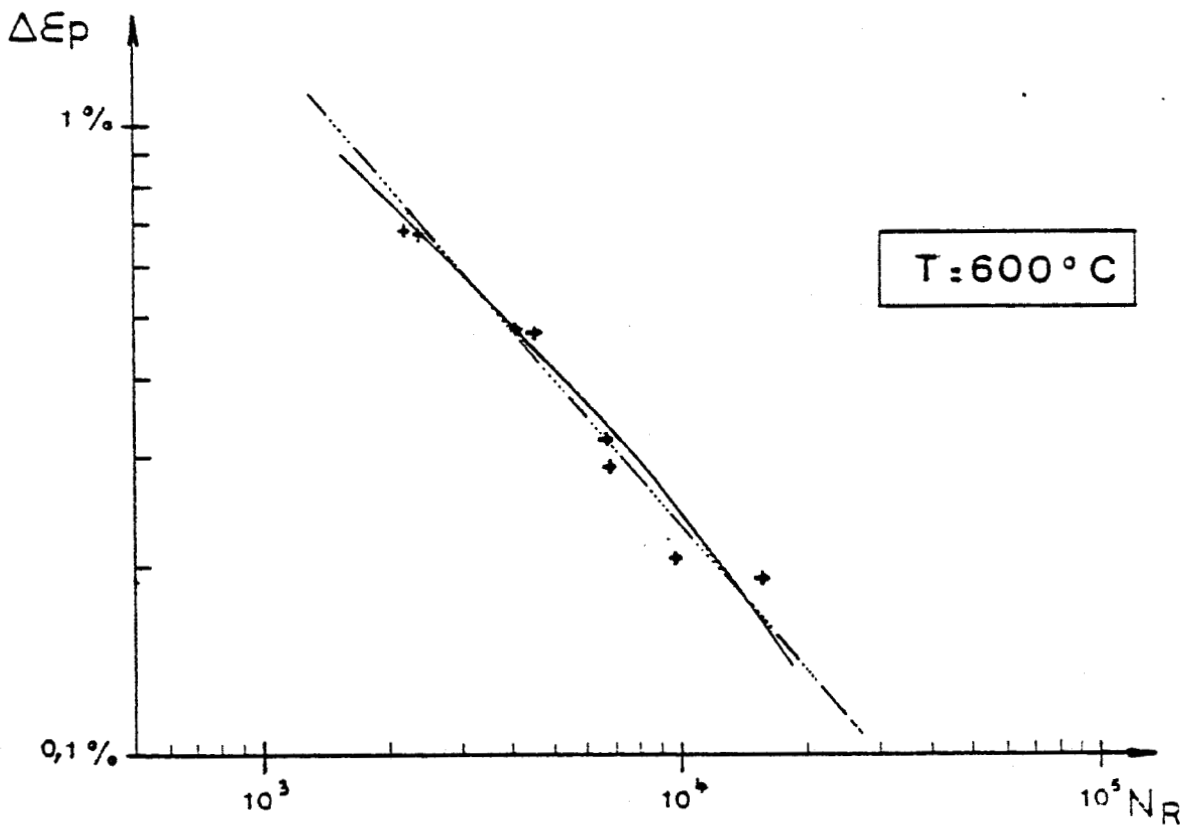
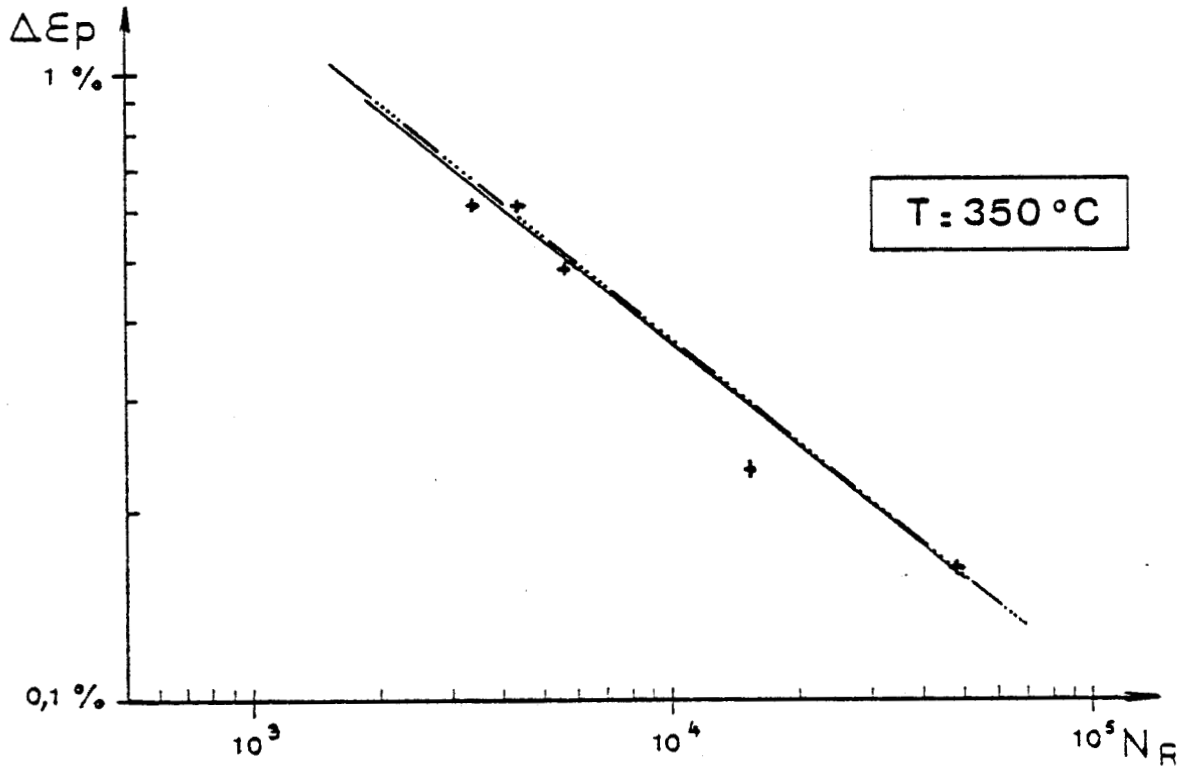


FIGURE III.8

Faisceau de courbes de résistance à la fatigue oligocyclique isotherme prédites par le modèle proposé (équation III.24)

(à comparer avec la figure II.23)





- + Valeurs expérimentales
- Courbe d'après modèle proposé (éq. III.24)
- - - Droite de MANSON-COFFIN (éq. III.11)

FIGURE III.9

Comparaison entre les courbes d'endurance prédites par le modèle proposé, les droites de MANSON-COFFIN et les essais à 350° et 600°C







### III.6. CONCLUSION

Pour estimer la durée de vie  $N_R$ , dans des domaines de température (350 - 600°C) et de variation de déformation plastique  $\Delta\epsilon_p$  (0,2 - 0,6 %) et pour des essais conduits à  $\dot{\epsilon} = 4.10^{-3} \text{ s}^{-1}$ , nous proposons le modèle de prévision de la durée de vie  $N_R$  suivant (avec  $\Delta\epsilon_p$  en %, T en degrés K) :

$$\frac{1}{N_R} = A_1 \cdot \Delta\epsilon_p^{B_1} \cdot e^{-\frac{Q}{RT}} + A_2 \cdot \Delta\epsilon_p^{B_2} \quad (\text{III.26.})$$

où :

$$A_1 = 17\,350 \cdot 10^{-5} \quad B_1 = 0,692$$

$$A_2 = 63,05 \cdot 10^{-5} \quad B_2 = 1,910$$

$Q = 12,24 \text{ kcal/mole.K}$  énergie d'activation apparente

sont, dans le domaine étudié, des constantes caractéristiques du matériau et  $R = 2.10^{-3} \text{ kcal/mole.K}$ .

Les valeurs prédites par ce modèle sont en très bon accord avec les résultats expérimentaux (Figure III.9), les écarts avec les lois de MANSOON-COFFIN communément admises étant d'ailleurs plus faibles que la dispersion expérimentale.

Ces résultats nous permettent de définir une "surface d'endurance" représentative de la relation  $N_R = f(\Delta\epsilon_p, T)$ , définie par l'équation (III.26.), dans un trièdre (T,  $\Delta\epsilon_p$ ,  $N_R$ ) (Figure III.10).

Il est intéressant de voir si la validité du modèle de prédiction proposé s'étend au-delà du domaine étudié. Pratiquement, il s'agit de comparer les valeurs calculées par l'équation (III.26.) pour des valeurs de  $\Delta\epsilon_p$  et de T hors du domaine qui a servi à la définition du modèle, et de les comparer avec des résultats d'essais.

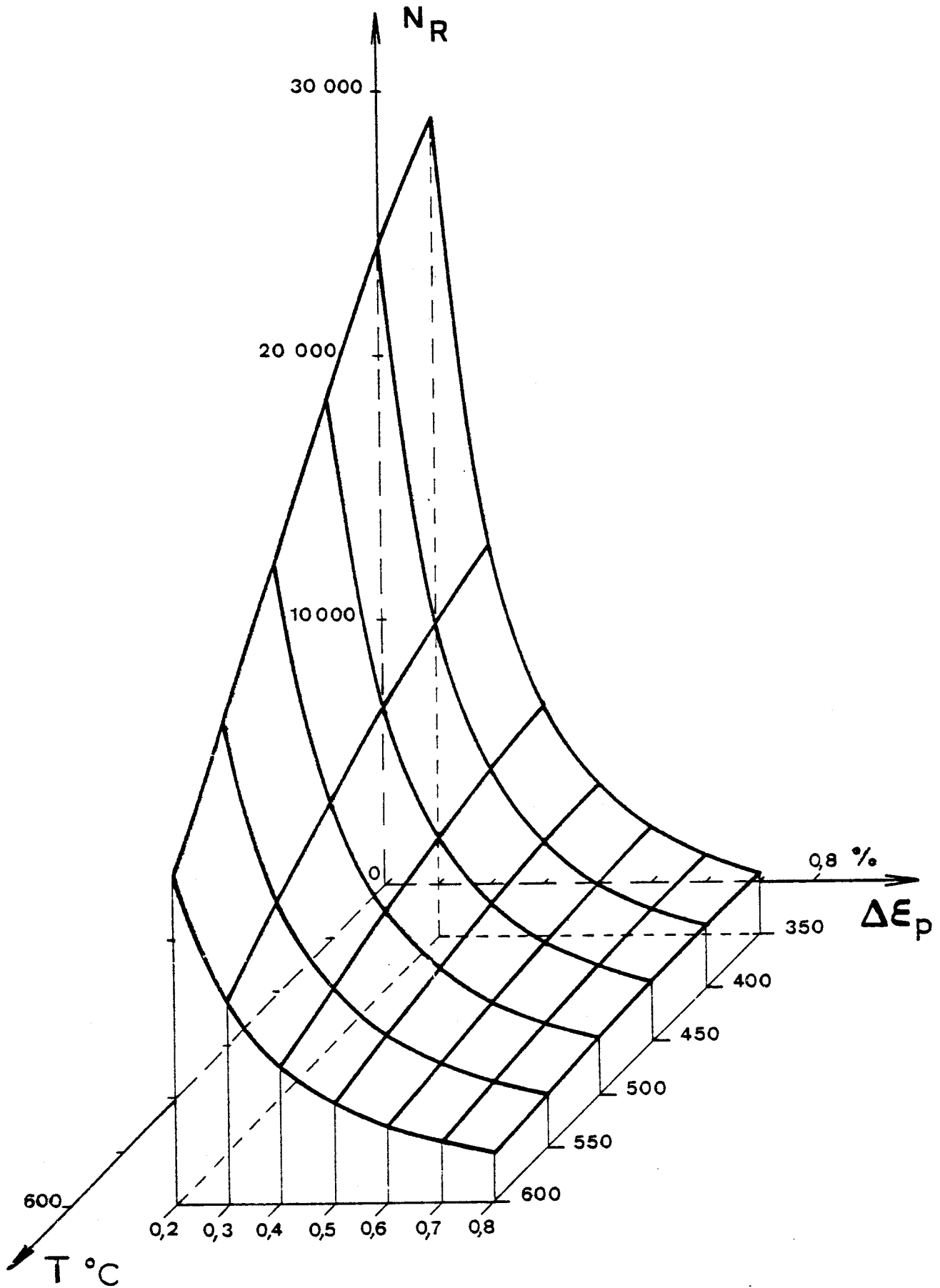


FIGURE III.10

Représentation de la "Surface d'Endurance"  
 $N_R = f(\Delta\epsilon_p, T)$  définie par le modèle proposé

a - en ce qui concerne le paramètre  $\Delta\epsilon_p$ , cette démarche peut être faite puisqu'une douzaine d'essais effectués à 350 et 600°C sont hors du domaine de définition initial, celui-ci étant relativement étroit en raison du faible nombre d'essais aux 4 températures intermédiaires.

La figure III.11 montre cette comparaison entre les durées de vie expérimentales et les durées de vie prédites pour tous les essais effectués à 350 et 600°C.

On appelle facteur de dispersion le rapport entre les durées prédite et expérimentale pour les mêmes conditions.

On constate que :

- 1°) Les points correspondant au domaine de définition initial ( $\Delta\epsilon_p = 0,2 - 0,8 \%$ ) sont - à l'exception d'un seul - situés dans une bande de dispersion correspondant à un facteur 1,25.
- 2°) Hors de ce domaine :
  - jusque  $\Delta\epsilon_p = 2,5 \%$ , tous les points restent dans cette même bande de dispersion
  - au-dessus de  $\Delta\epsilon_p = 2,5 \%$ , deux des 6 points y sont encore. Pour les 4 autres, le modèle proposé est conservatif.
- 3°) Tous les points sont dans une bande de dispersion de facteur 2,1.

Bien sûr, quelques essais complémentaires aux 4 températures intermédiaires permettraient de définir les 5 paramètres sur un domaine initial plus large et probablement de réduire ainsi le facteur de dispersion 2,1.

b - en ce qui concerne le paramètre T, il serait souhaitable de réaliser quelques essais complémentaires hors du domaine de température étudié.

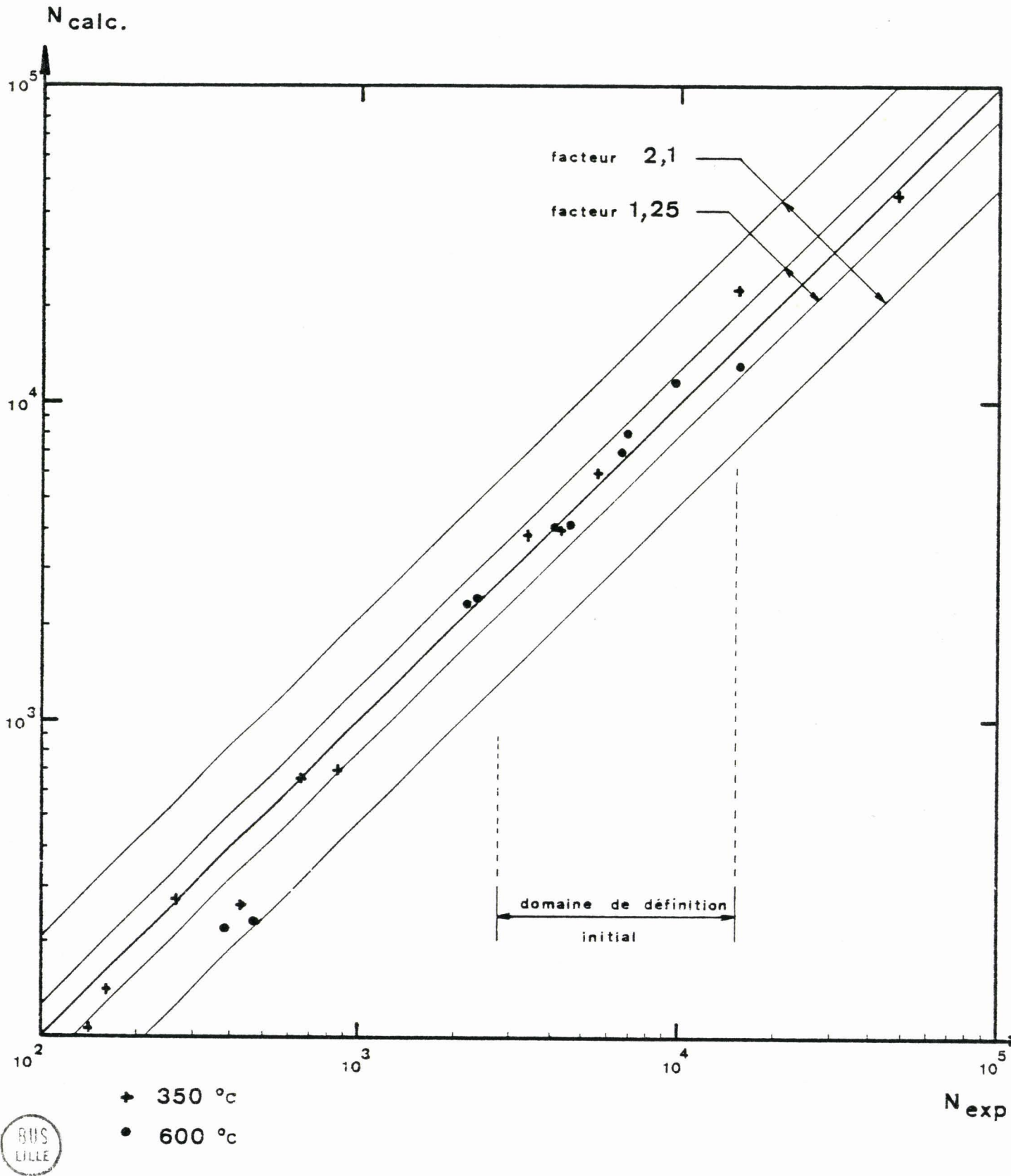


FIGURE III.11

Comparaison entre les durées de vie expérimentales et les durées de vie calculées par le modèle proposé

c - En conclusion :

- Le domaine de validité du modèle proposé semble pouvoir être étendu assez largement au-delà du domaine de définition initial de  $\Delta\epsilon_p$ .
- Le modèle proposé devrait permettre une réduction considérable du nombre d'essais actuellement pratiqués pour déterminer la résistance en fatigue oligocyclique en fonction de la température. Ces résultats offrent des possibilités complémentaires au concepteur pour une utilisation avec un degré de confiance raisonnable.

En effet rappelons, par exemple, que le code de calcul de l'A.S.M.E. (16) propose pour établir la courbe "design" utilisée dans les calculs une division de  $\Delta\epsilon_t$  par 2 et de  $N_R$  par 20.



BIBLIOGRAPHIE DU CHAPITRE III

1. S.D. ANTOLOVITCH  
*"Aspects Métallurgiques de la fatigue à haute température"*  
Chapitre 15, Ecole Internationale d'Eté sur la fatigue des Matériaux et des Structures, 1978, SHERBROOKE (CANADA).
2. R.M. PELLOUX, R.E. STOLTZ  
*"Organization of Microstructures for Fatigue Resistant Engineering Alloys"*. ICSMA. 4, NANCY, 1976, p. 1023-1036.
3. H. MUGHRABI  
*"Microstructural aspects of Fatigue"*. Ecole d'Eté "Dislocations et Déformation Plastique", YRAVALS, 1979, chapitre 8, p. 363-373.
4. L.F. COFFIN  
*Fracture 1977 (ICF 4)* Ed. D.M.R. TAPLIN, Université of Waterloo Press, Vol. 1, p. 263.
5. A. PINEAU  
*"Mécanismes d'accomodation et de fissuration en fatigue oligocyclique"*. Mécanique - Matériaux - Electricité. 1976, n° 323-324, p. 6-14.
6. T. BUI-QUOC  
*"Cumul du dommage en Fatigue"* Chapitre 10, Ecole Internationale d'Eté sur la fatigue des Matériaux et des Structures, juillet 1978, SHERBROOKE (CANADA).
7. T. BUI-QUOC  
*"Comportement des Matériaux en Fatigue à Haute température"*  
Chapitre 16, 1978, Ecole d'Eté SHERBROOKE.
8. M. MINER  
Trans. ASME, J. of Applied Mech., vol. 67, 1945, p. A159-A164.
9. S.S. MANSON, J.C. FRECHE, C.R. ENSIGN  
*"Application of a Double Linear Damage Rule to Cumulative Damage"*, ASTM, STP 415, 1967, p. 384-412.

10. T. BUI-QUOC, J. DUBUC, A. BAZERGUI, A. BIRON  
"Cumulation Fatigue Damage under Strain Controlled Conditions" *J. of Materials*, vol.6, 1971, p. 718-737.
11. S. TAIRA  
"Thermal fatigue and its relation to creep rupture and mechanical fatigue", 3rd Symposium on Naval Structural Mechanics, New York, 1963, Proceedings, p. 187-213.
12. S. TAIRA  
"Relationship between Thermal Fatigue and Low-cycle Fatigue at Elevated Temperature" ASTM, STP 520, 1973, p. 80-101.
13. S. TAIRA, M. FUJINO, T. HAJI  
"Effects of Mean Temperature and Temperature Range on Thermal Fatigue Strength of a low Carbon Steel"  
*Jap. Soc. Mater. Science, JAPAN*, 1973, vol. 22, n° 234, p. 235-241.
14. T. UDOGUCHI, T. WADA  
"Thermal Effect on Low-cycle Fatigue Strength of Steels".  
Paper n° 18, Proceedings of International Conference on Thermal Stresses and Thermal Fatigue, BERKELEY (G.B.) 1969.
15. C.E. JASKE, B.N. LEIS  
"Important Considerations in Thermal-Mechanical Fatigue Evaluation of metallic Materials", *Corrosion* 79, mars 1979, Paper n° 131, p. 1-18.
16. A.S.M.E.  
*Boiler and Pressure Vessel Code Case 1592.*
17. J.L. CHABOCHE  
"Une loi différentielle d'endommagement de fatigue avec cumulation non linéaire" ONERA TP 1975-53, *Revue Française de Mécanique*, 1974, n° 50-51, p. 71-82.



C H A P I T R E    I V

APPLICATION DU MODELE PROPOSE A L'ETUDE  
DE L'ENDOMMAGEMENT PRODUIT PAR UN ESSAI  
DE FATIGUE THERMOMECHANIQUE



#### IV.1. PROCEDURE EXPERIMENTALE

Pour des raisons économiques, nous n'avons utilisé pour ces premiers essais de fatigue thermomécanique que le matériel et le type d'éprouvettes déjà décrits pour les essais isothermes.

##### IV.1.1. MODES DE CHAUFFAGE ET REFROIDISSEMENT

Le four RESEARCH à radiations infrarouges (photo II.2.) dont nous disposons a les caractéristiques suivantes :

- vitesse de montée 40°C/min.
- vitesse de refroidissement 25°C/min de 600 à 300°C, le refroidissement n'étant lié ici qu'aux phénomènes de conduction et de convection libres.

Pour un cycle (350  $\pm$  600°C), ces faibles caractéristiques nous conduisent à un cycle de période d'environ 20 minutes.

Sur la partie utile de l'éprouvette, deux thermocouples sont soudés par points. L'un sert au contrôle de la température de l'éprouvette, l'autre au pilotage du four.

##### IV.1.2. PROGRAMMEUR DE TEMPERATURE

Le pilotage du four RESEARCH est assuré par un programmeur à microprocesseur DATA-TRAK qui a été installé à cette occasion.

Ce programmeur, à 2 voies, est donc susceptible de piloter simultanément la température et la force ou la température et la déformation.

Dans le stade actuel des essais, seul le pilotage de la température a été réalisé.

Dans une phase prochaine, des cyclages complexes en température et en charge seront effectués.

#### IV.1.3. EPROUVETTE UTILISEE

L'éprouvette est identique à celle utilisée en fatigue isotherme (voir figure II.10 ). Cette configuration n'est en fait pas idéale.

D'une part, la température mesurée et contrôlée est celle de la surface de l'éprouvette. La partie utile de l'éprouvette est certainement soumise à un gradient radial de température qui, s'il était important, provoquerait l'apparition de contraintes supplémentaires d'origine interne non négligeables. Comme nous l'avons indiqué au chapitre I, les éprouvettes tubulaires spécialement conçues pour l'étude de la fatigue thermique (1, 2, 3) présentent une meilleure homogénéité de température. On tolère généralement à tout instant un écart maximal de 5°C (4) dans la section de l'éprouvette.

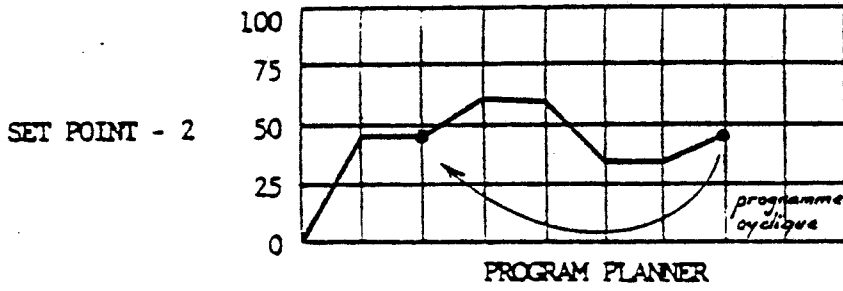
Inversement, la lenteur de notre système de régulation favorise l'uniformisation de la température dans la zone utile.

Dans toute la suite, nous admettrons l'hypothèse d'une répartition uniforme de température dans la partie utile de l'éprouvette.

#### IV.1.4. CYCLE DE TEMPERATURE

Le cycle thermique théorique désiré est un cycle triangulaire variant de 350 à 600°C. Compte tenu de l'écart entre la température programmée et la température mesurée, un certain nombre d'essais préliminaires a été fait (éprouvette montée, pilotage de la machine à charge nulle) pour mettre au point le programme).

Le programme finalement retenu est indiqué figure IV.1 La figure IV.2 compare la température mesurée de l'éprouvette avec le signal programmé.



DATA SEGMENT									
POINT ADDRESS		1	2	3	4	5	6	7	8
DURATION (TIME)		1 <sub>s</sub>	10 <sub>s</sub>	5 <sub>m</sub>	2 <sub>s</sub>	10 <sub>m</sub>	40 <sub>s</sub>	5 <sub>m</sub>	
END VALUE SP-1									
END VALUE SP-2		47,5	47,5	62,0	60,5	33,5	33,5	47,5	
EVENTS STATUS									
	1								
	2								
<u>GO TO INSTRUCTIONS</u>									
1) NEXT POINT		NP	NP	NP	NP	NP	NP		
2a) JUMP BACK TO:								2	
2b) & RECYCLE:									
3) GO FORWARD TO:									
4) STOP									

FIGURE IV.1

Programme de régulation  
du four

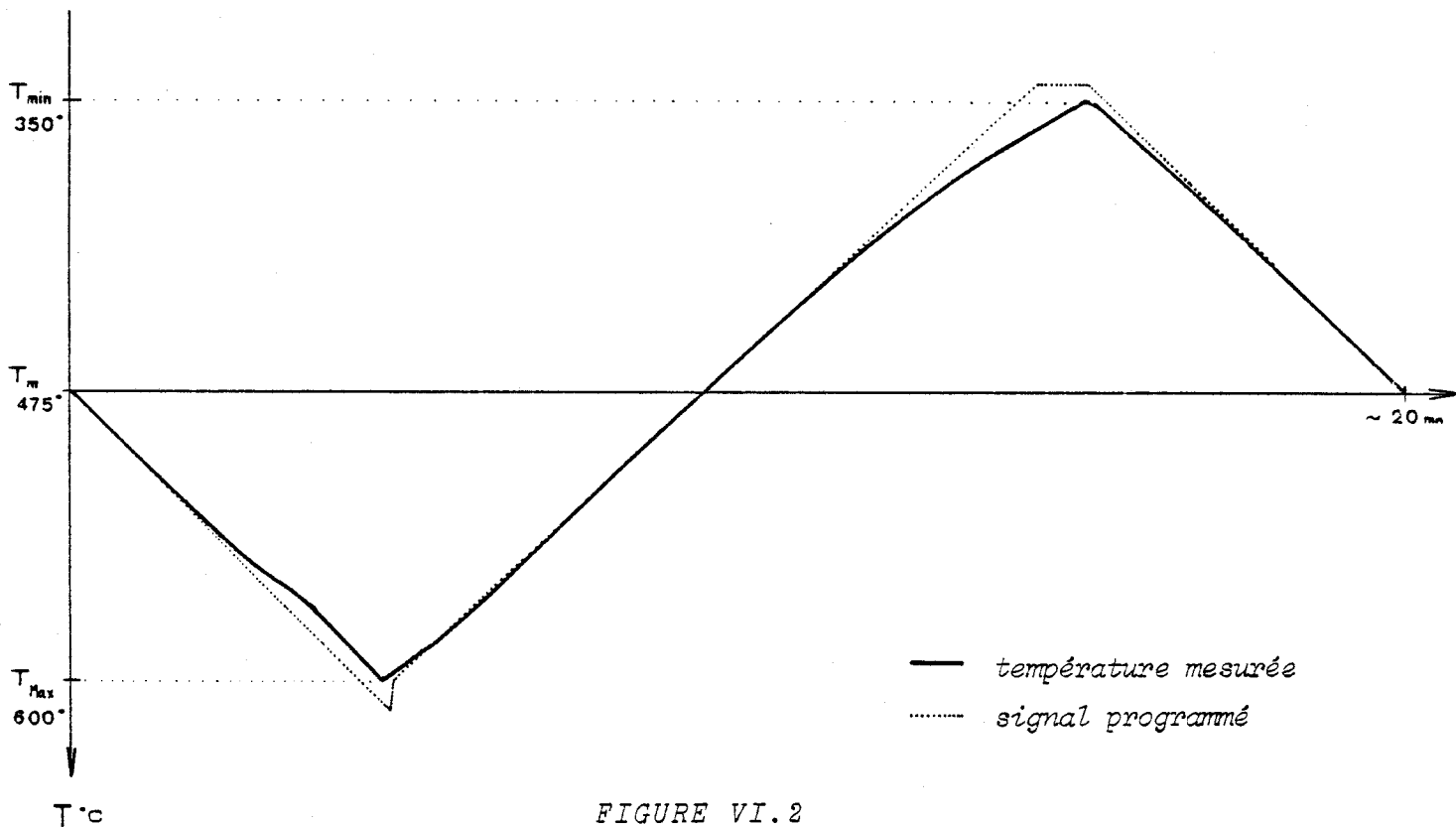


FIGURE VI.2

Cycle de température mesurée sur l'éprouvette



#### IV.1.5. CYCLE DE DEFORMATION

L'essai que l'on se propose d'étudier est un essai à dilatation de l'éprouvette totalement entravée par bridage des têtes. Ce bridage est effectué à la température moyenne  $T_m$  du cycle (essai de type COFFIN (5) ). On sait que dans un tel essai, il apparaît, dans la partie ( $T_m, T_{max}$ ) du cycle, des contraintes de compression, et dans la partie ( $T_{min}, T_m$ ), des contraintes de traction.

Expérimentalement, sur machine servohydraulique, l'essai est réalisé en pilotant le vérin à déplacement nul. Sur la photo II.2. , on voit nettement qu'une grande partie, non refroidie, des mors pénètre dans le four, est ainsi soumise aux variations de température et subit donc elle-même des variations de longueur. A cause de leur section, les mors sont beaucoup plus rigides que l'éprouvette et tout ceci revient donc, pour cette dernière, à superposer au cycle thermique un cycle de déformation.

Dans l'essai réalisé, pour lequel les calculs seront détaillés paragraphe IV.2, nous obtenons effectivement une variation de déformation  $\Delta\epsilon_t = 0,668 \%$  alors que, pour un essai de type COFFIN, cette variation correspond à la déformation longitudinale thermique qui s'écrit :

$$\Delta\epsilon_{th} = \alpha \cdot \Delta T \quad (IV.1.)$$

Si on prend pour  $\alpha$  la valeur moyenne indiquée par le fabricant égale à  $12 \cdot 10^{-6} / ^\circ C$  avec  $\Delta T = 250^\circ$ , nous obtenons seulement 0,3 %.

L'essai réalisé selon cette procédure expérimentale correspond ainsi à un essai avec cyclages en température et en déformation en opposition de phase.

#### IV.1.6. PARAMETRES MESURES

Nous relevons, sur 3 voies d'enregistrement  $X = f(t)$

- la température  $T$  de l'éprouvette
- la charge  $F$  mesurée par la cellule de charge
- la déformation diamétrale totale apparente  $\epsilon_{d_{ta}}$  de l'éprouvette mesurée par le capteur de déformation diamétrale.





IV.2. DETERMINATION DE LA BOUCLE D'HYSTERESIS  
CONTRAINTÉ - DEFORMATION LONGITUDINALE MECANIQUE

IV.2.1. CYCLE DE REFERENCE

Le but de cet essai est la détermination d'une boucle  $\sigma - \epsilon_l$  de référence sur laquelle nous pourrions appliquer la méthode proposée de prévision de la durée de vie. Compte tenu du planning d'occupation de la machine il était impossible de mener l'essai à rupture dans les conditions expérimentales décrites.

Nous avons effectué 60 cycles de température. L'évolution de la variation de charge  $\Delta F$  montre une allure comparable à celle décrite dans les essais isothermes à 600° : un adoucissement continu, plus accentué dans les tout premiers cycles, puis très lent. C'est ce cycle quasi-stabilisé qui sera considéré dans la suite.

IV.2.2. EVALUATION DE LA DEFORMATION DIAMETRALE MECANIQUE

Lors de l'essai de fatigue thermique à déplacement nul, le capteur de déformation diamétrale nous donne la valeur de la déformation diamétrale totale apparente :  $\epsilon_{d,t.a}$  qui s'écrit :

$$\epsilon_{d,t.a} = \epsilon_{d,m} + \epsilon_{d,th} + \epsilon_{tiges,th} \quad (IV.2.)$$

où :

$\epsilon_{d,m}$  est la déformation diamétrale mécanique

$\epsilon_{d,th}$  correspond à la déformation diamétrale thermique avec :

$$\epsilon_{d,th} = \alpha \cdot dt \quad (IV.3.)$$

$\alpha$  est le coefficient de dilatation linéique du matériau

$\epsilon_{\text{tiges,th}}$  correspond à un terme complémentaire lié au fait que les tiges en quartz transmettant la variation de diamètre de l'éprouvette au capteur sont soumises à un gradient de température variable au cours du cycle (voir photo II.2.).

Par ailleurs, si l'on effectue un cyclage thermique avec pilotage du vérin à charge nulle (4), on mesure la déformation diamétrale thermique apparente  $\epsilon_{d,th.a}$  avec :

$$\epsilon_{d,th.a} = \epsilon_{d,th} + \epsilon_{\text{tiges,th}} \quad (\text{IV.4.})$$

La déformation diamétrale mécanique  $\epsilon_{d,m}$  s'obtient ainsi par différence de (IV.2.) et (IV.4.) :

$$\epsilon_{d,m} = \epsilon_{d,t.a} - \epsilon_{d,th.a} \quad (\text{IV.5.})$$

Il est donc clair qu'il n'est pas possible d'utiliser le calculateur de l'installation MTS pour obtenir la déformation longitudinale.

La figure IV.3 ci-après montre, pour le cycle de référence, l'évolution des paramètres :

- température T
- charge F
- déformation  $\epsilon_{d,t.a}$

ainsi que la déformation  $\epsilon_{d,th.a}$  obtenue dans l'essai à charge nulle.

Le tableau IV.1 donne à partir de ces courbes les valeurs expérimentales de ces 3 paramètres en fonction de la température.

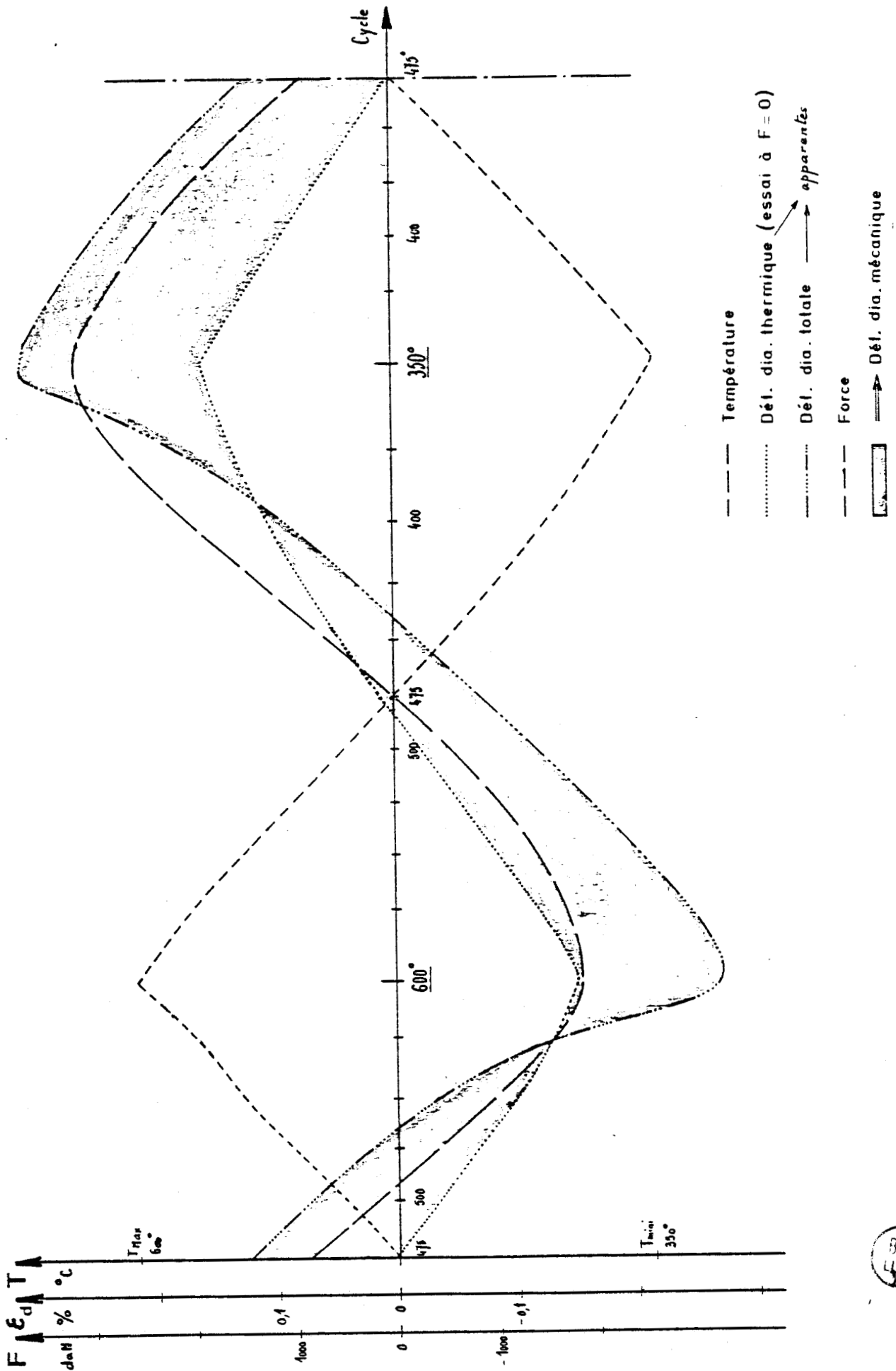


FIGURE IV.3

Evolutions des paramètres mesurés au cours du cycle thermomécanique

phase	T°C	F daN	$\epsilon_{d,th.a}$ %	$\epsilon_{d,t.a}$ %
chauffage	T <sub>m</sub>	880	0	0,120
	500	190	- 0,032	0,072
	525	- 405	- 0,063	0,022
	550	- 952	- 0,095	- 0,038
	575	-1595	- 0,126	- 0,144
refroidissement	T <sub>max</sub>	-1857	- 0,158	- 0,272
	575	-1690	- 0,126	- 0,240
	550	-1428	- 0,095	- 0,204
	525	-1024	- 0,063	- 0,162
	500	- 548	- 0,032	- 0,118
chauffage	T <sub>m</sub>	0	0	0,070
	450	643	0,032	- 0,019
	425	1286	0,063	0,032
	400	2000	0,095	0,092
	375	2714	0,126	0,178
refroidissement	T <sub>min</sub>	3143	0,158	0,308
	375	2810	0,126	0,278
	400	2405	0,095	0,244
	425	1976	0,063	0,206
	450	1452	0,032	0,164

TABLEAU IV.1

Valeurs expérimentales de la force  $F$ , de la déformation diamétrale totale apparente  $\epsilon_{d,t.a}$  et de la déformation diamétrale thermique apparente  $\epsilon_{d,th.a}$  (essai à  $F=0$ ) au cours du cycle thermique



### IV.2.3. CALCUL DE LA DEFORMATION LONGITUDINALE MECANIQUE

Les résultats du tableau IV.1 permettent le calcul des valeurs de la contrainte  $\sigma = \frac{F}{S}$  et de la déformation diamétrale mécanique  $\varepsilon_{d,m}$  (équation IV.5.)

Il est alors possible de calculer le déformation longitudinale mécanique totale  $\varepsilon_{\ell t}$  et ses composantes élastique et plastique.

On a en effet :

$$\varepsilon_{\ell t} = \varepsilon_{\ell e} + \varepsilon_{\ell p} \quad (\text{IV.6.})$$

la composante élastique  $\varepsilon_{\ell e}$  est égale à :

$$\varepsilon_{\ell e} = \frac{\sigma}{E} \quad (\text{IV.7.})$$

les composantes élastique et plastique des déformations longitudinale et diamétrale sont reliées par les expressions :

$$\varepsilon_{de} = - \nu_e \varepsilon_{\ell e} \quad (\text{IV.8.})$$

$$\varepsilon_{dp} = - \nu_p \varepsilon_{\ell p} \quad (\text{IV.9.})$$

avec  $\nu_p$  coef. de POISSON plastique égal à 0,5.

D'où l'expression reliant  $\varepsilon_{\ell t}$  et  $\varepsilon_{d,m}$  :

$$\varepsilon_{\ell t} = - \frac{\varepsilon_{d,m}}{\nu_p} + \frac{\sigma}{E} \left[ 1 - \frac{\nu_e}{\nu_p} \right] \quad (\text{IV.10.})$$

Nous obtenons alors  $\varepsilon_{\ell p}$  par :

$$\varepsilon_{\ell p} = \varepsilon_{\ell t} - \frac{\sigma}{E} \quad (\text{IV.11.})$$

Comme d'autres auteurs (CARDEN (3) ) nous considérerons que le coefficient de POISSON élastique  $\nu_e$  reste constant et égal à 0,3 dans le domaine de température étudié.

L'évolution du module d'YOUNG E avec la température (Tableau II.5 ) est prise en compte dans le calcul.

Les valeurs ainsi calculées de  $\sigma$ ,  $\varepsilon_{\ell e}$ ,  $\varepsilon_{\ell t}$  et  $\varepsilon_{\ell p}$  pour le cycle de référence sont présentées dans le tableau IV.2.

T°C	$\sigma$ MPa	$\epsilon_{le}$ %	$\epsilon_{lt}$ %	$\epsilon_{lp}$ %
475	112	0,062	0,265	0,203
500	24	0,014	0,213	0,199
525	- 52	- 0,029	0,158	0,187
550	- 121	- 0,070	0,086	0,156
575	- 203	- 0,120	- 0,084	0,036
600	- 237	- 0,140	- 0,285	- 0,145
575	- 215	- 0,127	- 0,278	- 0,151
550	- 182	- 0,105	- 0,260	- 0,155
525	- 131	- 0,074	- 0,228	- 0,154
500	- 70	- 0,039	- 0,188	- 0,149
475	0	0	- 0,140	- 0,140
450	82	0,044	- 0,084	- 0,128
425	164	0,088	- 0,027	- 0,115
400	255	0,135	0,048	- 0,087
375	346	0,180	0,176	- 0,004
350	400	0,207	0,383	0,176
375	358	0,187	0,379	0,192
400	306	0,162	0,363	0,201
425	252	0,136	0,340	0,204
450	185	0,100	0,304	0,204

TABLEAU IV.2

Valeurs calculées de la contrainte  $\sigma$ , de la déformation longitudinale mécanique totale  $\epsilon_{lt}$  et de ses composantes élastique  $\epsilon_{le}$  et plastique  $\epsilon_{lp}$  au cours du cycle thermique



#### IV.2.4. BOUCLE CONTRAINTE - DEFORMATION LONGITUDINALE MECANIQUE

La boucle contrainte - déformation totale est montrée figure IV.4. Certaines températures  $\gamma$  sont portées.

La variation de déformation totale  $\Delta\epsilon_t$  correspond à la somme des déformations totales extrêmes (à  $T_{Max}$  et  $T_{min}$ ). La variation de déformation plastique  $\Delta\epsilon_p$  correspond aux points où  $\sigma$  est nulle ( $475^\circ$  pour le refroidissement et  $510^\circ$  pour le chauffage).

Les valeurs caractéristiques de cette boucle sont ainsi :

$$\Delta\epsilon_t = 0,668 \%$$

$$\Delta\epsilon_p = 0,332 \% \quad (IV.12.)$$

Le centre de la boucle est décalé dans le quadrant ( $\sigma > 0, \epsilon_{\lambda t} > 0$ ). La contrainte moyenne correspondante est de 80 MPa pour une déformation moyenne de 0,05 %. Il n'y a pas symétrie des alternances chauffage et refroidissement. Les pentes élastiques sont différentes par suite des variations du module d'YOUNG. L'écoulement plastique est beaucoup plus prononcé lors du chauffage que lors du refroidissement, les caractéristiques mécaniques étant plus faibles vers les plus hautes températures. L'endommagement plastique s'accumule essentiellement dans les 50 derniers degrés du cyclage. La figure IV.5 où sont tracées les boucles déformation totale et déformation plastique en fonction de la température illustre ceci.

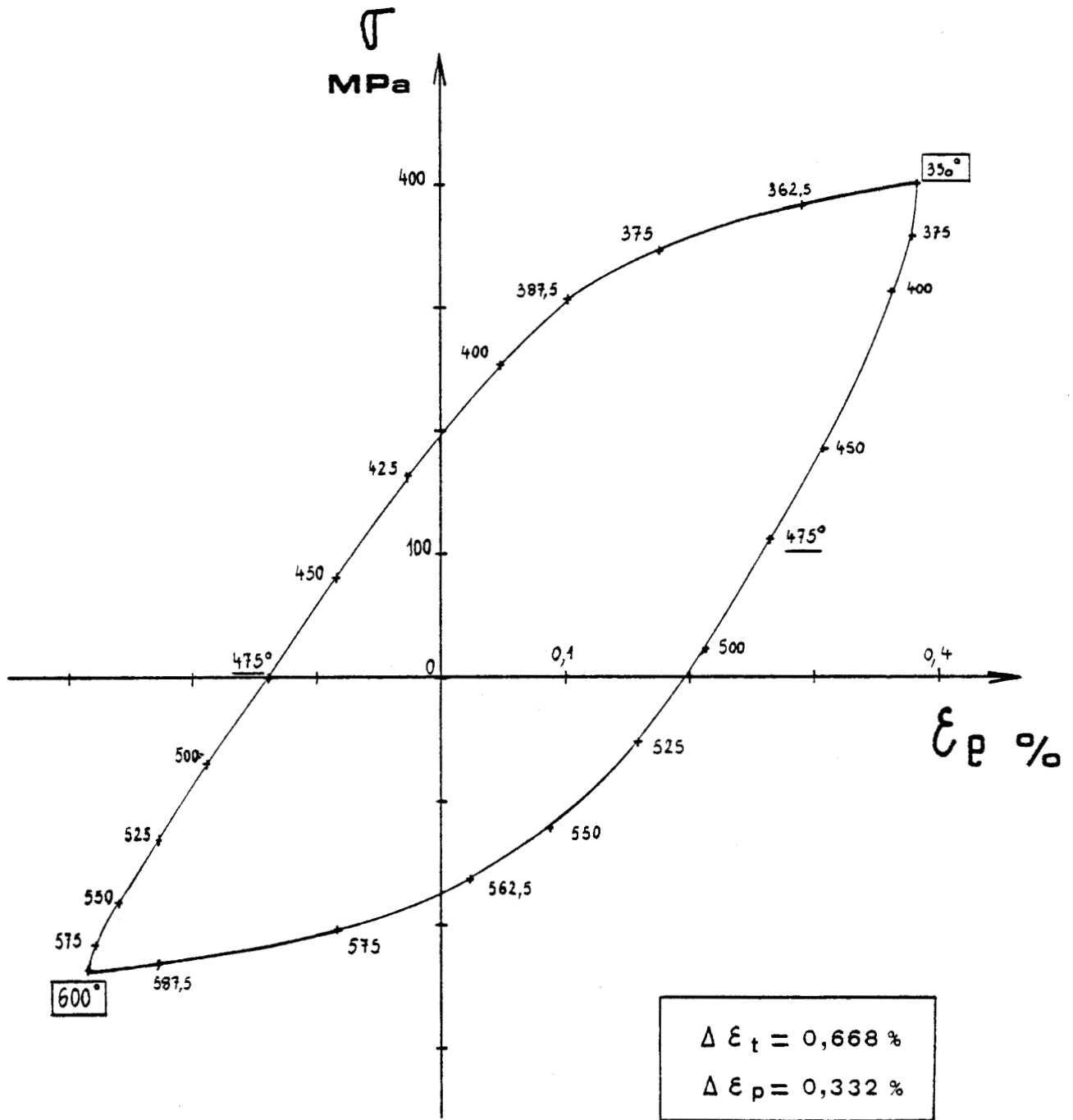


FIGURE IV.4

Boucle d'hystérésis contrainte déformation longitudinale  
mécanique obtenue par le cycle thermique





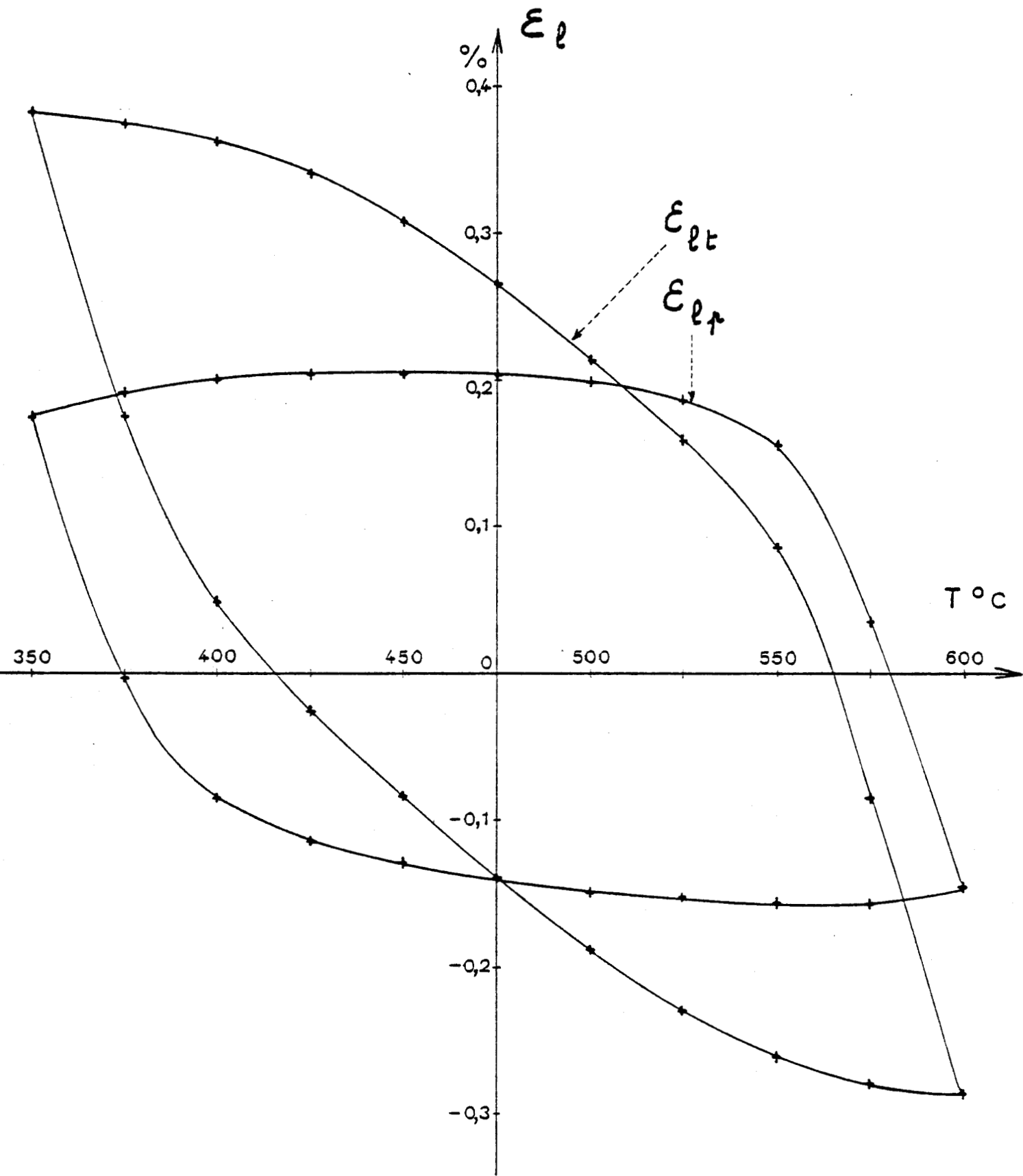


FIGURE IV.5  
Boucles déformation totale et déformation plastique  
fonction de la température





### IV.3. EVALUATION DU DOMMAGE PAR CYCLE

#### APPLICATION DU MODELE PROPOSE A LA PREDICTION DE LA DUREE DE VIE ET A LA DETERMINATION D'ESSAIS ISOTHERMES EQUIVALENTS

##### IV.3.1. CUMUL DU DOMMAGE A TEMPERATURE VARIABLE

Au chapitre III nous avons discuté de certains aspects du cumul de dommage en fatigue oligocyclique à plusieurs niveaux de déformation. Cependant peu d'études examinent le problème du cumul en fatigue à température variable.

Récemment, REMY et ses coll. (6, 17) ont étudié le comportement d'un super-alliage base cobalt MAR M 509 en fatigue oligocyclique à variation de déformation  $\Delta\varepsilon_p = 0,2$  % constante et à 2 températures 600 et 900°C. Ces 2 températures ont été choisies car elles correspondent à deux processus d'endommagement différents de ce matériau : à 600°C, le mécanisme d'amorçage des fissures est essentiellement "cristallographique", alors qu'à 900°C, il est lié à l'oxydation préférentielle des carbures ce qui conduit à une réduction importante de la durée de vie.

Ces auteurs ont montré que, pour ce matériau et dans ces conditions d'essai, la règle de MINER n'est pas vérifiée dans le cas du précyclage à 900° lorsque l'on prend en considération la durée de vie totale, mais s'applique de manière conservative si on considère le nombre de cycles à l'amorçage (le critère pris ici en compte est une augmentation relative de potentiel électrique de 0,1 %, ce qui correspond à une taille de fissure de l'ordre de 0,2 mm). Ils attribuent ceci à la très forte réduction de la période d'amorçage dans le cas du précyclage à 900°.

Par ailleurs, TAIRA (7) a effectué de même des essais séquentiels à 2 températures et à  $\Delta\varepsilon_p = 1$  % constant sur un acier à 0,16 % C. Dans ce cas, les températures choisies étaient plus basses : 200 et 450°C. Les mécanismes d'endommagement sont ici

essentiellement contrôlés par un mécanisme de glissement aux basses températures et par un processus de diffusion aux hautes températures. Cependant, dans ce cas, TAIRA montre que la règle de MINER conduit à une prédiction satisfaisante.

Sur un autre plan, ces deux études ont pu mettre en évidence que les mécanismes d'initiation en fatigue thermique étaient les mêmes qu'en fatigue oligocyclique isotherme à haute température (correspondant aux valeurs supérieures du cyclage en température). Ceci justifie, pour la fatigue thermique, le concept de température équivalente qui sera rappelé et développé dans le paragraphe suivant.

#### IV.3.2. CONCEPT DE TEMPERATURE EQUIVALENTE

Ce concept, défini par TAIRA (7,8), pose que l'endommagement par cycle pour une variation de déformation plastique  $\Delta\epsilon_p$  dans un intervalle de température ( $T_1-T_2$ ) est identique à l'endommagement produit par un cycle à même  $\Delta\epsilon_p$  à une température constante appelée température équivalente  $T_{eq}$ .

a - Pour un essai isotherme, comme nous l'avons vu (§ III.3.2.) le dommage  $\Delta\phi$  par cycle est proportionnel à la  $n^{ième}$  puissance de la déformation plastique  $\Delta\epsilon_p$  soit :

$$\Delta\phi = \frac{1}{C_1} \lambda(T) \cdot \Delta\epsilon_p^n \quad (IV.13.)$$

Si on considère plutôt le dommage par alternance  $\Delta\phi$ , on peut écrire, en faisant l'hypothèse d'un dommage isotrope :

$$\Delta\phi = 2 \Delta\phi = 2 \left[ k \cdot \lambda(T) \cdot \Delta\epsilon_p^n \right] \quad (IV.14.)$$

avec :

$$k = \frac{1}{2 C_1}$$

L'essai à la température équivalente  $T_{eq}$  provoque ainsi un dommage par cycle :

$$\Delta\phi_{T_{eq}} = 2 k \cdot \lambda(T_{eq}) \cdot \Delta\epsilon_p^n \quad (IV.15.)$$

b - Cyclage en température

TAIRA considère séparément les deux alternances.  
 Au cours de chacune, on a :

$$0 \leq \delta \epsilon_p \leq \Delta \epsilon_p \quad (\text{IV.16.a})$$

et

$$0 \leq \delta \varphi \leq \Delta \varphi$$

l'endommagement  $\delta \varphi$  étant défini par :

$$\delta \varphi = k \cdot \lambda(T) \cdot \delta \epsilon_p^n \quad (\text{IV.16.b})$$

TAIRA différencie alors cette expression, en admettant  $n$  constant :

$$d(\delta \varphi) = k \cdot \lambda(T) \cdot \delta \epsilon_p^{n-1} \cdot d(\delta \epsilon_p) \quad (\text{IV.17})$$

Considérant un cumul linéaire du dommage (§ IV.3.1.) l'auteur applique ceci à un cyclage en température  $[T_1, T_2]$  en tenant compte de la variation de  $\lambda(T)$  avec  $T$ .

Le cycle contrainte-déformation est schématisé suivant un modèle élasto-parfaitement plastique comme le montre la figure IV.6.

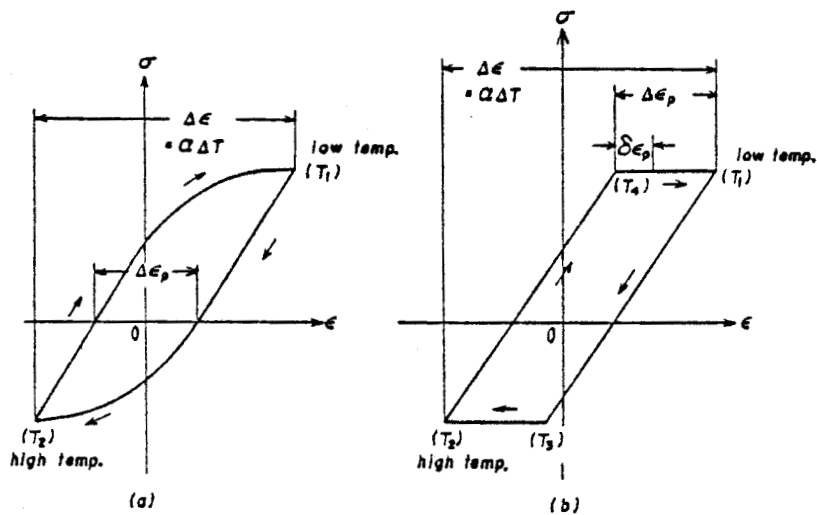


FIGURE IV.6

Boucle d'hystérésis et sa modélisation en fatigue thermique  
 d'après TAIRA (8)

Dans ce modèle, les températures  $T_3$  et  $T_4$  à partir desquelles apparaît la déformation plastique sont données par :

$$T_3 = T_2 - \xi \Delta T \text{ et } T_4 = T_1 + \xi \Delta T \text{ avec } \Delta \varepsilon_p = \xi \Delta \varepsilon_t$$

Le dommage par cycle est calculé par intégration sur chaque alternance, avec  $\delta \varepsilon_p = \alpha \delta T$

soit :

$$\Delta \phi [T_1, T_2] = \Delta \phi [T_1 \rightarrow T_2] + \Delta \phi [T_2 \rightarrow T_1] \quad (\text{IV.18.})$$

où :

$$\Delta \phi [T_1 \rightarrow T_2] = k n \alpha^n \int_{T_3}^{T_2} \lambda(T) (T - T_3)^{n-1} dT \quad (\text{IV.19.})$$

et :

$$\Delta \phi [T_2 \rightarrow T_1] = k n \alpha^n \int_{T_4}^{T_1} \lambda(T) (T - T_4)^{n-1} dT \quad (\text{IV.20.})$$

c - L'égalité des équations (IV.15.) et (IV.18.) permet d'obtenir  $\lambda(T_{eq})$  et par suite la température équivalente  $T_{eq}$ .

d - En conclusion, TAIRA obtient deux résultats simples illustrés sur la figure IV.7 .

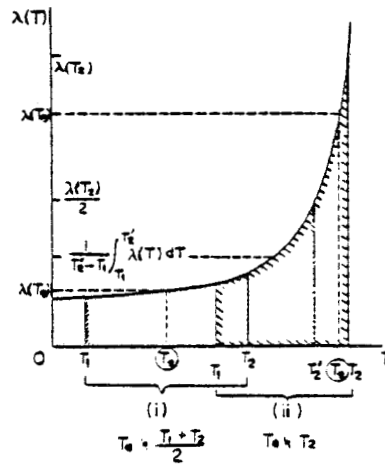


FIGURE IV.7

Représentation schématique de la relation entre le facteur d'endommagement  $\lambda(T)$  et la température équivalente (d'après TAIRA (7) )

\* Cas d'un domaine  $[T_1, T_2]$  relativement bas, alors  $n$  est proche de 2 et :

$$T_{eq} \approx T_m = \frac{T_1 + T_2}{2} \quad (IV.21.)$$

\* Cas d'un domaine  $[T_1, T_2]$  plus haut alors  $n$  est proche de 1 et :

$$T_{eq} \approx T_2 \quad (IV.22.)$$

Ces résultats ont été assez bien confirmés par l'expérience pour un certain nombre de matériaux comme le montre le tableau suivant :

Case	Material	$T_1$ , deg C	$T_2$ , deg C	$T_m$ , deg C
(1.) $T_e = T_m$	AISI 347	100 to 225	475 to 600	350
	18Cr-12Ni-Cb (AISI 347 type)	150, 200	600, 650	400
	Inconel	538, 760	871	705, 816
(2.) $T_e = T_2$	2/4Cr-1Mo	10 to 50	550 to 610	300 to 310
	1Cr-1Mo-1/4V cast	30 to 105	570	300 to 340
	18Cr-9Ni (AISI 304 type)	200	700	450
	18Cr-11Ni-Cb	100	600	350
	(AISI 347 type)			

TABLEAU IV.3

*Exemples de matériaux et domaines d'essais en fatigue thermique et températures équivalentes correspondantes (d'après TAIRA (7) )*

### e - Discussion

En ce qui concerne notre étude, certaines hypothèses sur lesquelles s'appuient TAIRA ne peuvent être admises.

Le coefficient d'écrouissage est d'abord tel que nous sommes loin du modèle élasto- parfaitement plastique. De plus, comme nous l'avons montré au chapitre précédent (§ III.3) l'exposant  $n$  n'est pas constant dans le domaine (350-600°C) et ne peut être pris égal ni à 1, ni à 2.

IV.3.3. ETUDE DU DOMMAGE PAR CYCLE ET PREDICTION DE LA DUREE DE VIE

Nous avons montré (§ III.4.5.) que nous pouvions relier la durée de vie dans des essais de fatigue isotherme à la variation de déformation plastique  $\Delta\varepsilon_p$  et à la température de l'essai T par la relation suivante (avec  $\Delta\varepsilon_p$  en % et T en degrés K) :

$$\frac{1}{N_R} = A_1 \cdot \Delta\varepsilon_p^{B_1} \cdot e^{-\frac{Q}{RT}} + A_2 \cdot \Delta\varepsilon_p^{B_2} \quad (\text{IV.23.})$$

où :

$$A_1 = 17\,350 \cdot 10^{-5}$$

$$B_1 = 0,692$$

$$A_2 = 63,04 \cdot 10^{-5}$$

$$B_2 = 1,91$$

Q = 12,24 Kcal/mole.K énergie d'activation apparente

sont des constantes caractéristiques du matériau dans le domaine étudié et R =  $2 \cdot 10^{-3}$  Kcal/mole.K.

Considérons le dommage par cycle  $\Delta\phi$ , ou par alternance  $\Delta\varphi$ , avec  $\Delta\phi = \frac{1}{N_R}$  et  $\Delta\varphi = \frac{1}{2 N_R}$

Au cours de chaque alternance on a :

$$0 \leq \delta\varepsilon_p \leq \Delta\varepsilon_p$$

et

$$0 \leq \delta\varphi \leq \Delta\varphi$$

(IV.24.a)

l'endommagement  $\delta\varphi$  étant défini par :

$$\delta\varphi = \frac{A_1}{2} \delta\varepsilon_p^{B_1} \cdot e^{-\frac{Q}{RT}} + \frac{A_2}{2} \delta\varepsilon_p^{B_2} \quad (\text{IV.24 b})$$

Rappelons que, comme TAIRA, nous admettons que le dommage élémentaire se cumule linéairement au cours de chaque alternance (Cf.§.IV.3.1.).



Dans le cas d'un cyclage thermomécanique  $[T_1, T_2]$  le dommage élémentaire  $d(\delta\varphi)$ , correspondant à une variation élémentaire de déformation plastique  $d(\delta\varepsilon_p)$  et une variation élémentaire de température  $dT$ , s'obtient par différentiation de l'expression (IV.24.b) :

$$d(\delta\varphi) = \left[ \frac{A_1 B_1}{2} \delta\varepsilon_p^{B_1-1} \cdot e^{-\frac{Q}{RT}} + \frac{A_2 B_2}{2} \delta\varepsilon_p^{B_2-1} \right] d(\delta\varepsilon_p) + \left[ \frac{A_1}{2} \delta\varepsilon_p^{B_1} \cdot \frac{Q}{RT^2} e^{-\frac{Q}{RT}} \right] dT \quad (\text{IV.25.})$$

Le dommage produit par le cyclage thermique correspond alors à l'intégration, sur chaque alternance, de cette expression :

$$\Delta\varphi [T_1, T_2] = \Delta\varphi [T_1 \rightarrow T_2] + \Delta\varphi [T_2 \rightarrow T_1] \quad (\text{IV.26 a})$$

avec :

$$\Delta\varphi [T_1 \rightarrow T_2] = \int_0^{\Delta\varepsilon_p} [\dots] d(\delta\varepsilon_p) + \int_{T_1}^{T_2} [\dots] dT \quad (\text{IV.26.b})$$

et

$$\Delta\varphi [T_2 \rightarrow T_1] = \int_0^{\Delta\varepsilon_p} [\dots] d(\delta\varepsilon_p) + \int_{T_2}^{T_1} [\dots] dT$$

Le programme présenté tableau IV.4 permet le calcul numérique du dommage pour chaque alternance à partir des valeurs numériques expérimentales du tableau IV.2 et de la figure IV.5 (Ici la méthode des trapèzes a été employée, toute autre méthode pouvant bien sûr convenir).

Le dommage pour l'alternance de chauffage est ainsi de  $\Delta\varphi_1 = 8,16 \cdot 10^{-5}$  alors que celui correspondant au refroidissement est  $\Delta\varphi_2 = 4,16 \cdot 10^{-5}$ . La montée en température est donc ici près de 2 fois plus endommageante que la phase de refroidissement. Ce résultat est cohérent avec les estimations énoncées ailleurs en présence de cycles thermiques du type de celui qui est étudié ici.

BUS  
LILLE

```

1 LIST1,5000
10 N = 11
30 DIM EP(N),Z(N),Y(N)
40 READ A1,R1,0,A2,B2
45 A1 = A1 / 2; A2 = A2 / 2
50 READ T0,K
55 DT = K * 250 / (N - 1)
60 FOR I = 1 TO N
65 READ EP(I)
70 NEXT I
80 T = (T0 + 273) - DT
90 FOR I = 1 TO N
95 T = T + DT
100 Z(I) = A1 * B1 * EXP ( - 0 /
    T ) * EP(I) + (B1 - 1) + A2 *
    B2 * EP(I) + (B2 - 1)
110 Y(I) = A1 * 0 * EP(I) + B1 *
    EXP ( - 0 / T ) / T + 2
120 NEXT I
150 D = 0
160 FOR I = 1 TO (N - 1)
165 DEP = ABS (EP(I + 1) - EP(I)
    )
170 D = D + DEP * (Z(I) + Z(I + 1)
    ) / 2 + DT * (Y(I) + Y(I +
    1)) / 2
175 NEXT I
200 PRINT : PRINT " LE DOMMAGE
    POUR L'ALTERNANCE DE ";T0;"
    A ";T - 273;" DEGRES C "
205 PRINT " POUR UN PAS DE "; ABS
    (DT);" EST"
210 PRINT : PRINT "
    D = ";D
220 PRINT
5000 DATA 17350,.692,6120,63.04,
1.91
    
```

LIST5100,

5100 DATA 350,+1  
5200 DATA .024,.012,.003,0,0,.00  
1,.005,.017,.048,.168,.349  
LE DOMMAGE POUR L'ALTERNANCE DE 350 A  
600 DEGRES C  
POUR UN PAS DE 25° EST  
D<sub>1</sub> = 8.15783612

LIST5100,

5100 DATA 600,-1  
5200 DATA .010,.004,0,.001,.006,  
.015,.027,.040,.068,.151,.33  
1  
LE DOMMAGE POUR L'ALTERNANCE DE 600 A  
350 DEGRES C  
POUR UN PAS DE 25° EST  
D<sub>2</sub> = 4.15801114

LE DOMMAGE POUR LE CYCLE ENTIER EST DONC

$$D = 8.1578 + 4.1580 = 12.3158$$

CE QUI CORRESPOND A NR=100000/D = 8120  
CYCLES A RUPTURE

LA MEME DUREE DE VIE SERAIT OBTENUE PAR  
UN ESSAI ISOTHERME A ΔEP = .332% A LA  
TEMPERATURE EQUIVALENTE

$$T_{eq} = 550 \text{ °C}$$

TABLEAU IV.4

Programme de calcul utilisé pour évaluer  
le dommage par cycle et résultats

Le nombre de cycles à rupture peut alors être estimé par

$$N_R [T_1, T_2] = \frac{1}{\Delta\phi} = 8120 \text{ cycles} \quad (\text{IV.27.})$$

IV.3.4. ESSAIS ISOTHERMES EQUIVALENTS

Le calcul de la température équivalente  $T_{eq}$  ne présente aucune difficulté ; pour la même valeur de  $\Delta\epsilon_p$  que celle obtenue dans le cyclage thermo-mécanique, l'équation (IV.23.) nous donne pour  $N_R = 8120$  cycles la valeur de la température équivalente.

Pour  $\Delta\epsilon_p = 0,332 \%$  (cf. Figure IV.4)

$$T_{eq} \approx 550^\circ\text{C} \quad (\text{IV.28.})$$

En fait, le modèle de prédiction de la durée de vie proposé (eq. IV.23.) permet le calcul de toute une série de caractéristiques ( $T$  et  $\Delta\epsilon_p$ ) d'essais isothermes équivalents qui conduiraient à cette durée de vie estimée (eq. IV.27.).

Le tableau IV.5 donne ces résultats.

	T°C	350	400	450	500	550	600
$N_R = 8120$	$\Delta\epsilon_p \%$	0,416	0,406	0,390	0,365	0,330	0,286

TABLEAU IV.5

*Caractéristiques d'essais isothermes équivalents conduisant à la même durée de vie*

Ceci est visualisé sur la figure IV.8, la courbe  $[\Delta\epsilon_p = f(T)]_{N_R=8120}$  correspond en effet à l'intersection par un plan  $N_R = 8120$  de la "surface d'endurance" présentée figure III.10 dans un trièdre ( $T, \Delta\epsilon_p, N_R$ ).

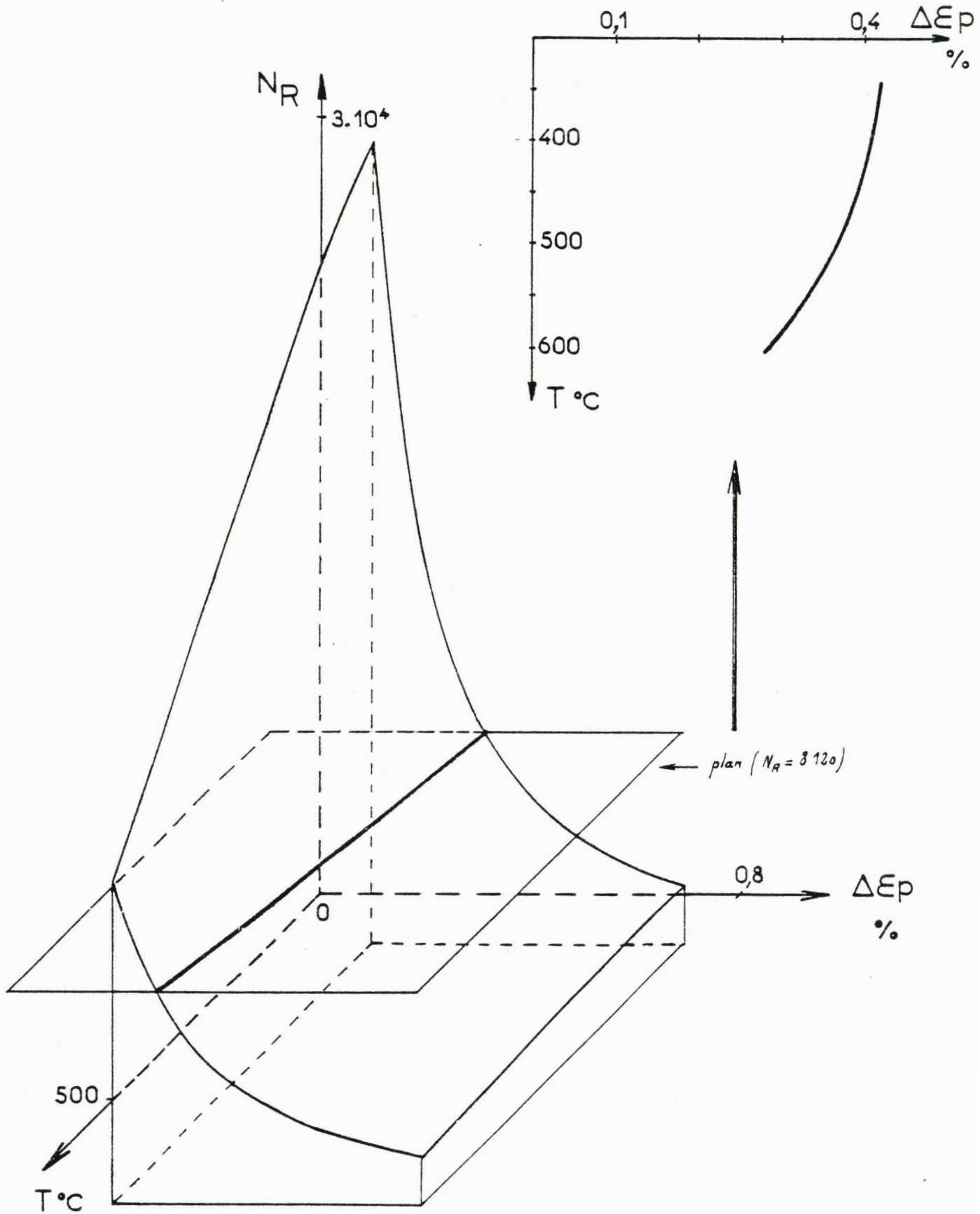


FIGURE IV.8

Courbe  $\Delta \epsilon_p = f(T)$  des caractéristiques d'essais équivalents correspondant à l'intersection de la "surface d'endurance" de la figure III.10 par le plan  $N_R = 8120$



#### IV.3.5. DISCUSSION

La méthode de prédiction proposée est fondée sur l'hypothèse que le processus d'endommagement est gouverné par la déformation plastique et la température à laquelle elle est appliquée. Elle ne tient pas compte de l'influence éventuelle de la contrainte et de la déformation élastique et de la fréquence.

##### IV.3.5.1. Contrainte moyenne et déformation élastique

On sait que ces paramètres peuvent entraîner un processus d'endommagement de type fluage qui peut réduire la durée de vie réelle.

D'autre part, en fatigue thermique, la contrainte "instantanée" est conditionnée par l'évolution thermomécanique antérieure et peut être ainsi différente de celle qui serait observée dans un essai isotherme à même variation de déformation plastique.

Par exemple, pour l'acier AISI 1010, JASKE (2) observe pour des cyclages combinés en déformation et en température (en phase et en opposition de phase) une durée de vie réduite par rapport aux essais isothermes à la suite d'un durcissement cyclique beaucoup plus prononcé. Utilisant le concept de température équivalente, il obtient une meilleure corrélation entre résistances aux fatigues thermique et isotherme (tant que  $T_{MAX} < 450^{\circ}C$ ) en utilisant les courbes reliant le paramètre proposé par SMITH (9)  $(\sigma_{MAX} \cdot \frac{\Delta \epsilon_t}{2})$  à  $N_R$  plutôt qu'avec les courbes  $\frac{\Delta \epsilon_t}{2} = f(N_R)$  ou  $\frac{\Delta \sigma}{2} = f(N_R)$ .

Dans certains cas il semble ainsi souhaitable pour définir l'endommagement d'introduire un critère où intervient la contrainte. C'est dans cet esprit que pour sa part, OSTERGREN (10) a proposé une relation  $(\sigma_{MAX} \cdot \Delta \epsilon_p) = f(N_R)$  pour remplacer la loi de MANSOON-COFFIN. Ce paramètre, comme celui de SMITH, relève d'une approche énergétique.

Dans notre cyclage thermique, nous avons obtenu une contrainte moyenne de 80 MPa et une contrainte maximale de 400 MPa (pour  $T_{\text{mini}}$ ) alors que nos essais isothermes se déroulent à  $\sigma_m \approx 0$ . La boucle d'hystérésis est ici décalée du côté des basses températures donc vers le domaine où les caractéristiques mécaniques du matériau sont plus grandes.

Pour notre matériau, nous ne disposons d'aucune donnée sur l'influence de la contrainte moyenne. Il serait intéressant que cet aspect soit abordé dans une étude ultérieure.

#### IV.3.5.2. Influence de la fréquence

Pour que les essais thermo-mécaniques soient directement comparables aux essais isothermes, il est nécessaire que les fréquences utilisées dans les 2 types d'essais soient les mêmes ou que l'influence de la fréquence soit faible pour le matériau étudié.

Dans les essais de fatigue thermique, la fréquence est en général plus faible (un facteur 10 est courant) qu'en fatigue isotherme, et ceci peut conduire à une diminution de la durée de vie par contribution plus marquée du dommage de fluage surtout aux températures élevées.

En fatigue oligocyclique isotherme à haute température, de nombreuses études (par exemple (11, 12)) ont montré que la diminution de la fréquence conduit le plus souvent à une diminution de la durée de vie (tandis que l'exposant  $c$  de l'équation de MANSON-COFFIN augmente) et à un passage progressif d'un mode de rupture prédominant transgranulaire à intergranulaire.

L'influence de la fréquence a été étudiée de façon quantitative par COFFIN (13, 14) qui a proposé de modifier les lois puissance habituelles comme suit :

$$\Delta \varepsilon_p = C_2 \cdot N_f^{-\beta} \cdot \nu^{(1-k)\beta} \quad (\text{IV.29.})$$

$$\Delta \sigma = A \cdot \Delta \varepsilon_p^{n'} \cdot \nu^{k_1} \quad (\text{IV.30.})$$

ce qui conduit à :

$$\Delta \varepsilon_e = C_1 \cdot N_f^{-\beta'} \cdot v^{k'} \quad (\text{IV.31.})$$

En isotherme, 2 essais à mêmes caractéristiques et à fréquences différentes se comparent alors suivant :

$$\frac{N_{f_1}}{N_{f_2}} = \left[ \frac{v_1}{v_2} \right]^{\frac{k'}{\beta'}} \quad (\text{IV.32.})$$

Toutefois les mécanismes d'endommagement qui interviennent quand on fait varier la fréquence sont divers et dépendent essentiellement de la structure du matériau.

KANAZAWA et ses coll., dans des études récentes (15,16), ont étudié la résistance à la fatigue oligocyclique isotherme de plusieurs aciers martensitiques à 12 % Cr, à plusieurs températures et à deux vitesses de déformation  $\dot{\varepsilon}_t$  ( $6,6 \cdot 10^{-3} \cdot s^{-1}$  et  $6,6 \cdot 10^{-5} \cdot s^{-1}$ ). Pour une même variation de déformation  $\Delta \varepsilon_t$ , les durées de vie obtenues sont relativement peu dépendantes de la fréquence contrairement à ce que ces auteurs ont observé dans le cas d'aciers inoxydables austénitiques. Ils obtiennent même le résultat, pour l'acier 12 Cr - 1 Mo - 1 W - 0,3 V (SUH 616 B), que la durée de vie augmente dans un rapport 1,25 à 600° et 500°C et diminue dans un rapport 1,12 à 400°C quand la vitesse passe de la plus grande à la plus petite valeur (16). Il semble ainsi, comme ANTOLOVITCH (12) le rappelait pour certains matériaux, que l'on puisse ici considérer pour certaines températures une interaction fatigue - fluage positive. Ceci peut aussi être interprété comme une indication de l'importance d'inclure la contrainte dans le critère de dommage.

Un résultat analogue a été obtenu par REMY et ses coll. (17) dans l'étude déjà évoquée du superalliage MAR M 509. Une réduction de la fréquence d'un facteur 10 conduit à une augmentation apparente de la durée de vie à 900°C. Toutefois, ils remarquent que cet effet de fréquence n'apparaît plus quand ils reportent la durée de vie en fonction du produit de l'amplitude

de contrainte par l'amplitude de déformation plastique  $\Delta\sigma \cdot \Delta\varepsilon_p$ . C'est pour cette raison et les remarques du paragraphe précédent qu'ils vont définir une température de fatigue isotherme équivalente pour représenter un cyclage thermique (200 - 1100°C) en utilisant ce critère.

Dans notre étude, nous avons effectué nos essais isothermes à  $\dot{\varepsilon} = 4 \cdot 10^{-3} \cdot s^{-1}$  soit à une fréquence  $\nu = 0,3$  Hz tandis que le cyclage thermique de période  $T = 20$  mn 42 s correspond à une fréquence  $\nu_{th} = 8 \cdot 10^{-4}$  Hz (soit une vitesse de déformation moyenne  $\dot{\varepsilon}_{th} = 10^{-5} s^{-1}$ ). Dans le cas de notre matériau, nous ne disposons pas de données sur l'effet de fréquence. Il apparaît souhaitable que d'autres études prolongent celle-ci. L'un des buts pourrait être la détermination des divers exposants de la loi de COFFIN (eq. IV.29. à 32) ce qui permettrait d'apporter une correction<sup>(1)</sup> à la durée de vie prédite par le modèle proposé.

---

(1) A titre d'illustration, avec les valeurs numériques publiées par COFFIN pour l'AISI 1010 à 500°C (13) et pour l'UDIMET 700 à 760°C (14) nous obtiendrions pour  $\frac{\nu}{\nu_{th}} = 375$ , suivant l'équation (IV.32.) un même rapport des durées de vie  $\frac{N}{N_{th}} = 4,5$ .



#### IV.3.6. CONCLUSION

Nous venons de montrer comment le modèle de prédiction de la durée de vie proposé pouvait être appliqué à l'évaluation du dommage dans un cycle de fatigue thermique et par suite à une estimation du nombre de cycles à rupture et à la caractérisation d'essais isothermes équivalents.

Pour des questions de disponibilité de l'équipement de fatigue et compte tenu de la durée et du coût excessifs de l'essai de fatigue thermique tel qu'il a été conçu dans cette phase initiale, nous n'avons pas pu mener l'essai à terme et vérifier la validité du résultat.

Dans une prochaine phase, il est envisagé au laboratoire de STEIN INDUSTRIE de procéder à des essais thermomécaniques avec cyclages simultanés en température et déformation (ou contrainte) avec un dispositif expérimental modifié. Ces modifications porteront essentiellement sur l'installation d'un appareillage de refroidissement par jets de gaz et sur le dessin de l'éprouvette. On espère ainsi s'affranchir en grande partie des aspects liés à la fréquence, en ayant des périodes de cycles comparables à celles des essais en fatigue isotherme. Les boucles d'hystérésis contrainte déformation puis déformation plastique - température seront alors traitées suivant la méthode décrite.



BIBLIOGRAPHIE DU CHAPITRE IV

1. S. TAIRA, M. FUJINO  
*"Fatigue Damage in Thermal Fatigue" Jap. Soc. Materials Science , JAPAN, 1978, vol. 27, n° 296, p. 440-446.*
2. C.E. JASKE  
*"Thermal-Mechanical, Low-Cycle Fatigue of AISI 1010 Steel" ASTM, STP 612, 1976, p. 170-198.*
3. A.E. CARDEN  
*"Thermal Fatigue Evaluation", ASTM, STP 465, 1970, p. 163-188.*
4. C.E. JASKE, B.N. LEIS  
*"Important Considerations in Thermal-Mechanical Fatigue Evaluation of Metallic Materials", CORROSION 79, mars 1979, Paper n° 131, p. 1-18.*
5. L.F. COFFIN  
*"The Problem of Thermal Stress Fatigue in Austenitic Steels at Elevated Temperatures", ASTM, STP 165, 1954, p. 31-52.*
6. J. REUCHET, M. REGER, F. REZAI-ARIA, L. REMY  
*"The Cumulation of High Temperature Low-Cycle Fatigue Damage in Two Temperature Tests", Conf. Int. sur la Fatigue Oligocyclique et la Prévision des Durées de Vie, FIRMINY, Septembre 1980.*
7. S. TAIRA  
*"Relationship between Thermal Fatigue and Low-Cycle Fatigue at Elevated Temperature", ASTM, STP 520, 1973, p. 80-101.*
8. S. TAIRA  
*"Thermal Fatigue and its relation to Creep Rupture and Mechanical Fatigue", 3rd Symposium on Naval Structural Mechanics, New-York, 1963, Proceedings, p. 187-213.*
9. K.N. SMITH, P. WATSON, T.H. TOPPER  
*"A Stress-Strain Function for the Fatigue of Metals" Journal of Materials, vol. 5, n° 4, 1970, p. 767-778.*

10. W.J. OSTERGREN

"A Damage Function and Associated Failure Equations for Predicting Hold Time and Frequency Effects in Elevated Temperature, Low-Cycle Fatigue", ASTM, Journal of Testing and Evaluation, 1976, Vol. 4, n° 5, p. 327-339.

11. D. FOURNIER, A. PINEAU

"Low Cycle Fatigue Behavior of Inconel 718 at 298 K and 823 K", Metallurgical Transactions A, vol. 8 A, 1977, p. 1095-1105.

12. S.D. ANTOLOVITCH

"Aspects métallurgiques de la fatigue à haute température" Ecole Internationale d'Eté sur la Fatigue des Matériaux et des Structures, 1978, SHERBROOKE (Canada).

13. L.F. COFFIN Jr.

"A Generalized Equation for Predicting High-Temperature Low-Cycle Fatigue, Including Hold Times" in Proceedings Air Force, Conference on Fatigue and Fracture of Aircraft Structures and Materials. AFFDL TR 70-144, Sept. 70, p. 301-312.

14. L.F. COFFIN Jr.

"The Effect of Frequency on the Cyclic Strain and Low Cycle Fatigue Behavior of Cast Udimet 500 at Elevated Temperature", Metallurgical Transactions, Vol. 2, Nov. 71, p. 3105-3113.

15. K. KANAZAWA, K. YAMAGUCHI, K. KOBAYASHI

"Effects of Temperature and Strain Rate on Low-Cycle Fatigue Properties of 12 Cr Martensitic Strainless Steel, SUS 403 B" Transactions of National Research Institute for Metals, JAPAN Vol. 22, n° 1, 1980, p. 11-18.

16. K. KANAZAWA, K. YAMAGUCHI, M. SATO, K. KOBAYASHI, N. SUZUKI, M. SHIOHARA, S. YOSHIDA

"Elevated-Temperature Fatigue Properties of Engineering Materials, Part IV", Transactions of National Research Institute for Metals, Vol. 20, n° 5, 1978, p. 321-342.

17. L. REMY, J. REUCHET, Y. THIERY, C. HERMAN

"Application de la fatigue isotherme à l'étude de la fatigue thermique", Contrat D.G.R.S.T. 78-7-2437 et 2438, Novembre 1980

C O N C L U S I O N



Pour atteindre la prévision de la durée de vie en fatigue thermomécanique, nous nous étions fixé pour objectif d'exploiter les résultats obtenus en fatigue oligocyclique isotherme.

Si la fatigue oligocyclique isotherme est maintenant fort étudiée, ce n'est pas le cas de la fatigue thermique. Aussi avons-nous consacré le chapitre I de ce rapport à une étude bibliographique de celle-ci. Nous avons d'abord rappelé que l'on parle de fatigue sous contraintes thermiques ou de fatigue thermomécanique dans le cas où respectivement les entraves à la dilatation d'un matériau sont internes ou externes. Nous avons décrit ensuite les principales techniques expérimentales utilisées et les techniques de calcul qui, dans ces deux domaines, permettent la détermination des boucles d'hystérésis  $\sigma - \epsilon_t$  et  $\epsilon_p - T$ .

Les principales méthodes de prédiction de durée de vie sont alors :

- la méthode de partition de la déformation inélastique (MANSON et HALFORD)
- les méthodes avec interaction fatigue-fluage :
  - . linéaire (modèle de SPERA)
  - . non linéaire (modèle de CHABOCHE)
- la méthode fondée sur le concept de température équivalente (proposée par TAIRA).

Ces méthodes résultent d'approches très diverses et doivent encore être élargies. Dans cette étude, nous proposons au chapitre IV un modèle de prévision qui se rattache au concept de température équivalente.

Le chapitre II rapporte les résultats expérimentaux que nous avons obtenus, à partir d'essais à chaud que nous avons pu effectuer au Laboratoire d'Essais de STEIN INDUSTRIE. Nous rappelons d'abord les principales caractéristiques chimiques et métallurgiques du matériau. L'acier étudié est un acier inoxydable martensitique à 12 % Cr amélioré par des

additions de Mo et de V, qui présente de hautes caractéristiques mécaniques à chaud tout en ayant une excellente résistance au fluage. De plus, ces caractéristiques physiques lui confèrent une très bonne résistance aux variations thermiques ; enfin, dans le domaine de température étudié, cet acier présente une structure métallurgique stable. Les caractéristiques mécaniques en traction monotone sont établies à diverses températures de 350 à 600°C. La résistance à la fatigue oligocyclique isotherme a été étudiée à 6 températures dans ce domaine 350 - 600°C, l'étude aux bornes de ce domaine ayant été beaucoup plus développée. Nous avons déterminé les lois et paramètres classiques et avons obtenu les résultats suivants :

- la comparaison des caractéristiques monotones et cycliques montre un net adoucissement du matériau, surtout aux températures les plus hautes,

- au cours des essais, l'évolution de l'amplitude de la contrainte présente un adoucissement continu très rapide, puis très lent (après 0,15  $N_R$  environ) la fissure macroscopique apparaît après 80 à 90 % de la durée de vie. Notons aussi, pour 350°, un léger durcissement initial durant les deux premiers pour-cent de  $N_R$ ,

- les courbes déformation totale et ses composantes plastique et élastique, fonction du nombre de cycles à rupture, ont été tracées à chaque température (§ II.3.7.). Les équations de résistance ont été déterminées (Tableau II.13). La comparaison des courbes de résistance à la fatigue plastique montre une relative insensibilité à la température d'essai dans le domaine des fortes déformations ( $\Delta\epsilon_t > 2\%$ ) et, quand la température augmente, une diminution de la durée de vie d'autant plus marquée que  $\Delta\epsilon_t$  diminue,

- l'examen macroscopique de la morphologie des faciès de rupture montre une évolution commune aux diverses températures quand  $\Delta\epsilon_t$  varie. Les fissures suivent les anciens joints de grains austénitiques ou les aiguilles de martensite. Nous avons, de plus, observé par microscopie électronique à balayage, de nombreuses zones striées ainsi que des zones de décohésion importante pour les taux de déformation les plus grands.



Au chapitre III, nous proposons une loi d'endommagement en fatigue oligocyclique isotherme où la température et la variation de déformation plastique sont les variables. Les relations de MANSO-COFFIN et de TAIRA sont d'abord discutées ainsi que leurs insuffisances à prendre en compte dans le cas présent le paramètre température de façon convaincante. L'analyse des résultats expérimentaux permet de penser que l'endommagement en fatigue est simultanément lié à deux types de mécanismes fonction de la déformation plastique, le premier étant activé thermiquement, le second étant athermique.

Par une méthode de simulation numérique, nous avons obtenu une corrélation très satisfaisante entre le système d'équations de MANSO-COFFIN et une fonction de la forme :

$$\frac{1}{N_R} = A_1 \cdot \Delta \epsilon_p^{B_1} \cdot e^{-\frac{Q}{RT}} + A_2 \cdot \Delta \epsilon_p^{B_2}$$

Cette fonction permet la représentation de la résistance à la fatigue du matériau par une "surface d'endurance" définie dans un trièdre ( $N_R, \Delta \epsilon_p, T$ ).

Le domaine de validité du modèle proposé semble pouvoir être étendu assez largement au-delà de son domaine de définition initial ( $\Delta \epsilon_p = 0,2 - 0,8 \%$ ) puisque pour tous les essais effectués à 350 et 600°C (jusque  $\Delta \epsilon_p = 3,6 \%$ ) le modèle permet une prédiction plutôt conservatrice de la durée de vie avec un facteur de dispersion inférieur à 2,1.

Au chapitre IV, nous montrons qu'un des intérêts principaux de la loi de comportement proposée réside dans l'étude de la fatigue thermomécanique. Cette démarche suppose que la règle de cumul linéaire du dommage s'applique de manière satisfaisante.

Le modèle que nous avons établi peut être appliqué sur la boucle  $\epsilon_p - T$  du cycle de référence d'un essai de fatigue thermomécanique et conduit à la prédiction de la durée de vie et à la caractérisation de toute une série d'essais isothermes équivalents, ceci grâce au concept de la "surface d'endurance".

Le chapitre IV décrit l'essai de fatigue thermomécanique que nous avons effectué, la méthode de calcul utilisée pour l'obtention de la boucle d'hystérésis et les modalités pratiques d'exploitation du modèle.

La vérification de la prédiction avec l'expérience n'a malheureusement pas pu être faite dans le cadre de cette étude pour des raisons expérimentales. La procédure d'essai suivie - la seule possible dans l'état actuel de l'équipement - conduisait en effet à une période du cycle d'une vingtaine de minutes. L'essai, dans ces conditions, aurait pu durer ainsi environ trois mois et demi. Mener un tel essai à terme, compte tenu du coût correspondant et de la charge d'occupation de la machine, n'a pas pu être réalisé pour l'instant.

De plus, une telle différence entre les fréquences dans les essais isothermes et thermomécaniques doit probablement entraîner une réduction de la durée de vie. L'effet de fréquence devrait être pris en compte pour pouvoir étendre la validité du modèle proposé. Deux voies semblent prometteuses : soit en introduisant un paramètre supplémentaire comme l'a fait COFFIN, soit en s'affranchissant de l'effet de fréquence par la prise en compte de la contrainte comme le suggère REMY.

A la lumière de nos résultats, il apparaît que notre étude doit se prolonger suivant deux voies principales :

- D'abord en précisant la nature des micromécanismes mis en jeu et en évaluant l'effet de fréquence, cette démarche s'apparente à celle de YOKOBORI par exemple,

- Ensuite en évaluant la validité des prédictions du modèle avec des essais de fatigue thermomécanique.

En tout état de cause, la relation que nous proposons offre d'ores et déjà au concepteur un moyen de prévision pour des essais isothermes et offre une possibilité d'évaluation de la durée de vie pour des cycles complexes à température variable.

