



HAL
open science

Aspects expérimentaux et modélisation de la durée de vie en fatigue thermomécanique dans le cas des aciers Cr-Mo-V, 316 L et de l'alliage TZM

Christophe Korn

► **To cite this version:**

Christophe Korn. Aspects expérimentaux et modélisation de la durée de vie en fatigue thermomécanique dans le cas des aciers Cr-Mo-V, 316 L et de l'alliage TZM. Mécanique des matériaux [physics.class-ph]. Université Paul Verlaine - Metz, 1988. Français. NNT : 1988METZ015S . tel-01775757

HAL Id: tel-01775757

<https://hal.univ-lorraine.fr/tel-01775757>

Submitted on 24 Apr 2018

HAL is a multi-disciplinary open access archive for the deposit and dissemination of scientific research documents, whether they are published or not. The documents may come from teaching and research institutions in France or abroad, or from public or private research centers.

L'archive ouverte pluridisciplinaire **HAL**, est destinée au dépôt et à la diffusion de documents scientifiques de niveau recherche, publiés ou non, émanant des établissements d'enseignement et de recherche français ou étrangers, des laboratoires publics ou privés.



AVERTISSEMENT

Ce document est le fruit d'un long travail approuvé par le jury de soutenance et mis à disposition de l'ensemble de la communauté universitaire élargie.

Il est soumis à la propriété intellectuelle de l'auteur. Ceci implique une obligation de citation et de référencement lors de l'utilisation de ce document.

D'autre part, toute contrefaçon, plagiat, reproduction illicite encourt une poursuite pénale.

Contact : ddoc-theses-contact@univ-lorraine.fr

LIENS

Code de la Propriété Intellectuelle. articles L 122. 4

Code de la Propriété Intellectuelle. articles L 335.2- L 335.10

http://www.cfcopies.com/V2/leg/leg_droi.php

<http://www.culture.gouv.fr/culture/infos-pratiques/droits/protection.htm>

THESE

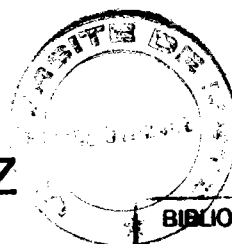
présentée à

LA FACULTE DES SCIENCES DE
L'UNIVERSITE DE METZ

pour obtenir le

TITRE DE DOCTEUR
DE
L'UNIVERSITE DE METZ
par

C. KORN



BIBLIOTHEQUE UNIVERSITAIRE
- METZ

N° inv.	1988 0305
Cote	S/M3 88/15
ot Loc	Magasin

Sujet : Aspects expérimentaux et modélisation de la durée de vie en fatigue thermomécanique dans le cas des aciers Cr-Mo-V, 316 L et de l'alliage TZM.

Soutenue le 2 décembre 1988, devant la Commission d'Examen :

M^r G. PLUVINAGE : UNIVERSITE DE METZ
M^{lle} C. ROBIN : UNIVERSITE DE METZ (Rapporteur)
M^r G. DEGALLAIX : UNIVERSITE DE LILLE (Rapporteur)
M^r M. LEBIENVENU : E.N.I. DE METZ (Rapporteur)
M^r J.L. BOUTARD : N.E.T. TEAM (Munich)
M^r G. NICOLAS : CIME BOCUSE
M^r J.P. CORRE : PLANSEE

REMERCIEMENTS.

Ce travail a été réalisé au Laboratoire de Fiabilité Mécanique de l'Université de METZ sous la direction de Monsieur G. PLUVINAGE à qui je tiens à exprimer ma profonde gratitude pour la confiance et les encouragements permanents qu'il m'a témoigné tout au long de cette étude.

Je remercie Messieurs, G. DEGALLAIX, maître de conférence à l'Université de Lille, M. LEBIENVENU, professeur à l'Ecole d'Ingénieurs de Metz, J.P. CORRE de la Société Plansee, G. NICOLAS de la Société Cime Bocuse ainsi que mademoiselle C. ROBIN, maître de conférence à l'Université de Metz de m'avoir fait l'honneur de juger ce travail.

Ce travail n'aurait pu se faire sans l'aide matérielle de la Société Alstom ainsi que du N.E.T. TEAM de Munich ; qu'ils en soient remerciés.

J'adresse enfin tous mes remerciements à l'ensemble des membres du Laboratoire, notamment à Monsieur P. JODIN qui a contribué étroitement à l'accomplissement de ces travaux.

SOMMAIRE.

INTRODUCTION.	1
CHAPITRE I : Etude Bibliographique.	4
CHAPITRE II : Conception et réalisation d'une unité d'essais de fatigue thermomécanique assistée par ordinateur.	46
CHAPITRE III : Etude expérimentale.	63
CHAPITRE IV : Application de différents modèles de prévision de la durée de vie.	152
CONCLUSION GENERALE.	164
REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES.	166

NOTATIONS.

- N : Nombre de cycles.
- N_r : Nombre de cycles à rupture.
- ϵ_e : Déformation élastique.
- $\Delta\epsilon_e$: Amplitude de déformation élastique.
- ϵ_p : Déformation plastique.
- $\Delta\epsilon_p$: Amplitude de déformation plastique.
- $\Delta\epsilon_{p0}$: Amplitude de déformation plastique du premier cycle.
- $\Delta\epsilon_{pi}$: Amplitude de déformation plastique du cycle i .
- $\Delta\epsilon_{pf}$: Amplitude de déformation plastique du dernier cycle.
- ϵ_t : Déformation en traction.
- ϵ_c : Déformation en compression.
- ϵ_m : Déformation moyenne.
- $\Delta\epsilon_T$: Amplitude de déformation totale.

ϵ_{10} : Déformation à contrainte nulle lors de la montée en charge.

ϵ_{20} : Déformation à contrainte nulle lors du déchargement.

$\Delta\epsilon_{th}$: Amplitude de déformation thermique.

$\Delta\epsilon_m$: Amplitude de déformation mécanique.

$\Delta\epsilon_{ptm}$: Amplitude de déformation plastique en fatigue thermomécanique d'après TAIRA.

$\Delta\epsilon_{pp}$: Déformation plastique en traction et en compression.

$\Delta\epsilon_{pc}$: Déformation plastique en traction - fluage en compression.

$\Delta\epsilon_{cp}$: Fluage en traction - déformation plastique en compression.

$\Delta\epsilon_{pp}$: Fluage en traction et compression.

σ : Contrainte.

$\Delta\sigma$: Amplitude de contrainte.

$\bar{\sigma}$: Contrainte moyenne.

σ^f : Coefficient de résistance à la fatigue ou coefficient de Basquin.

b : Exposant de résistance à la fatigue ou exposant de Basquin.

- ϵ^f : Coefficient de ductilité en fatigue ou coefficient de Manson-Coffin.
- c : Exposant de ductilité en fatigue ou exposant de Manson-Coffin.
- E : Module d'élasticité ou module d'Young.
- T : Température.
- ΔT : Amplitude de Température.
- α : Coefficient de dilatation.
- $\lambda(T)$: Facteur de dommage d'après TAIRA.
- D : Dommage.
- D_p : Dommage dit "de charge".
- D_e : Dommage dit "Plastique".
- ΔD : Dommage par cycle.
- η : Taux de restriction.
- ν : Fréquence de cyclage.
- ν_t : Fréquence de cyclage en traction.
- t : Temps.
- t_c : Temps critique à rupture au fluage.

$\Delta \epsilon_p^*$: Amplitude de déformation plastique au cycle stabilisé.

Q : Energie d'activation apparente.

R : Constante des gaz parfaits.

F_{\max} : Charge maximale en traction d'une boucle d'hystérésis.

P_0 : Charge maximale (en traction) du premier cycle.

P_i : Charge maximale (en traction) du cycle i .

P_f : Charge maximale (en traction) du dernier cycle.

Liste des figures

Figure 1 : Courbe de Wöhler.

Figure 2 : Exemple de cycle effort - déformation.

Figure 3 : Boucle d'hystérésis.

Figure 4 : Courbes de Manson - Coffin.

Figure 5 : Cycle mécanique imposé par Miller /10/.

Figure 6 : Evolution de la durée de vie en fonction de la durée du temps de maintien à 600° C sur un acier 2,25 % Cr - 1 % Mo d'après Miller /10/.

Figure 7 : Terminologie de la fatigue d'après Spera /11/.

Figure 8 : Exemple de cyclage en phase.

Figure 9 : Exemple de cyclage hors phase.

Figure 10 : Influence du mode de cyclage sur la durée de vie sur A 286 d'après Sheffler /12/.

Figure 11 : Influence du mode de cyclage sur la durée de vie sur MAR M 200 d'après Bill /13/.

Figure 12 : Boucle d'hystérésis contenant $\Delta\varepsilon_{pp}$, $\Delta\varepsilon_{cc}$, $\Delta\varepsilon_{cp}$ d'après Miller /10/.

Figure 13 : Exemples de cycles obtenus d'après Hirschberg /16/.

Figure 14 : Boucles d'hystérésis pour la détermination des coefficients A_{jk} et α_{jk} d'après Miller /10/.

Figure 15 : Boucle d'hystérésis schématisée en fatigue thermomécanique.

Figure 16 : Evolution du facteur λ (T) avec la température.

Figure 17 : Boucle d'hystérésis schématisée en fatigue thermomécanique.

Figure 18 : Evolution du facteur de dommage λ (T) en fonction de la température d'après TAIRA.

Figure 19 : Cycle stabilisé.

Figure 20 : Loi de comportement cyclique.

Figure 21 : Evolution du dommage au cours des essais de fatigue à contrainte imposée.

Figure 22 : Courbes de Manson - Coffin de l'acier 25 CVD 4-10

Figure 23 : Droites plastiques.

Figure 24 : Schéma de l'installation.

Figure 25 : L'éprouvette d'essais.

Figure 26 : Montage d'alignement.

Figure 27 : Structure du logiciel de pilotage pour essais isothermes.

Figure 28 : Structure du logiciel de pilotage pour essais thermomécaniques.

Figure 29 : Cycles mécaniques et thermiques pour les essais sur l'acier Cr-Mo-V.

Figure 30 : Courbes charge - déformation (Alstom Interne).

Figure 31 : Courbes charge - déformation (Alstom Externe).

Figure 32 : Evolution des charges sur palier de maintien.

Figure 33 : Courbe charge max. - charge min. - Nombre de cycles (Alstom Interne).

Figure 34 : Courbe charge max. - charge min. - Nombre de cycles (Alstom externe).

Figure 35 : Déformation plastique - Nombre de cycles - Energie - Nombre de cycles - Alsthom Interne.

Figure 36 : Déformation plastique - Nombre de cycles - Energie - Nombre de cycles - Alsthom Externe.

Figure 37 : Evolution du dommage en fonction de N/N_r (Alsthom Interne).

Figure 38 : Evolution du dommage en fonction de N/N_r (Alsthom Externe).

Figure 39 : Cycles mécanique et thermique pour les essais sur l'acier 316 L.

Figure 40 : Courbes charge - déformation (316 L à 150° C).

Figure 41 : Courbes charge - déformation (316 L à 500° C).

Figure 42 : Charges à 60, 90, 180, 190 s - Nombre de cycles (316 L à 150° C).

Figure 43 : Charges à 60, 90, 180, 190 s - Nombre de cycles (316 L à 500° C).

Figure 44 : Déformations plastique et élastique - Nombre de cycles (316 L à 150° C).

Figure 45 : Déformations plastique et élastique - Nombre de cycles (316 L à 500° C).

Figure 46 : Courbes charge - déformation (316 L - thermomécanique).

Figure 47 : Charges à 60, 90, 180, 190 s - Nombre de cycles (316 L - thermomécanique).

Figure 48 : Déformations plastique et élastique - Nombre de cycles (316 L - thermomécanique).

Figure 49 : Evolution du dommage D_e en fonction de N/N_r (316 L).

Figure 50 : Cycles mécanique et thermique pour les essais sur l'alliage TZM.

figure 51 : Courbe de Wöhler de l'alliage TZM.

Figure 52 : Boucles d'hystérésis en fatigue thermomécanique à $\Delta\sigma = 800$ MPa (Alliage TZM).

Figure 53 : Boucles d'hystérésis en fatigue thermomécanique à $\Delta\sigma = 1000$ MPa (Alliage TZM).

Figure 54 : Définition des déformations.

Figure 55 : Evolution des déformations en fonction de N/N_r ($\Delta\sigma = 800$ MPa thermomécanique).

Figure 56 : Evolution des déformations en fonction de N/N_r ($\Delta\sigma = 1000$ MPa thermomécanique).

Figure 57 : Evolution des déformations en fonction de N/N_r ($\Delta\sigma = 1200$ MPa thermomécanique).

Figure 58 : Evolution de $\varepsilon_c, \varepsilon_T, \Delta\varepsilon_T$ extrêmes en fonction de N/N_r (Essais Thermomécaniques).

Figure 59 : Evolution de $\varepsilon_{10}, \varepsilon_{20}, \varepsilon_M, \Delta\varepsilon_p$ extrêmes en fonction de N/N_r (Essais Thermomécaniques).

Figure 60 : Evolution des déformations en fonction de N/N_r ($\Delta\sigma = 800$ MPa $T = 500^\circ$ C).

Figure 61 : Evolution des déformations en fonction de N/N_r ($\Delta\sigma = 1000$ MPa $T = 500^\circ$ C).

Figure 62 : Evolution de $\varepsilon_c, \varepsilon_T, \Delta\varepsilon_T$ extrêmes en fonction de N/N_r (Essais isothermes à 500° C).

Figure 63 : Evolution de $\varepsilon_{10}, \varepsilon_{20}, \varepsilon_M, \Delta\varepsilon_p$ extrêmes en fonction de N/N_r (Essais isothermes à 500° C).

Figure 64 : Evolution des déformations en fonction de N/N_r ($\Delta\sigma = 800$ MPa
T = 350° C).

Figure 65 : Evolution des déformations en fonction de N/N_r ($\Delta\sigma = 1000$ MPa
T = 350° C).

Figure 66 : Evolution de $\epsilon_c, \epsilon_t, \Delta\epsilon_t$ extrêmes en fonction de N/N_r (Essais isothermes
à 350°C).

Figure 67 : Evolution de $\epsilon_{10}, \epsilon_{20}, \epsilon_M, \Delta\epsilon_p$ extrêmes en fonction de N/N_r (Essais
isothermes à 350° C).

Figure 68 : Evolution du dommage D_e en fonction de N/N_r .

Figure 69 : Evolution du dommage selon Chaboche en fonction de N/N_r .

Liste des tableaux.

Tableau 1 : Composition de l'acier Cr-Mo-V.

Tableau 2 : Valeurs de dilatation lors des cyclages thermiques de l'acier Cr-Mo-V.

Tableau 3 : Durées de vie de l'acier Cr-Mo-V en fonction des cycles thermomécaniques imposés.

Tableau 4 : Durée des trois stades de l'évolution du comportement de l'acier Cr-Mo-V en fatigue thermomécanique.

Tableau 5A : Evolution du dommage dans le cas "Alstom Interne".

Tableau 5B : Evolution du dommage dans le cas "Alstom Externe".

Tableau 6 : Composition de l'acier 316 L.

Tableau 7 : Propriétés physiques de l'acier 316 L.

Tableau 8 : Durée de vie du matériau en essais isothermes.

Tableau 9 : Durée des trois stades dans l'évolution du comportement de l'acier 316 L en essais isothermes à 150° C et 500° C.

Tableau 10 : Durée des trois stades dans l'évolution du comportement de l'acier 316 L en essai thermomécanique.

Tableau 11A : Evolution du dommage durant l'essai à 150° C.

Tableau 11A : Evolution du dommage durant l'essai à 500° C.

Tableau 11A : Evolution du dommage durant l'essai thermomécanique.

Tableau 12 : Composition de l'alliage TZM.

Tableau 13 : Caractéristiques physiques de l'alliage TZM.

- Tableau 14** : Durées de vie de l'alliage TZM en conditions isothermes et thermomécaniques sous contrainte imposée.
- Tableau 15** : Evolution des boucles d'hystérésis suivant le niveau de contrainte appliqué en fatigue thermomécanique sur l'alliage TZM.
- Tableau 16** : Comportement cyclique de l'alliage TZM en fatigue thermomécanique.
- Tableau 17** : Déformations avant rupture.
- Tableau 18** : Description de l'évolution des boucles d'hystérésis à 500° C.
- Tableau 19** : Comportement cyclique de l'alliage TZM à 500° C.
- Tableau 20** : Valeurs des déformations avant rupture à 500° C.
- Tableau 21** : Evolution des boucles d'hystérésis à 350° C.
- Tableau 22** : Comportement cyclique de l'alliage TZM à 350° C.
- Tableau 23** : Valeurs des déformations avant rupture à 350° C.
- Tableau 24** : Evolution du dommage plastique dans le cas des essais à contrainte imposée sur alliage TZM.
- Tableau 25** : Valeurs de K_c et m_c suivant le type d'essai effectué.
- Tableau 26** : Valeurs du dommage obtenues avant rupture.
- Tableau 27** : Résultats selon le modèle de Taira sur l'acier Cr-Mo-V.
- Tableau 28** : Résultats obtenus d'après le modèle de séparation en fréquence sur l'acier Cr-Mo-V.
- Tableau 29** : Résultats obtenus d'après le modèle de Degallaix sur l'acier Cr-Mo-V.
- Tableau 30** : Résultats obtenus d'après le concept de "Spanning factor" sur l'acier Cr-Mo-V.

Tableau 31 : Résultats d'après le modèle de Gilgert sur l'acier Cr-Mo-V.

Tableau 32 : Bilan.

Tableau 33 : Valeurs nécessaires à la modélisation dans le cas de l'acier 316 L.

Tableau 34 : Résultats des prévisions de durée de vie (Acier 316 L).

Liste des photographies.

Photo 1 : Vue générale de l'installation.

Photo 2 : Partie mécanique de l'installation.

Photo 3 : Vue extérieure du four.

Photo 4 : Four vu de l'intérieur.

Photo 5 : L'extensomètre.

Photo 5A : Ensemble monté.

Photo 6 : Fissure principale sur éprouvette testée suivant le cycle "Alstom Externe".

Photo 7 : Détail de photo 6 - Fissure oxydée.

Photo 8 : Détail de photo 7 - Microfissure sur inclusion.

Photo 9 : Fissures sur éprouvette testée suivant le cycle "Alstom Interne".

Photo 10 : Croute d'oxyde fissurée.

Photo 11 : Microfissure sur inclusion.

Photo 12 : Essai isotherme à 500° C (Acier 316 L)- Faciès de rupture.

Photo 13 : Essai thermomécanique (Acier 316 L) - Faciès de rupture.

Photo 14 : Fissure principale dans le cas de l'essai à 150° C (Acier 316 L).

Photo 15 : Fissures en surface dans le cas de l'essai à 150° C (Acier 316 L).

Photo 16 : Fissure principale et fissures en surface dans le cas de l'essai à 500° C (Acier 316 L).

Photo 17 : Fissure principale et fissures en surface dans le cas de l'essai thermomécanique (Acier 316 L).

Photo 18 : Stries dans le cas de l'essai à 500° C (Acier 316 L).

Photo 19 : Stries dans le cas de l'essai à 500° C (Acier 316 L).

Photo 20 : Essai à 800 MPa Thermomécanique - Faciès de rupture (alliage TZM).

Photo 21 : Détail de photo 18 (quart supérieur gauche).

Photo 22 : Zone fragile (alliage TZM, 800 MPa Thermomécanique).

Photo 23 : Microfissures dans zone de fatigue (alliage TZM, 800 MPa Thermomécanique).

Photo 24 : Inclusions et microfissures (détail de photo 21).

Photo 25 : Stries dans zone de fatigue (détail de photo 21).

Photo 26 : Essai à 100 MPa Thermomécanique - Faciès de rupture (alliage TZM).

Photo 27 : Détail de photo 26 - (Zone supérieure).

Photo 28 : Amas inclusionnaires dans les fissures (détail de photo 27).

Photo 29 : Amas inclusionnaires dans les fissures (détail de photo 28).

Photo 30 : Essai isotherme à 500° C et 1000 MPa - Faciès de rupture (Alliage TZM).

Photo 31 : Détail de photo 30 - Fissures.

Photo 32 : Essai thermomécanique à 1200 MPa - Faciès de rupture (Alliage TZM).

Photo 33 : Détail de photo 32 - Inclusions dans les fissures.

Photo 34 : Essai de Traction - Faciès de rupture (Alliage TZM).

Photo 35 : Détail de photo 34 - Amas inclusionnaires.

INTRODUCTION GENERALE

La résistance à la fatigue oligocyclique et son évolution en fonction de la température sont deux principales caractéristiques mécaniques qui interviennent dans le dimensionnement des pièces mécaniques dans des domaines aussi variés que l'énergétique ou l'aéronautique (générateurs, réacteurs, turbines).

Les essais de fatigue thermomécanique résultent de la superposition de cyclages mécanique et thermique. Les études dans ce domaine ont pour but essentiel de sélectionner des matériaux en fonction de leur résistance, ou de prévoir la durée de vie de structures, ou de parties de structures, en reconstituant sur éprouvette, les efforts que ces mêmes structures supportent.

L'étude du comportement de matériaux en fatigue thermomécanique est relativement récente ; en effet, les premiers essais étaient réalisés en fatigue isotherme puis extrapolés à la fatigue thermomécanique. Mais, avec l'évolution des techniques, notamment au niveau de l'instrumentation, il fut possible d'effectuer des essais de fatigue avec des cycles mécanique et thermique en phase ou déphasés de façon à se rapprocher le plus possible de la réalité de fonctionnement des pièces mécaniques.

Une seconde approche consiste à prédire la durée de vie d'un matériau soumis à des cyclages thermomécaniques afin d'éviter de réaliser des essais qui nécessitent un investissement lourd et coûteux. Actuellement, la tendance est à l'utilisation de données et de modèles /1/ à /14/ issus d'essais de fatigue oligocyclique isotherme. Mais peut-on réellement prédire la durée de vie d'un matériau soumis à des cyclages mécanique et thermique à partir de telles données ? Si ce n'est point le cas, il est nécessaire d'utiliser des modèles de prévision de durée de vie basés sur de nombreux essais de fatigue thermomécanique ; alternative longue et coûteuse.

Dans le premier chapitre, nous rappellerons quelques notions de base en fatigue oligocyclique en précisant l'influence de différents paramètres. En fatigue thermomécanique, les quelques modèles de prévision de durée de vie les plus classiques seront présentés de manière à dégager l'intérêt d'une modélisation par rapport à la réalisation d'essais.

Dans le second chapitre, nous détaillerons l'installation pour essais de fatigue thermomécanique que nous avons mise au point ainsi que les différents logiciels de pilotage et de traitement de données que nous avons réalisés.

Le troisième chapitre est constitué par deux études expérimentales différentes : la première composée d'essais menés à déformation imposée concernant l'étude en fatigue thermomécanique d'un acier Cr-Mo-V composant certains rotors de turbine de la société Alstom ainsi que l'étude d'un acier 316 L en fatigue isotherme et thermomécanique, entrant en compte dans la prochaine génération de réacteurs à fusion nucléaire de N.E.T. TEAM. Nous étudierons l'influence de la forme des cycles ainsi que du niveau de température sur la durée de vie ainsi que sur le comportement des matériaux.

La seconde étude est composée par la réalisation d'essais de fatigue isotherme et thermomécanique sous amplitude de contrainte imposée sur un alliage base molybdène, TZM, utilisé également dans le réacteur du N.E.T. TEAM. Nous étudierons l'influence de la contrainte appliquée et de la température sur la durée de vie et sur le comportement du matériau.

Dans le chapitre quatre, nous appliquerons les différents modèles de prévision de durée de vie, énoncés au premier chapitre, sur les résultats obtenus sur les aciers Cr-Mo-V et 316 L afin de déterminer la fiabilité et l'intérêt d'une modélisation par rapport à la réalisation d'essais.

CHAPITRE 1

Etude Bibliographique

Chapitre 1

Etude Bibliographique

1-1) La fatigue oligocyclique	7
1-1-1) Définition	7
1-1-2) La fatigue oligocyclique isotherme	11
1-2) La fatigue thermomécanique	13
1-3) Modèles de prévision de la durée de vie en fatigue thermomécanique	15
1-3-1) Modèle du "Strain Range Partitionning"	16
1-3-1-1) Principe	16
1-3-1-2) Les relations	18
1-3-2) Modèle de température équivalente (TAIRA)	20
1-3-2-1) Cas d'un cyclage thermomécanique à basse température	23
1-3-2-2) Cas d'un cyclage thermomécanique à température élevée	25
1-3-2-3) Remarques	28
1-3-3) Modèle basé sur la séparation en fréquence	29
1-3-4) Modèle du dommage continu (CHABOCHE)	30
1-3-4-1) Endommagement par fluage	31
1-3-4-2) Endommagement par fatigue	31
1-3-4-3) Détermination des coefficients	32
1-3-4-4) Application à la fatigue thermomécanique	35

1 - 3 - 5) Modèle de Degallaix	36
1-3-5-1) Principe	36
1-3-5-2) Application à la fatigue thermique	37
1-3-6) Concept dit du "Spanning factor"	39
1-3-7) Modèle de Gilgert	40
1-3-7-1) Principe	40
1-3-7-2) Définition du modèle	44
1-3-8) Remarques sur les modèles	45

1 - 1) La fatigue oligocyclique

1 - 1 - 1) Définitions

- Ethymologiquement, le fait que la fatigue soit oligocyclique, indique que les matériaux étudiés ont une durée de vie faible (10^4 à 10^5 cycles)
- De plus la fatigue oligocyclique est plastique, ce qui signifie qu'à chaque cycle réalisé, une déformation plastique significative se produit.

L'essai de fatigue le plus simple consiste à soumettre l'éprouvette à des cycles d'efforts périodiques, d'amplitude maximale et de fréquence constantes, et à noter le nombre de cycles N_r au bout duquel la rupture se produit.

En soumettant un certain nombre d'éprouvettes à des contraintes maximales différentes, on obtient une courbe, appelée courbe de WOHLER (figure 1), sur laquelle on peut distinguer trois domaines :

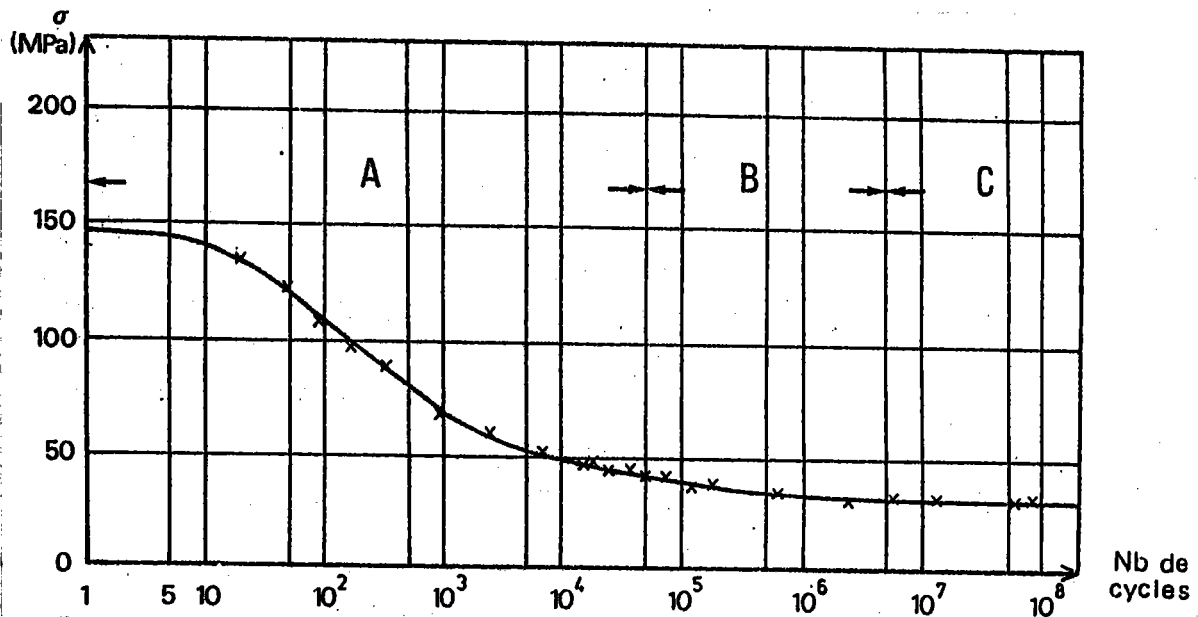


Figure 1 : Courbe de WOHLER.

- Une zone de fatigue (A), dans laquelle, sous forte contrainte, la rupture survient après un nombre de cycles très faible et est précédée par une déformation plastique importante ;
- Une zone d'endurance limitée (B) où la rupture se produit après un nombre de cycles limité qui croît lorsque la contrainte décroît ;
- Une zone d'endurance illimitée (C) dans laquelle la rupture ne se produit pas avant 10^7 cycles.

Afin de réaliser des essais de fatigue oligocyclique, il est impératif de pouvoir mesurer ou contrôler la déformation de l'éprouvette lors du cyclage qui est réalisé en traction-compression à déformation imposée. Les cycles contrainte-déformation obtenus lors des essais engendrent une boucle d'hystérésis (fig.2) ayant tendance à se stabiliser après un certain nombre d'alternances : cette stabilisation dépend étroitement du type de cycle, de l'amplitude de déformation ainsi que de la nature du matériau étudié.

Lors de l'obtention de cette stabilisation, il est possible de définir différentes grandeurs sur la boucle : (fig.3)

- Une amplitude de déformation élastique ($\Delta\varepsilon_e$) ;
- Une amplitude de déformation plastique ($\Delta\varepsilon_p$) qui évolue au cours du cyclage de même que l'amplitude de déformation élastique ;
- Une amplitude de déformation totale ($\Delta\varepsilon_t$) qui, du fait qu'elle est imposée, reste constante au cours de l'essai ;
- L'énergie de déformation plastique dissipée à chaque cycle correspondant à l'aire contenue dans la boucle d'hystérésis.

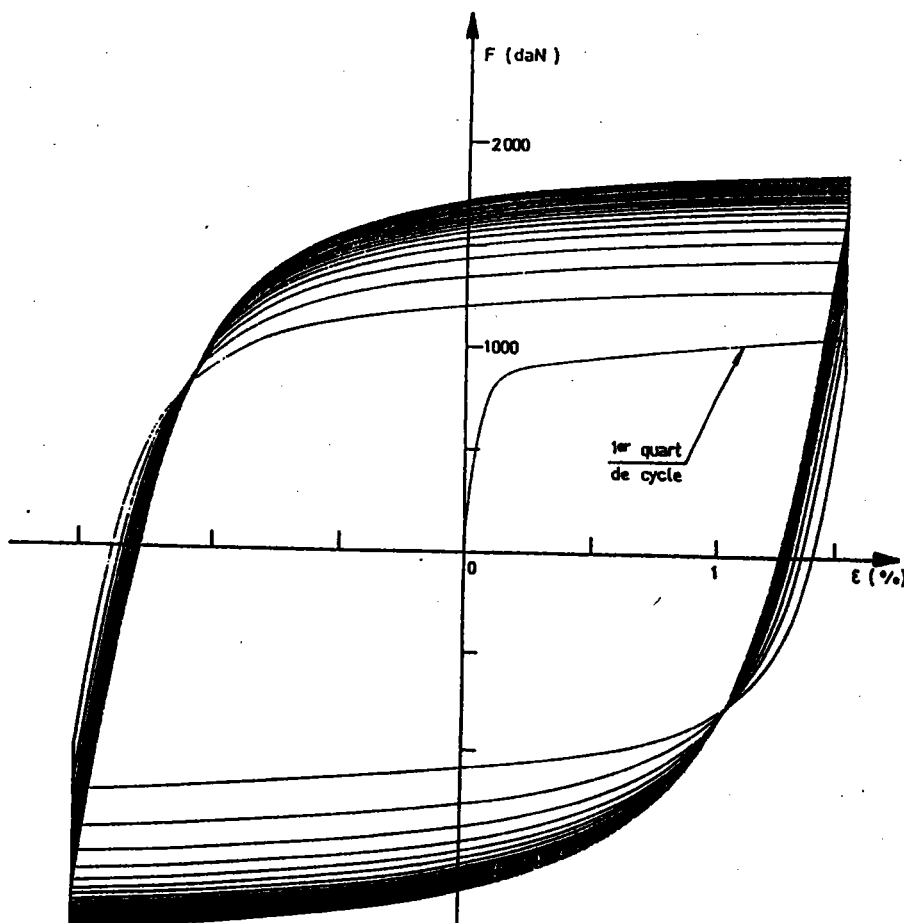


Figure 2 : Exemple de cycle effort - déformation.

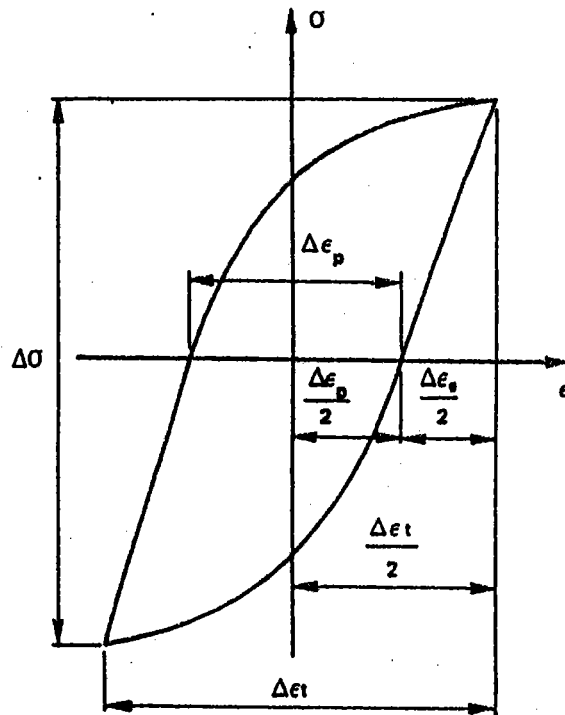


Figure 3 : Boucle d'hystérésis.

Différents critères de rupture peuvent être utilisés pour déterminer le nombre de cycles à rupture. Ces critères dépendent, pour des essais effectués à amplitude de déformation constante, de l'allure des courbes charge-nombre d'alternances /5/.

En ce qui nous concerne, pour les matériaux étudiés, nous supposons que la pièce est hors d'usage pour un nombre de cycles à rupture N_r correspondant à 50 % de la chute de charge.

Lors d'essais effectués à différentes amplitudes de déformation totale, si nous reportons les valeurs de $\Delta\epsilon_t/2$, $\Delta\epsilon_p/2$ et $\Delta\epsilon_e/2$, déterminées d'après des cycles d'hystérésis stabilisés, sur un diagramme bilogarithmique $\Delta\epsilon = f(N_r)$, nous obtenons les courbes dites de Manson-Coffin (Fig.4).

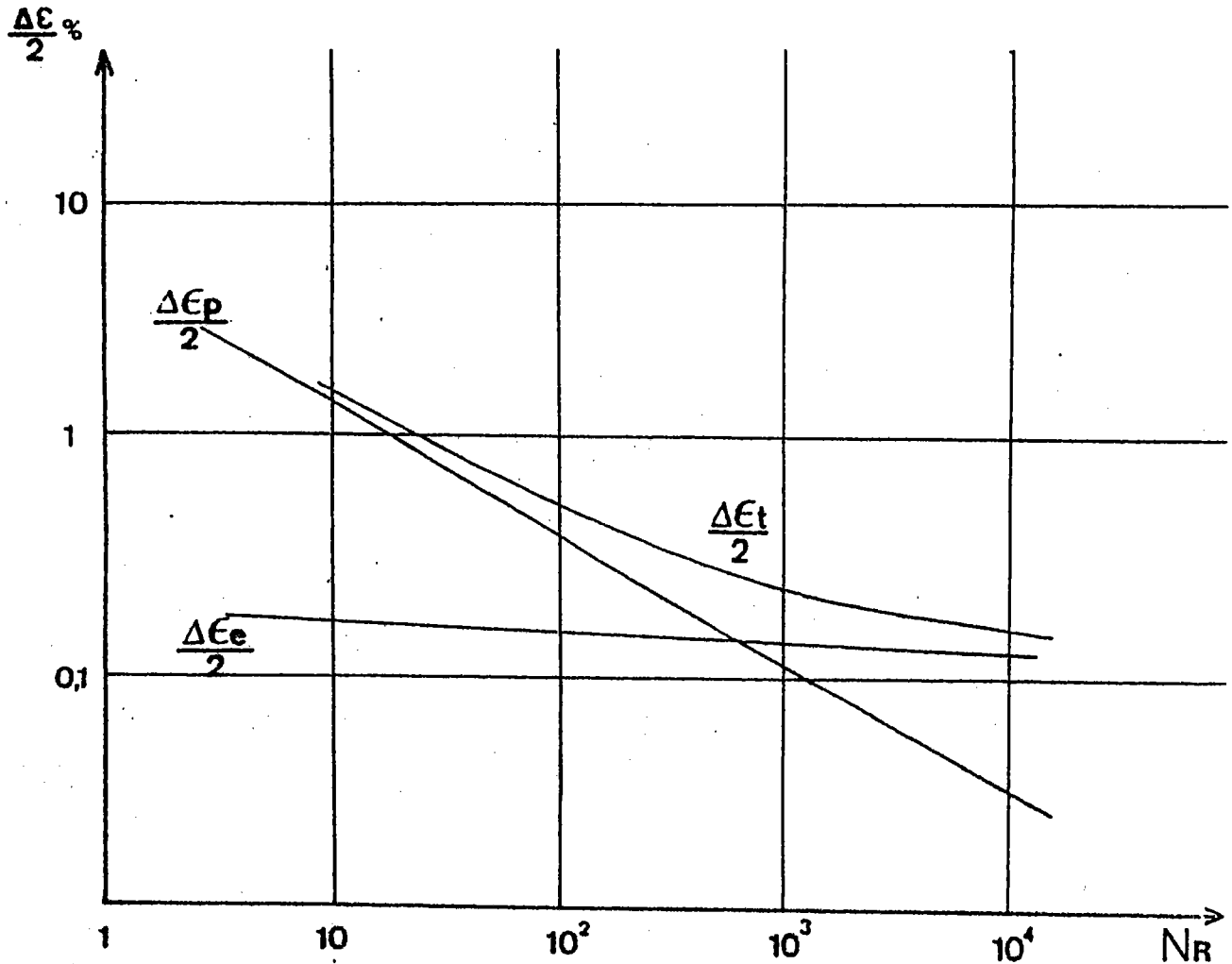


Figure 4 : Courbes de MANSON - COFFIN.

Les points correspondant à la déformation élastique se placent sur une droite de pente b (droite de Basquin) :

$$\Delta \varepsilon_e / 2 = \Delta \sigma / E = \sigma_f / E (N_f)^b \quad (1)$$

La quantité σ_f / E représente la déformation élastique pour un cycle, E et σ_f représentant respectivement le module d'Young et le coefficient de résistance à la fatigue.

Cette relation correspond à la loi de Basquin [6] :

$$\Delta \sigma = \sigma_f (N_f)^b \quad (2)$$

où b est l'exposant de résistance à la fatigue qui varie entre -0,12 et -0,07 pour de nombreux matériaux.

. Les points correspondant à la déformation plastique se placent sur une droite de pente C qui correspond à la relation de Manson /6/ :

$$\Delta \varepsilon_p / 2 = \varepsilon'_f (N_f)^c \quad (3)$$

où ε'_f est le coefficient de ductilité en fatigue et c l'exposant de ductilité en fatigue qui varie entre -1 et -0,5 pour de nombreux matériaux.

. Les points correspondant à la déformation totale :

($\Delta \varepsilon_t / 2 = \Delta \varepsilon_p / 2 + \Delta \varepsilon_e / 2$) se placent sur une courbe asymptotique aux droites "élastique" et "plastique" (courbe de Manson - Coffin) obéissant à la loi de Manson - Coffin :

$$\Delta \varepsilon_t / 2 = \sigma_f / E (N_f)^b + \varepsilon'_f (N_f)^c \quad (4)$$

1 - 1 - 2) La fatigue oligocyclique isotherme :

La fatigue oligocyclique isotherme consiste à soumettre l'éprouvette à des efforts d'origine mécanique à différentes températures restant constantes tout au long de l'essai. Les essais de fatigue isotherme permettent, en particulier, pour une température donnée, d'obtenir l'évolution de la durée de vie en fonction de la déformation imposée ou l'évolution de la contrainte en cours de cyclage.

Dans de tels types d'essais, le niveau de température atteint est extrêmement important car celui-ci affecte un grand nombre de propriétés du matériau telles que les évolutions de l'exposant c de ductilité en fatigue /7/, du coefficient de dilatation linéique /5/ ainsi que du module d'Young /5/.

A haute température, les phénomènes physiques activés thermiquement tels que fluage, oxydation, prennent une importance croissante et s'ajoutent au phénomène de fatigue pure ; ils sont caractérisés, à déformation totale imposée, par une diminution de la durée de vie du matériau /5,8,9/.

De plus, Coffin puis Rémy /7/ ont mis en évidence l'influence de la fréquence des cycles sur la durée de vie du matériau. Dans le cas d'un alliage MAR M509, Rémy /7/ a remarqué que les durées de vie obtenues en cyclant à des fréquences de $5 \cdot 10^{-4}$ HZ étaient supérieures de 40 % à celles obtenues à des fréquences plus élevées (10^{-3} HZ), alors que le niveau de contrainte atteint est inférieur d'environ 10 à 30 % au niveau obtenu à forte vitesse.

Outre les influences de l'amplitude de déformation totale imposée, de la température, de la fréquence de cyclage, la forme des cycles mécaniques imposés intervient directement sur la durée de vie du matériau. La façon la plus classique d'effectuer des essais de fatigue consiste à réaliser des cycles triangulaires. Mais, lorsque l'on y introduit des temps de maintien, soit en traction, soit en compression, la durée de vie se trouve modifiée suivant la durée des paliers : il y a en effet interactions fatigue-fluage.

Miller /10/ a réalisé ce type d'étude en imposant les cycles décrits figure 5 sur des aciers ferritiques, austénitiques ainsi que sur des alliages à base de Nickel. Il en conclut que l'introduction de temps de maintien, lors des cyclages triangulaires, engendrait une diminution de la durée de vie pour une même amplitude de déformation totale (figure 6).

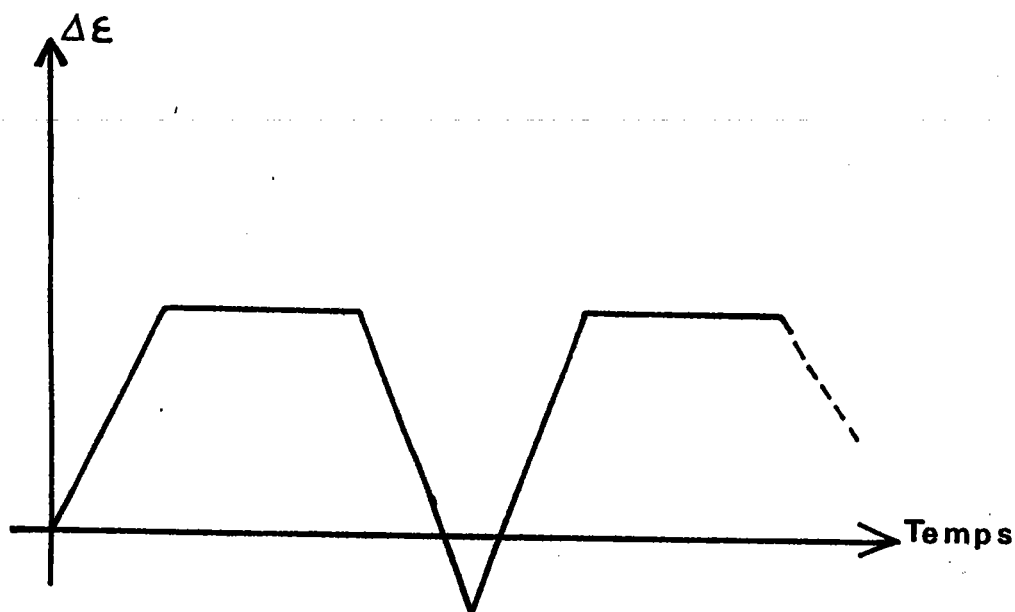


Figure 5 : Cycle mécanique imposé par /10/.

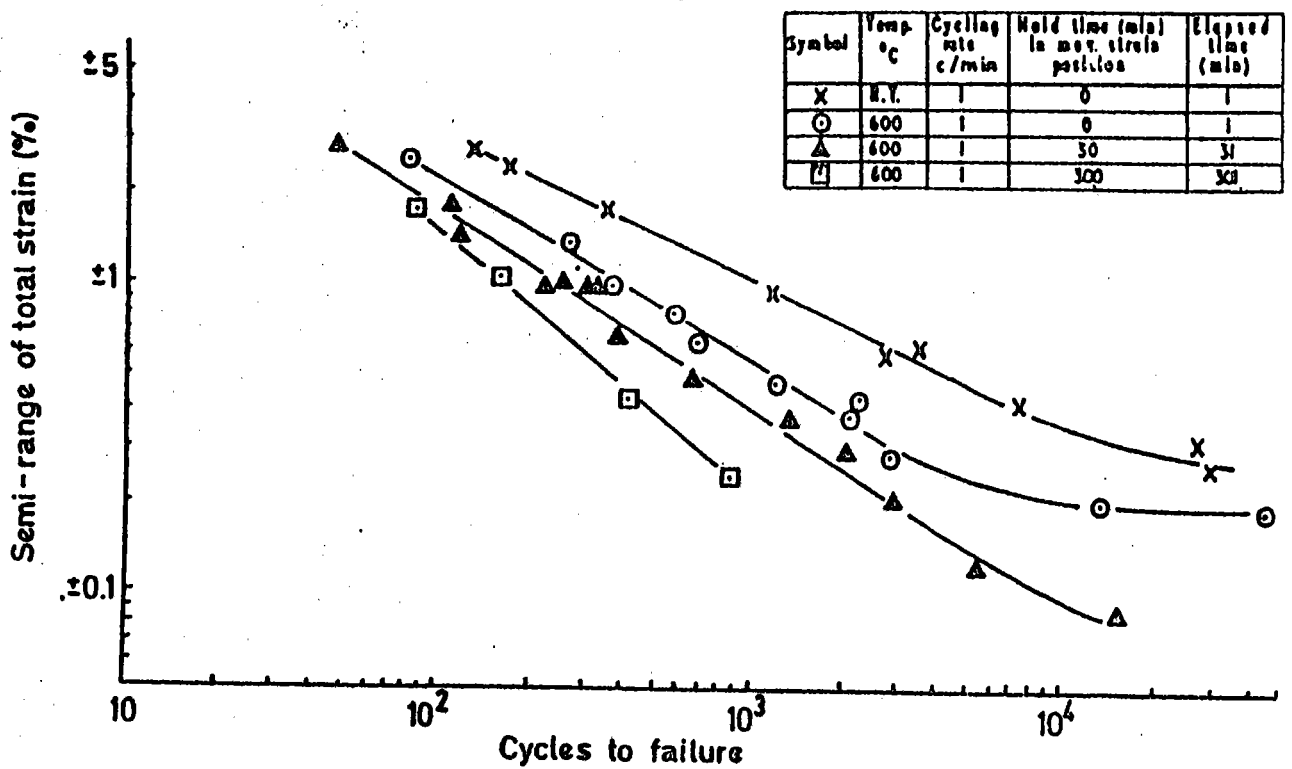


Figure 6 : Evolution de la durée de vie en fonction de la durée du temps de maintien à 600° C sur un acier 2,25 % Cr - 1 % Mo. d'après /10/.

1-2) La fatigue thermomécanique

La fatigue thermomécanique consiste à soumettre dans le temps, un matériau à des cyclages, thermique et mécanique, en ou hors phase. En fatigue thermomécanique, d'après Spera /11/, les contraintes sont externes et il propose d'adopter la classification présentée figure (7).

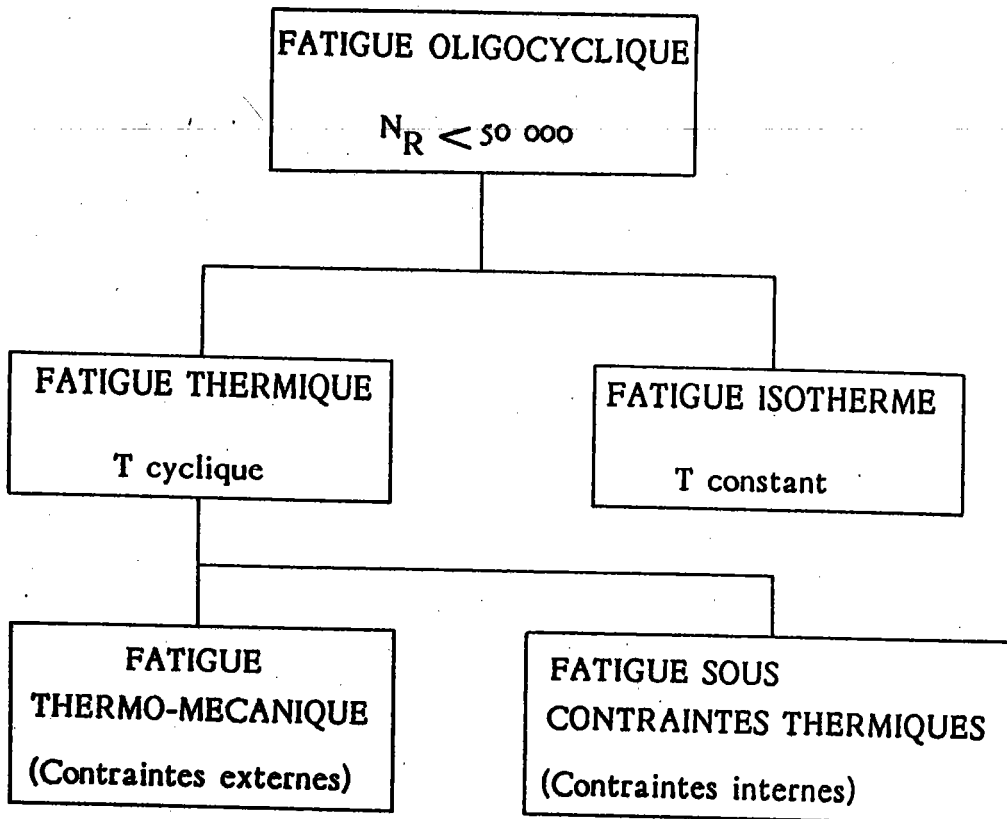


Figure 7 : Terminologie de la fatigue d'après Spera /11/.

En plus de tous les facteurs intervenant sur la durée de vie en fatigue isotherme, le mode de cyclage en fatigue thermomécanique est d'une importance prépondérante en ce qui concerne le nombre de cycles à rupture ; à savoir cycles mécaniques et thermiques en ou hors phase (fig.8 et fig.9).

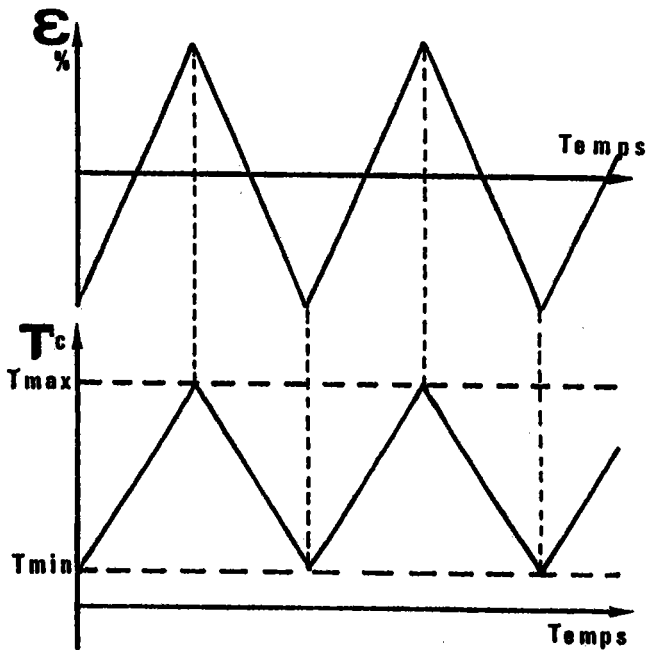


Figure 8 : Exemple de cyclage en phase.

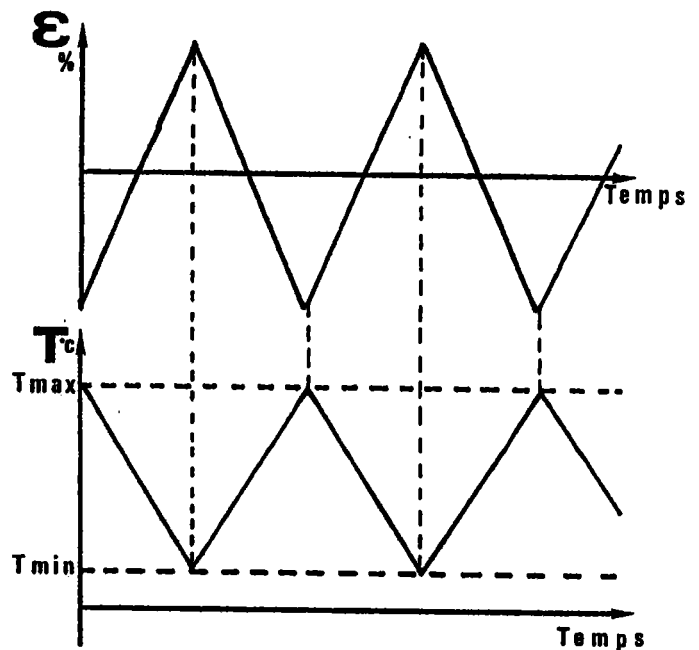


Figure 9 : Exemple de cyclage hors phase.

Sheffler /12/ montre en effet, sur un alliage A 286 (figure 10), que la durée de vie en cyclage en phase est inférieure à celle obtenue lors d'essais déphasés ; Bill /13/ parvient aux mêmes conclusions sur un superalliage MAR M200 (figure 11).

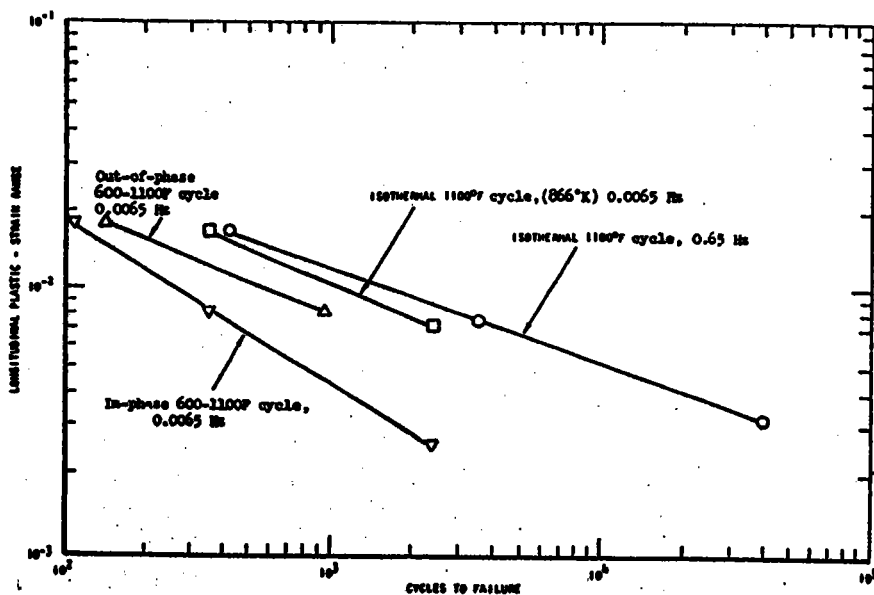


Figure 10 : Influence du mode de cyclage sur la durée de vie sur A 286 d'après /12/.

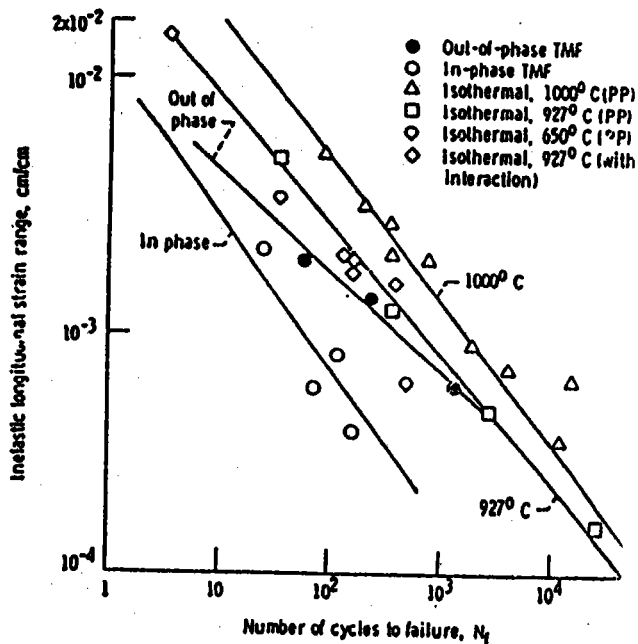


Figure 11 : Influence du mode de cyclage sur la durée de vie sur MAR M 200 d'après /13/.

De plus, il apparaît que les durées de vie en fatigue thermomécanique sont inférieures à celles obtenues en fatigue isotherme à la plus haute température du cycle thermique /12/, /13/.

1-3) Modèles de prévision de la durée de vie en fatigue thermomécanique

Les modèles de prévision de durée de vie en fatigue thermomécanique traitent les boucles d'hystérésis obtenues selon une démarche permettant de se ramener aux caractéristiques du matériau en traction, fluage et fatigue isotherme. Les principaux modèles existants sont les suivants :

- Modèle basé sur la division de l'amplitude de déformation ou modèle du "Strain range partitionning" ;
- Concept de température équivalente (TAIRA) ;
- Concept de séparation en fréquence (COFFIN);
- Modèle avec interaction fatigue-fluage ou modèle du dommage continu (CHABOCHE) ;
- Modèle d'endommagement lié à deux types de mécanismes fonction de la déformation plastique, l'un activé thermiquement, l'autre athermique (DEGALLAIX) ;
- Concept du "Spanning factor" (BILL) ;
- Modèle de GILGERT.

1-3-1) Modèle de séparation de l'amplitude de déformation ou modèle du "Strain Range Partitionning"

1-3-1-1) Principe

Le principe de séparation de l'amplitude de déformation a été introduit dans les années 70 par Manson /14/ qui considéra que la déformation plastique à haute température est constituée de deux déformations distinctes, l'une due à la plasticité, l'autre au fluage. En fait, il décompose la déformation plastique en quatre composantes :

- $\Delta \epsilon_{pp}$: déformation plastique en traction et en compression
- $\Delta \epsilon_{pc}$: déformation plastique en traction-fluage en compression
- $\Delta \epsilon_{cp}$: fluage en traction-déformation plastique en compression
- $\Delta \epsilon_{cc}$: fluage en traction et compression.

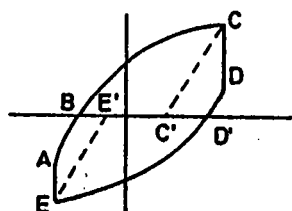
Ces différentes composantes sont déterminées à partir de la boucle d'hystérésis issue du cycle stabilisé.

En considérant une boucle d'hystérésis comme celle décrite figure 12, Miller /10/ décompose la déformation plastique en trois composantes :

$$\Delta \epsilon_{cc} = BE'$$

$$\Delta \epsilon_{cp} = C' D' - BE'$$

$$\Delta \epsilon_{pp} = BC'$$



$$\Delta \epsilon_{cc} = BE'$$

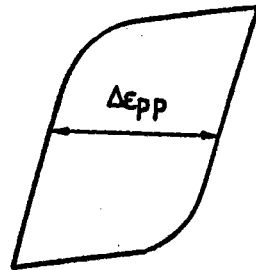
$$\Delta \epsilon_{pp} = BC'$$

$$\Delta \epsilon_{cp} = C' D'$$

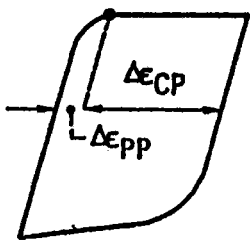
Figure 12 : Boucle d'hystérésis contenant

$$\Delta \epsilon_{pp}, \Delta \epsilon_{cc}, \Delta \epsilon_{cp} \text{ d'après /10/.$$

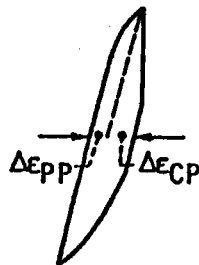
Il existe en fait une multitude de boucles d'hystérésis pouvant être obtenues suivant la forme des cycles imposés et la température à laquelle l'essai est effectué. Certaines de ces boucles ne présentent pas toujours les quatre composantes décrites précédemment. (fig 13) /15,16,17/.



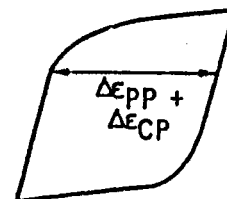
(a) PP CYCLE
HIGH-STRAIN RATE.



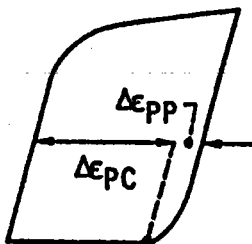
(b) CP CYCLE
STRESS-HOLD.



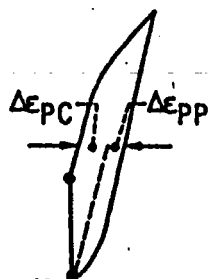
(c) CP CYCLE
STRAIN-HOLD.



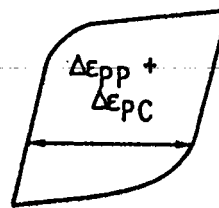
(d) CP CYCLE
LOW/HIGH
STRAINRATE.



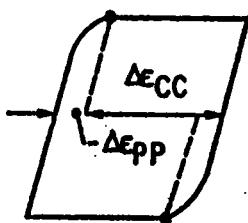
(e) PC CYCLE
STRESS-HOLD.



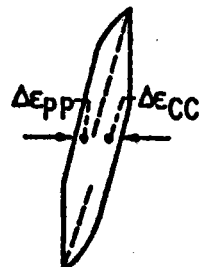
(f) PC CYCLE
STRAIN-HOLD.



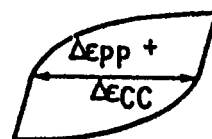
(g) PC CYCLE
HIGH/LOW
STRAINRATE



(h) CC CYCLE
STRESS-HOLD.



(i) CC CYCLE
STRAIN-HOLD



(j) CC CYCLE
LOW STRAINRATE

Figure 13 : Exemples de cycles obtenus d'après /16/.

1-3-1-2) Les relations

Les relations de base régissant cette méthode obéissent aux équations de Manson-Coffin qui relient le nombre de cycles à rupture avec les amplitudes de déformation inélastique suivant la relation :

$$N_{jk} = A_{jk} \cdot \Delta \epsilon_{jk}^{\alpha_{jk}} \quad (5)$$

avec $jk =$ indices p. c.

Les exposants α_{jk} ainsi que les coefficients A_{jk} sont déterminés expérimentalement suivant une procédure d'essai dans laquelle sont effectués des cyclages engendrant des boucles d'hystérésis dans lesquelles existent : $\Delta \epsilon_{pp}$, $\Delta \epsilon_{pc}$, $\Delta \epsilon_{cc}$, $\Delta \epsilon_{cp}$ (figure 14). Il est donc nécessaire d'effectuer un grand nombre d'essais qui sont laborieux et coûteux.

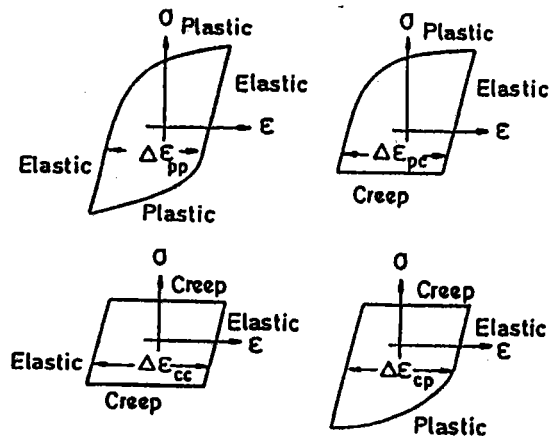


Figure 14 : Boucles d'hystérésis pour la détermination des coefficients A_{jk} et α_{jk} d'après /10/.

Le nombre de cycles à rupture dans le cas de boucles d'hystérésis complexes peut être calculé après "découpage" en appliquant certaines règles de dommage dont la plus simple est celle du dommage linéaire (LDR) :

$$1/N_{pp} + 1/N_{pc} + 1/N_{cp} + 1/N_{cc} = 1/N_r \quad (6)$$

Avec N_r étant le nombre de cycles à rupture. Les quantités N_{pp} , N_{pc} , N_{cp} , N_{cc} sont déterminées à partir de l'équation (5).

La relation (6) donne de bons résultats dans de nombreux cas, mais pour une meilleure prédiction de la durée de vie, la règle d'interaction de dommage (IDR) a été introduite par Manson /18/. Afin d'appliquer cette règle, il est nécessaire de définir les quantités suivantes :

$$\frac{\Delta \varepsilon_{pp}}{\Delta \varepsilon_p} = F_{pp} ; \frac{\Delta \varepsilon_{pc}}{\Delta \varepsilon_p} = F_{pc} ; \frac{\Delta \varepsilon_{cp}}{\Delta \varepsilon_p} = F_{cp} ; \frac{\Delta \varepsilon_{cc}}{\Delta \varepsilon_p} = F_{cc} \quad (7)$$

où $\Delta \varepsilon_p$ est l'amplitude de déformation plastique :

$$\Delta \varepsilon_p = \Delta \varepsilon_{pp} + \Delta \varepsilon_{pc} + \Delta \varepsilon_{cp} + \Delta \varepsilon_{cc} \quad (8)$$

D'après Manson /18/, le dommage peut donc s'écrire de la façon suivante :

$$F_{pp}/N_{pp}' + F_{pc}/N_{pc}' + F_{cp}/N_{cp}' + F_{cc}/N_{cc}' = 1/N_r \quad (9)$$

Les termes N_{jk}' sont calculés d'après l'équation (5) en remplaçant $\Delta \varepsilon_{jk}$ par $\Delta \varepsilon_p$. Le dommage IDR peut donc s'écrire sous la forme :

$$(F_{pp})^{\alpha_{pp}+1}/N_{pp} + (F_{pc})^{\alpha_{pc}+1}/N_{pc} + (F_{cp})^{\alpha_{cp}+1}/N_{cp} + (F_{cc})^{\alpha_{cc}+1}/N_{cc} = 1/N_r \quad (10)$$

L'équation (10) peut donc être généralisée comme suit :

$$(F_{pp})^{\beta_{pp}}/N_{pp} + (F_{pc})^{\beta_{pc}}/N_{pc} + (F_{cp})^{\beta_{cp}}/N_{cp} + (F_{cc})^{\beta_{cc}}/N_{cc} = 1/N_r \quad (11)$$

La relation (11) est connue sous le nom de règle générale de dommage (GDR) dans laquelle les exposants β_{jk} sont indépendants de α_{jk} . Il est à noter que la règle GDR devient identique à la règle IDR pour $\beta_{jk} = (\alpha_{jk} + 1)$ ou à la règle LDR pour $\beta = 0$.

La règle d'interaction de dommage ainsi que celle de dommage linéaire semblent donner de bons résultats sur un acier 1 Cr-Mo-V ainsi que sur l'inconel 738 d'après les travaux de HOFFELNER /19/ qui détermine les différents coefficients α , β , A , par une méthode informatique d'optimisation.

Remarque : Bien que cette méthode semble donner des résultats satisfaisants, sa mise en oeuvre nécessite un nombre d'essais important ainsi qu'un temps de dépouillement relativement long ; le "découpage" des boucles d'hystérésis étant le point délicat du modèle.

1-3-2) Modèle de température équivalente (TAIRA) (1973)

Le concept proposé par TAIRA /20/ suggère que, pour un cyclage en fatigue thermique, la même durée de vie peut être obtenue par un cyclage isotherme à la même déformation à une température équivalente. Ce concept indique donc que l'endommagement par cycle pour une variation de déformation plastique $\Delta\varepsilon_p$ dans un intervalle de température (T_1-T_2) est identique à l'endommagement produit par un cycle à même déformation plastique $\Delta\varepsilon_p$ à une température constante appelée température équivalente T_e .

A partir de la relation de Manson-Coffin /6/ donnée par l'équation suivante, valable en fatigue isotherme :

$$\Delta\varepsilon_p N_r^c = \text{cte} \quad (12)$$

avec c : Coefficient de ductilité en fatigue déterminé à partir des courbes de Manson-Coffin

$\Delta\varepsilon_p$: amplitude de déformation plastique

N_r : nombre de cycles à rupture.

TAIRA /20,21/ propose une loi dérivant de l'équation (12), valable lors de cyclages thermiques :

$$\lambda(T) \cdot (\Delta\varepsilon_p)^n N_r = 1 \quad (13)$$

où $\lambda(T)$ est un paramètre dépendant de la température et n est l'inverse du coefficient de Coffin.

En admettant que le taux de dommage engendré par fatigue croît linéairement avec les cycles de déformation, nous pouvons exprimer le dommage par cycle ΔD par :

$$\Delta D = 1/N_f = \lambda(T) \cdot (\Delta \epsilon_p)^n \quad (14)$$

En considérant que le dommage est isotrope, si au cours d'une demi alternance, la déformation plastique $\delta \epsilon_p$ apporte un taux de dommage δD de même rapport, nous pouvons écrire

$$\delta D = 1/2 \lambda(T) \cdot (\delta \epsilon_p)^n \quad (15)$$

En différenciant l'équation (15), nous obtenons :

$$D(\delta D) = 1/2 \lambda(T) \cdot n \cdot (\delta \epsilon_p)^{n-1} d(\delta \epsilon_p) \quad (16)$$

Etendue au cas des essais avec variation de température, en tenant compte de l'évolution de $\lambda(T)$ avec T , cette équation permet d'estimer la durée de vie d'un matériau.

La figure (15) représente la boucle d'hystérésis schématisée, $\sigma = f(\epsilon)$, d'un matériau ayant un comportement élasto parfaitement plastique à température variable.

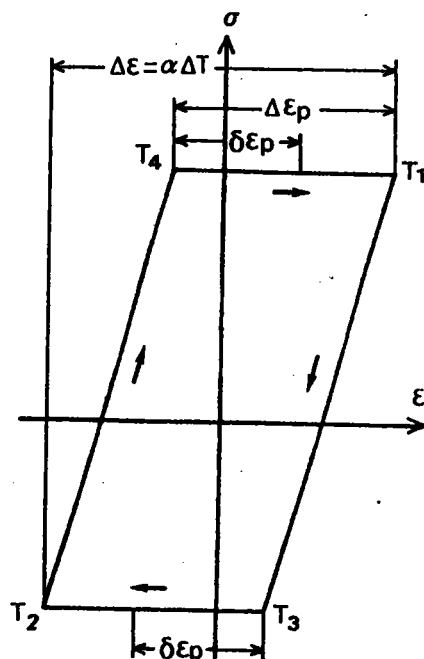


Figure 15 : Boucle d'hystérésis schématisée en fatigue thermomécanique.

Deux cas d'endommagement se présentent :

- Un endommagement ΔD_1 dû à l'élévation de la température
- Un endommagement ΔD_2 dû au refroidissement

a) Cas de l'endommagement ΔD_1 :

Le taux de dommage ΔD_1 entre deux températures $T_3 \rightarrow T_2$ ($T_3 < T_2$) est de la forme :

$$\Delta \varepsilon_p$$

$$\Delta D_1 = 1/2 \int_0^{\Delta \varepsilon_p} \lambda(T) n (\delta \varepsilon_p)^{n-1} d(\delta \varepsilon_p) \quad (17)$$

En appelant α le coefficient de dilatation, le taux de déformation plastique à la température T est :

$$\delta \varepsilon_p = \alpha (T - T_3) \quad (18)$$

Par substitution dans l'équation (17), il vient :

$$\Delta D_1 = 1/2 \int_{T_3}^{T_2} \lambda(T) n \alpha^n (T - T_3)^{n-1} dT \quad (19)$$

b) Cas de l'endommagement ΔD_2 :

D'une façon similaire au cas ΔD_1 , le taux d'endommagement ΔD_2 entre deux températures $T_4 \rightarrow T_1$ ($T_4 > T_1$) s'écrit :

$$\Delta D_2 = 1/2 \int_{T_4}^{T_1} \lambda(T) n \alpha^n (T - T_4)^{n-1} dT \quad (20)$$

Les deux équations (19) et (20) permettent de déterminer le dommage total ΔD_t subit par le matériau :

$$\Delta D_t = \Delta D_1 + \Delta D_2 \quad (21)$$

En exprimant les deux températures T_3 et T_4 simultanément en fonction de T_1 et T_2 suivant la figure (15), avec $\Delta \varepsilon = \alpha \Delta T$, nous pouvons écrire :

$$T_3 = T_1 + \Delta \varepsilon_e / \alpha \quad (22)$$

$$T_4 = T_2 - \Delta \varepsilon_e / \alpha \quad (23)$$

En rapportant les équations (22) et (23) dans l'équation (21), nous obtenons :

$$\Delta D_t = 1/2 \int_{T_1}^{T_2} n \alpha^n d(T) [(T-T_1)^{n-1} - (T-T_2)^{n-1}] dT \quad (24)$$

$$\text{La rupture se produit lorsque : } N_r \cdot \Delta D_t = 1 \quad (25)$$

Afin de simplifier (24), TAIRA /20/ a proposé deux cas :

1 - 3 - 2 - 1) Cas d'un cyclage thermomécanique à basse température

Si le niveau de température est relativement bas, l'exposant n est pris égal à 2 :

d'où l'écriture simplifiée de l'équation (24) :

$$\Delta D_t = \alpha^2 (T_2 - T_1) \int_{T_1}^{T_2} \lambda(T) dT \quad (26)$$

Cette équation (26) traduit l'évolution de l'endommagement entre deux températures T_1 et T_2 .

En introduisant une température équivalente T_e dans l'équation (14) et en substituant $\Delta \epsilon_p$ par $\alpha (T_2 - T_1)$, le taux de dommage devient alors :

$$\Delta D = \alpha^2 (T_2 - T_1)^2 \lambda(T_e) \quad (27)$$

Comme : $\Delta D = \Delta D_t$, nous obtenons à partir des équations (26) et (27) :

$$\lambda(T_e) = \frac{1}{(T_2 - T_1)} \int_{T_1}^{T_2} \lambda(T) dT \quad (28)$$

La figure (16) représente l'évolution de $\lambda(T)$ en fonction de la température T . Si nous observons la première partie de la courbe (T_2 bas), nous pouvons poser l'hypothèse que $\lambda(T) = KT$ et l'intégration de l'équation (28) déterminant la température équivalente est aisée :

$$T_e = T_{moy} = (T_1 + T_2)/2 \quad (29)$$

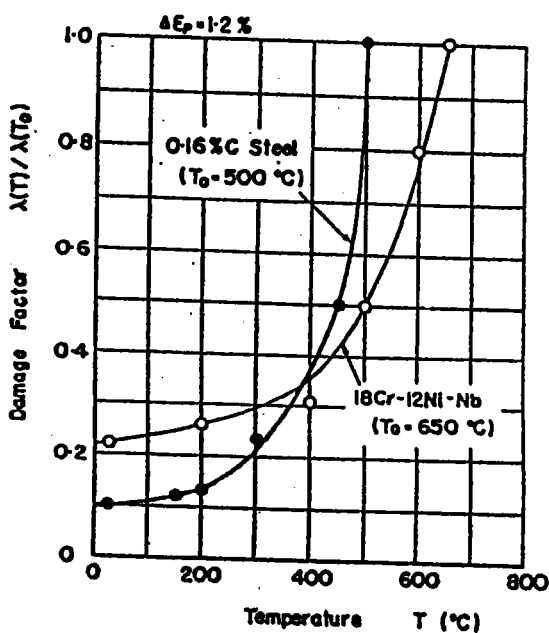


Figure 16 : Evolution du facteur $\lambda(T)$ avec la température.

1-3-2-2) Cas d'un cyclage thermomécanique à température élevée :

Si la température T_2 est assez élevée pour que le facteur n soit proche de 1, TAIRA /20/ introduit une température seuil T'_2 , figure (17), telle que :

$$T'_2 = T_2 - e \Delta T \text{ avec } e \ll 1$$

(30)

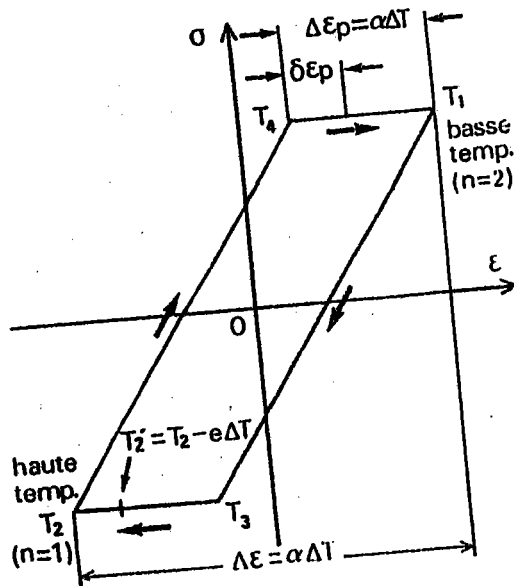


Figure 17 : Boucle d'hystérésis schématisée en fatigue thermomécanique.

Deux hypothèses supplémentaires ont été formulées :

- 1) à une température T comprise entre T_2 et T'_2 , n est proche de 1
- 2) à une température T comprise entre T'_2 et T_1 , n est proche de 2

Le dommage total est la somme d'un dommage de "basse température" $T_1 \rightarrow T'_2$ et d'un dommage de "haute température" $T'_2 \rightarrow T_2$.

(31)

$$\Delta D_t = \Delta D \text{ "bas"} + \Delta D \text{ "haut"}$$

$$\begin{array}{ccc} \downarrow & & \downarrow \\ n = 2 & & n = 1 \end{array}$$

$$\begin{aligned}
 & T_2 \\
 \text{d'où : } \Delta D_t &= \int_{T_1} \alpha^2 d(T) [(T-T_1)-(T-T_2)]dT \\
 & T_2 \\
 & + 1/2 \int_{T_1} n \alpha^n \lambda(T) [(T-T_1)^{n-1}-(T-T_2)^{n-1}]dT \quad (32)
 \end{aligned}$$

$$\begin{aligned}
 & T_2 \\
 \text{Soit : } \Delta D_t &= \alpha^2 \Delta T \int_{T_1} d(T) dT + 1/2 \alpha \lambda(T_2) e \Delta T \quad (33)
 \end{aligned}$$

En introduisant une température équivalente T_e dans l'équation (14), le dommage peut être exprimé comme suit :

$$\Delta D \text{ "bas"} = \lambda(T_e) (\Delta \varepsilon_{p1})^2 \quad \text{avec } n = 2 \quad (34)$$

$$\Delta D \text{ "haut"} = \lambda(T_e) (\Delta \varepsilon_{p2}) \quad \text{avec } n = 1 \quad (35)$$

En posant :

$$\Delta \varepsilon_{p1} = \alpha (T_2 - T_1) = \alpha (1-e) \Delta T \quad (36)$$

$$\Delta \varepsilon_{p2} = \alpha (T_2 - T_2) = \alpha e \Delta T \quad (37)$$

Il vient :

$$\Delta D = \Delta D \text{ "bas"} + \Delta D \text{ "haut"}$$

$$\Delta D = \lambda(T_e) \alpha \Delta T [(1-e)^2 \alpha \Delta T + e] \quad (38)$$

Ce qui donne, en égalant les équations (38) et (33) :

$$\lambda(T_e) = \frac{1}{(T_2 - T_1)} \int_{T_1}^{T_2} \lambda(T) dT + \lambda(T_2)/2 \quad (39)$$

Nous observons que $\lambda(T_e)$ est composé de deux termes :

- une partie $\lambda(T)$ définie par une variation de température faible
- un terme $\lambda(T_2)$ pris à la borne supérieure du cyclage $T_1 \leftrightarrow T_2$.

En se référant à la figure (18), nous constatons que la contribution de $\lambda(T_2)$ est très importante et nous aboutissons à la conclusion suivante

$$T_e = T_2$$

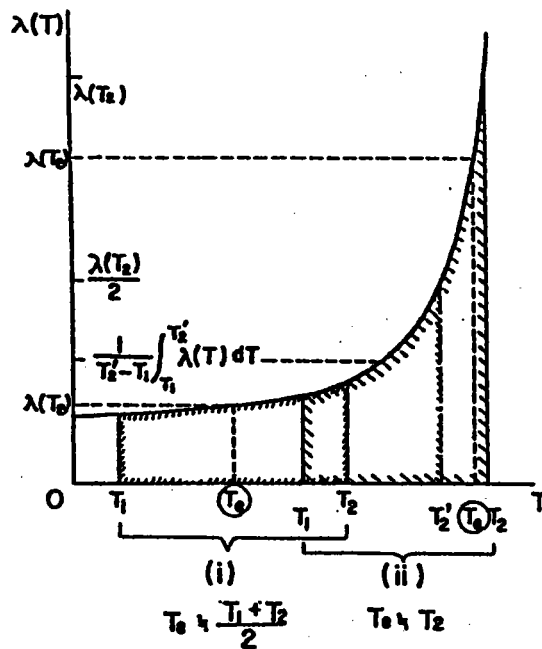


Figure 18 : Evolution du facteur de dommage $\lambda(T)$ en fonction de la température d'après TAIRA.

1-3-2-3) Remarques :

Lors de ses calculs, TAIRA /20/ suppose que le paramètre n est constant dans un domaine de température, et deux hypothèses ont été proposées :

- . à basse température, $n = 2$
- . à haute température, $n = 1$

En réalité, l'exposant n dépend fortement de la température et ne peut être considéré comme constant ; dans une étude plus récente, TAIRA /21/ propose une loi d'évolution de n de la forme :

$$n(T) = AT^{-\beta} \quad (40)$$

et les équations (13) et (18) deviennent respectivement :

$$\lambda(T) (\Delta \epsilon_p)^n N_r = 1 \quad (41)$$

$$\delta \epsilon_p = \eta \alpha \Delta T \quad (42)$$

avec η taux de restriction.

Dans ce cas, le dommage devient :

$$\Delta D_t = 1/N_r = 1/2 \left[\int_{T_3}^{T_2} \lambda(T) n(T) \{\eta \alpha (T - T_3)\}^{n(T)-1} \eta \alpha dT + \int_{T_1}^{T_4} \lambda(T) n(T) \{\eta \alpha (T_4 - T)\}^{n(T)-1} \eta \alpha dT \right] \quad (43)$$

L'intégration de l'équation (43) est assez complexe et ne permet pas de dégager des résultats simples dans la mesure où le paramètre n n'est pas supposé constant.

De plus, la notion de température "basse" ou "haute" reste à bien préciser. Pour appliquer ce modèle d'une façon assez aisée et rapide, il est nécessaire de faire un certain nombre d'approximations qui ne sont pas vérifiées en pratique et qui engendrent des durées de vie calculées relativement éloignées de celles observées expérimentalement /5/.

1-3-3) Modèle basé sur la séparation en fréquence

En observant le fait que le nombre N_r de cycles à rupture décroît lorsque la fréquence de cyclage décroît et qu'il existe une relation linéaire entre le Log (N_r) et le Log (fréquence), Coffin /22,23/ modifie la loi dite de Manson-Coffin en y introduisant un terme dépendant de la fréquence :

$$\Delta \varepsilon_p = C \{N_r \gamma^{k-1}\}^{-\beta} \quad (44)$$

avec $\Delta \varepsilon_p$ étant la déformation plastique, γ la fréquence de cyclage et C, k et $-\beta$ des constantes.

Afin d'inclure les effets dus aux formes de cycle, le concept de séparation en fréquence fut introduit en 1976 par Coffin /24/, concept dans lequel la fréquence globale de cyclage, γ , fut remplacée par la fréquence en traction $\gamma/2$, en considérant que les fissures se propagent principalement en traction. L'équation (44) devient alors :

$$\Delta \varepsilon_p = C_1 \{N_r (\gamma/2)^{k-1}\}^{-\beta} \quad (45)$$

avec N_r étant le nombre de cycles à rupture, $\Delta \varepsilon_p$ l'amplitude de déformation plastique, C_1 , k et $-\beta$ des constantes déterminées expérimentalement. β est la pente des droites plastiques des courbes de Manson-Coffin, k est déterminé en reportant log (N_r) en fonction de log (fréquence) pour une déformation totale donnée.

Dans le cas d'un Acier 1 Cr-Mo-V, MELTON /25/ obtient une équation de la forme :

$$\Delta \varepsilon_p (\gamma/2)^{\beta(k-1)} = 172 N^{-0,876} \quad (46)$$

En déterminant $\beta(k-1)$ des courbes de Manson-Coffin, il vient :

$$\Delta \varepsilon_p (\gamma/2)^{-0,07654} = 172 N^{-0,876} \quad (47)$$

Dans le cas de cet acier, MELTON /25/ indique de plus que la méthode basée sur la séparation en fréquence donne de meilleurs résultats que la méthode du "Strain Range Partitionning".

1-3-4) Modèle avec interaction fatigue-fluage ou modèle du dommage continu (CHABOCHE)

A haute température, l'endommagement fait intervenir deux processus : l'un est dû au fluage et correspond à la création de vides et de cavités de nature plutôt intercrystalline /26/, l'autre est dû au cyclage mécanique et conduit à une rupture généralement de nature transcrystalline /27/. Une formulation, introduite par CHABOCHE /28/, /29/, est définie par la somme de deux dommages, dans le cas unidimensionnel (Traction-compression) l'équation d'évolution du dommage D est de la forme :

$$dD = f(\sigma, D, T) dt + g(\Delta\sigma, \bar{\sigma}, D, T) dn \quad (48)$$

où σ est la contrainte.

$\Delta\sigma$: l'amplitude de contrainte

$\bar{\sigma}$: la contrainte moyenne

T : la température

t : le temps

N : le nombre de cycles.

1 - 3 - 4 - 1) Endommagement par fluage

Le dommage D dû au fluage est exprimé par une loi formulée par RABOTNOV /30/ et KATCHANOV /31/ sous la forme :

$$dD = (\sigma/A)^r (1-D)^{-K(\sigma)} dt \quad (49)$$

où A, K(σ) et r dépendent de la température et caractérisent le matériau. L'intégration de l'équation (49), en bornant le dommage D entre 0 (matériau vierge) et 1 (matériau rompu), le temps entre 0 et le temps critique à rupture au fluage t_c donne :

$$t_c = [1/(K+1)] \cdot (\sigma/A)^{-r} \quad (50)$$

1 - 4 - 4 - 2) Endommagement par fatigue

Une loi différentielle d'endommagement a été proposée par CHABOCHE /32/ sous la forme :

$$dD = [1-(1-D)^{\beta+1}]^\alpha [\Delta\sigma/M(1-D)]^\beta dN \quad (51)$$

qui conduit au nombre de cycles à rupture en fatigue isotherme, selon la relation :

$$N_r = 1/[(1+\beta) (1-\alpha) (\Delta\sigma/M)^\beta] \quad (52)$$

où α ($\Delta\sigma$), β et M sont des coefficients caractéristiques du matériau et dépendent de la température.

Selon la gamme de température à laquelle les essais sont réalisés, le phénomène de fluage n'intervient pas. Seule reste alors présent le phénomène de fatigue pour lequel il est nécessaire de déterminer les différents coefficients intervenant dans la formule (52).

1-3-4-3) Détermination des coefficients α , β et M

CHABOCHE /32/ considère que la loi cyclique est une fonction puissance du type :

$$\Delta \varepsilon_p = [\Delta \sigma / K_c (1-D)]^{m_c} \quad (53)$$

$\Delta \varepsilon_p$ étant l'amplitude de la déformation plastique, m_c et K_c étant des coefficients dépendant du matériau et des conditions d'essai (fréquence, température, amplitude moyenne, etc...).

Ces coefficients sont déterminés à partir d'essais de fatigue, au cycle stabilisé (fig 19), pour lequel $D=0$. Dans ce cas l'amplitude de déformation plastique $\Delta \varepsilon_p^*$ s'écrit :

$$\Delta \varepsilon_p^* = (\Delta \sigma / K_c)^{m_c} \quad (54)$$

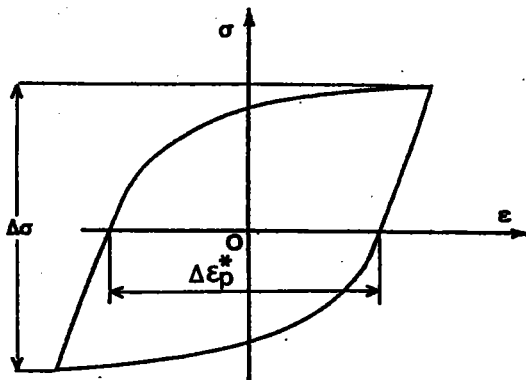


Figure 19 : Cycle stabilisé.

En reportant ces différents résultats d'essais dans un diagramme amplitude de contrainte $\Delta \sigma = f(\Delta \varepsilon_p^*)$, amplitude de déformation plastique au cycle stabilisé, nous pouvons déterminer les coefficients m_c et K_c (figure 20).

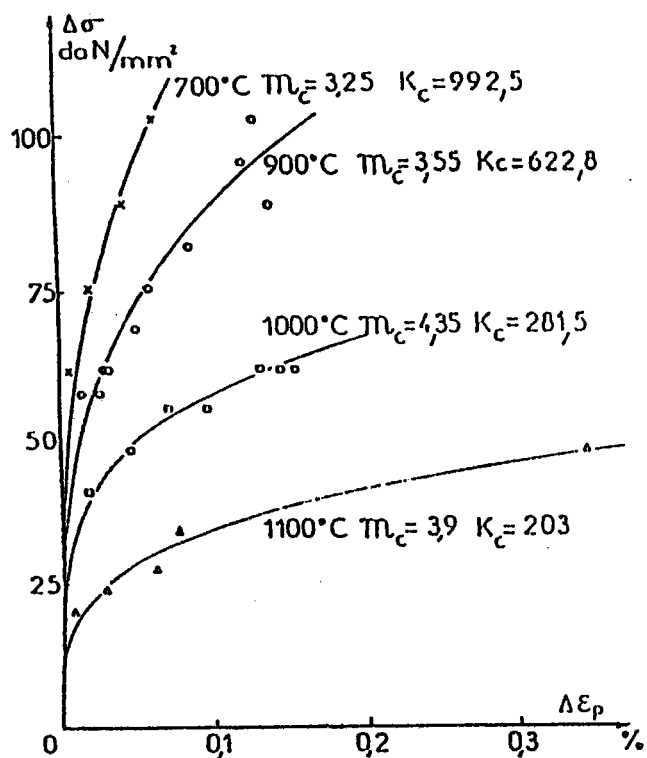


Figure 20 : Loi de comportement cyclique.

En combinant les deux équations (53) et (54), nous obtenons une première loi présentée par CHABOCHE /32/, qui exprime l'évolution de l'endommagement, selon l'équation :

$$D = 1 - (\Delta \varepsilon_p^* / \Delta \varepsilon_p)^{1/m_c} \quad (55)$$

Cette équation (55) permet de calculer D en fonction du nombre de cycles appliqués par la mesure de l'amplitude de la déformation plastique à chaque cycle (fig 21).

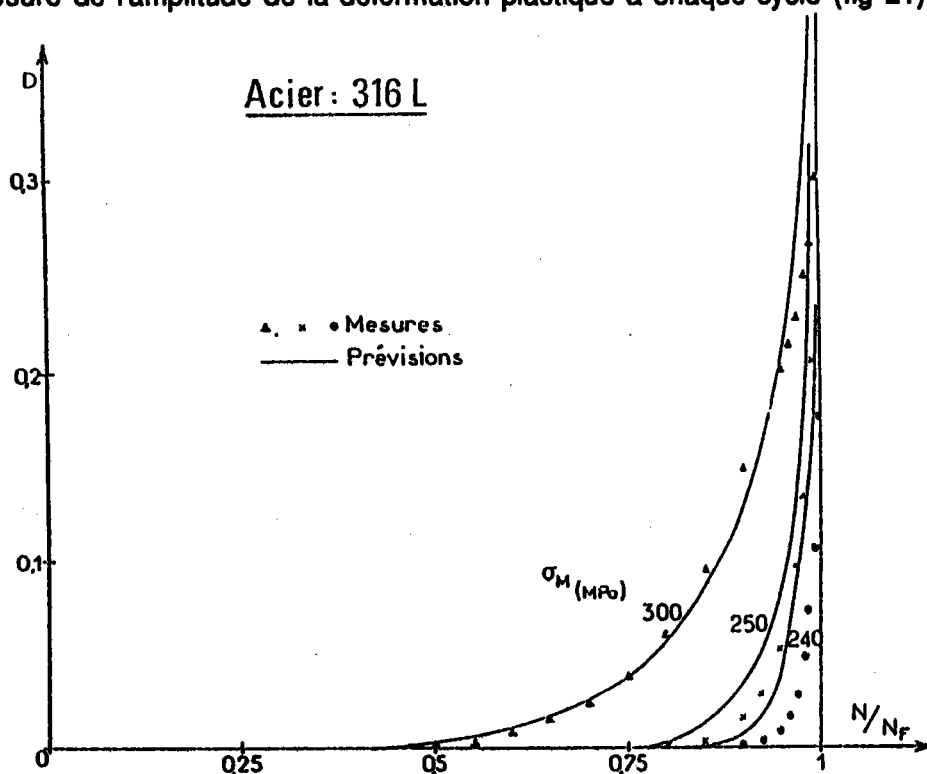


Figure 21 : Evolution du dommage au cours des essais de fatigue à contrainte imposée.

La deuxième loi différentielle donnée par l'intégration entre 0 et D de l'équation (51), conduit à l'évolution de l'endommagement D en fonction du nombre de cycles, de la forme :

$$D = 1 - [1 - (N/N_r)^{1/(1-\alpha)}]^{1/(\beta+1)} \quad (56)$$

En utilisant les équations (52) et (56), nous pouvons écrire l'expression du dommage sous la forme :

$$D = 1 - [1 - (N/N_r)^{(\beta+1)} N_r (\Delta\sigma/M)^\beta]^{1/(\beta+1)} \quad (57)$$

La connaissance de l'évolution de l'endommagement par cycle telle qu'elle ressort de l'équation (55) et présentée figure (21) permet de déterminer β et M par la méthode des moindres carrés.

Le paramètre α est déterminé par l'équation (52) et la courbe de Wohler, qui relie le nombre de cycles à rupture au niveau de contrainte appliquée, par la relation :

$$N_r = C (\Delta\sigma)^{-\gamma} \quad (58)$$

Nous obtenons alors :

$$\alpha = 1 - [M^\beta / C (\beta+1)] \Delta\sigma^{(\gamma-\beta)} \quad (59)$$

Le modèle est ainsi entièrement défini à partir d'essais de fatigue isotherme. Dans le cas particulier d'essais à chargements unidimensionnels en traction-compression à contrainte imposée, le nombre de cycles à rupture est obtenu en intégrant l'équation (51).

Dans des essais à déformation imposée, la contrainte n'étant pas connue à l'avance, il est nécessaire de résoudre les équations de la loi de comportement /33/ :

$$\dot{\epsilon}_p = [1/(1-D)] [(|\sigma-x|-R)/K(1-D)]^n \text{Sg}(\sigma-x) \quad (60)$$

$$\dot{x} = C_f (\tilde{\epsilon}_p) [(a \dot{\epsilon}_p - |x/(1-D)|) / \dot{\epsilon}_p] \quad (61)$$

et la loi d'endommagement :

$$dD = [1 - (1-D)^{\beta+1}]^{\alpha} [\Delta\sigma/M (1-D)]^{\beta} dN \quad (62)$$

$$\text{avec } R = K + h (e^{-\gamma \tilde{\epsilon}_p} - e^{-\delta \tilde{\epsilon}_p})$$

$$f(\tilde{\epsilon}_p) = 1 + (1-L) e^{-\beta' \tilde{\epsilon}_p}$$

$\tilde{\epsilon}_p$ est la déformation plastique cumulée et $n, K, c, a, k, h, \gamma, \delta, L, \beta'$ sont les dix coefficients du modèle, dépendant du matériau et de la température. Le signe de l'expression (60) est défini par le signe de $(\sigma-x)$.

1-3-4-4) Application à la fatigue thermomécanique

Afin de tenir compte des effets de température, CHABOCHE /28/ propose un cumul linéaire des effets de la température au cours du cycle. Le dommage subi par le matériau est de la forme :

$$\Delta D = \sum \delta D = 1/N_r = (1+\beta) (1-\gamma) (\Delta\sigma/M)^{\beta} \quad (63)$$

où δD , le dommage élémentaire par cycle est représenté par l'équation

$$\delta D = \beta (\beta+1) (1-\alpha) (\Delta\sigma/M)^{\beta+1} \delta\sigma \quad (64)$$

et nous obtenons :

$$\Delta D = \int_{\text{cycle}} \beta (\beta+1) (1-\alpha) (\Delta\sigma/M)^{\beta+1} \delta\sigma = 1/N_r \quad (65)$$

Cette dernière intégrale est calculée par la méthode des trapèzes, si nous connaissons l'évolution de $\beta = f(T)$, $M = f(T)$, $N_R = f(\Delta\sigma, T)$, $\Delta\sigma = f(T)$ et $\alpha = f(\Delta, \sigma, T)$.

En réalisant des essais à déformation imposée, l'amplitude de la contrainte $\Delta\sigma$ est déterminée en utilisant les équations de la loi de comportement citées précédemment (60) et (61).

Remarques :

Ce modèle est très difficilement applicable lors d'essais de fatigue thermomécanique effectués à déformation imposée car il faut déterminer les cinq fonctions citées précédemment et les dix coefficients de la loi de comportement, à toutes les températures, afin d'accéder à l'amplitude de contrainte $\Delta\sigma$. De ce fait, cette méthode complexe ne sera pas utilisée dans ce type d'essais. Seule sera étudiée l'évolution du dommage suivant la relation (55), dans le cas des essais menés à amplitude de contrainte imposée.

1-3-5) Modèle de Degallaix

1 - 3 - 5 - 1) Principe

Le modèle proposé par Degallaix consiste à séparer l'influence des variables $\Delta\varepsilon_p$ et T. Selon cet auteur, l'endommagement de fatigue est lié à deux mécanismes qui sont fonction de la déformation plastique /34/, l'un activé thermiquement, le deuxième ne l'étant pas.

La loi d'endommagement proposée est de la forme :

$$\Delta D = 1/N_r = f(\Delta\varepsilon_p) e^{-Q/RT} + g(\Delta\varepsilon_p) \quad (66)$$

où $f(\Delta\varepsilon_p)$ et $g(\Delta\varepsilon_p)$ représentent respectivement la contribution du mécanisme thermiquement activé et le mécanisme athermique.

Q : Energie d'activation apparente en calories par mole

R : constante des gaz parfaits en cal/mole/°K

T : Température en °K

Suivant Degallaix /35/, /9/, les fonctions $f(\Delta\varepsilon_p)$ et $g(\Delta\varepsilon_p)$ sont définies comme suit :

$$f(\Delta\varepsilon_p) = A_1 \Delta\varepsilon_p^{B_1} \quad (67)$$

$$g(\Delta\varepsilon_p) = A_2 \Delta\varepsilon_p^{B_2} \quad (68)$$

Le dommage devient alors :

$$\Delta D = 1/N_r = A_1 (\Delta\varepsilon_p)^{B_1} \exp(-Q/RT) + A_2 (\Delta\varepsilon_p)^{B_2} \quad (69)$$

où A_1 , A_2 , B_1 , B_2 , Q sont des caractéristiques du matériau indépendantes de l'amplitude de déformation plastique $\Delta\varepsilon_p$ et de la température T . Ces différents coefficients sont calculés par une méthode d'optimisation à partir d'essais isothermes.

1 - 3 - 5 - 2) Application à la fatigue thermique

De même que TAIRA /20/, Degallaix pose l'hypothèse que le cumul de dommage est linéaire et est défini par l'équation suivante :

$$\Delta D = 1/N_r \quad \text{pour un cycle} \quad (70)$$

$$\text{et} \quad \Delta D_1 = 1/2 N_r \quad \text{pour une 1/2 alternance} \quad (71)$$

Au cours de chaque alternance, nous avons :

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

$$0 \leq \delta D < \Delta D_1$$

L'endommagement δD est défini comme suit :

$$\delta D = (A_1/2) \delta \epsilon_p^{B_1} e^{-Q/RT} + (A_2/2) \delta \epsilon_p^{B_2} \quad (72)$$

Dans un cyclage thermique entre deux températures T_1 et T_2 , le dommage élémentaire $d(\delta D)$ est obtenu en différenciant l'expression (72) par rapport à la température et à la déformation plastique :

$$d(\delta D) = [(A_1 B_1/2) (\delta \epsilon_p)^{B_1-1} e^{-Q/RT} + (A_2 B_2/2) (\delta \epsilon_p)^{B_2-1}] d(\delta \epsilon_p) + [(A_1/2) (\delta \epsilon_p)^{B_1} \cdot (Q/RT^2) e^{-Q/RT}] dT \quad (73)$$

Le dommage produit par cycle thermomécanique correspond alors à l'intégration de l'équation (73) avec $\Delta D (T_1 \leftrightarrow T_2) = \Delta D_1 (T_1 \rightarrow T_2) + \Delta D_2 (T_2 \rightarrow T_1)$; ce qui donne :

$$\begin{aligned} \Delta D_1 = & \int_0^{\Delta \epsilon_p} [(A_1 B_1/2) (\delta \epsilon_p)^{B_1-1} e^{-Q/RT} + (A_2 B_2/2) (\delta \epsilon_p)^{B_2-1}] d(\delta \epsilon_p) \\ & + \int_{T_1}^{T_2} [(A_1/2) (\delta \epsilon_p)^{B_1} \cdot (-Q/RT^2) e^{-Q/RT}] dT \end{aligned} \quad (74)$$

et :

$$\begin{aligned} \Delta D_2 = & \int_0^{\Delta \epsilon_p} [(A_1 B_1/2) (\delta \epsilon_p)^{B_1-1} e^{-Q/RT} + (A_2 B_2/2) (\delta \epsilon_p)^{B_2-1}] d(\delta \epsilon_p) \\ & + \int_{T_2}^{T_1} [(A_1/2) (\delta \epsilon_p)^{B_1} \cdot (-Q/RT^2) e^{-Q/RT}] dT \end{aligned} \quad (75)$$

Le dommage par cycle ainsi déterminé conduit à une estimation de la durée de vie d'un matériau. L'utilisation de l'équation (69) conduit à la caractérisation des paramètres $\Delta \epsilon_p$ et T d'essais isothermes équivalents.

Remarque :

L'intégration des équations (74) et (75) est réalisable si nous connaissons la variation de la déformation plastique $\Delta\varepsilon_p$ en fonction de la température durant un cyclage en fatigue thermomécanique. Pour accéder à cette fonction $\Delta\varepsilon_p = f(T)$, il faut donc soit réaliser un essai de fatigue thermique, soit s'il est impossible de réaliser un tel essai, employer un modèle de loi de comportement de type MARQUIS /36/, CHABOCHE /28/ ou CAILLETAUD /37,38/.

1-3-6) Concept dit du "Spanning factor"

Le concept de "Spanning factor" fut proposé par TAIRA /39/. Le calcul est basé sur l'extrapolation de données obtenues en fatigue isotherme. La durée de vie d'un matériau, lors d'un cyclage thermomécanique entre deux températures T_1 et T_2 ($T_1 < T_2$) est donnée par la relation

$$N_r(T_1, T_2) = \left[\frac{2 [N_r(T_1)/N_r(T_2)]^{1-\delta}}{1 + N_r(T_1)/N_r(T_2)} \right] \times N_r(T_2) \quad (76)$$

avec $\delta = 2/3 \beta(T_2)$

$\beta(T_2)$ étant la valeur absolue de la pente de la droite plastique de MANSON ($\beta = |c|$) à la température T_2 ; $N_r(T_2)$ étant la durée de vie, pour une même déformation, obtenue en cyclage isotherme à la température T_2 et $N_r(T_1)$ la durée de vie, pour une même déformation, obtenue en cyclage isotherme à la température minimale T_1 .

Remarque :

Comme le souligne BILL /13/, la formulation de ce modèle ne tient pas compte du type de cyclage thermomécanique réalisé ; à savoir cyclage en ou hors phase. De ce fait, l'auteur observe une bonne prédiction de la durée de vie sur un superalliage MAR M200 lors d'essais en phase, alors que dans le cas d'essais déphasés, les prédictions sont éloignées de la réalité.

1-3-7) Modèle de GILGERT /5/ :

1 - 3 - 7 - 1) Principe :

En fatigue thermomécanique, nous sommes en présence de deux phénomènes :

L' un mécanique dû au chargement, l'autre thermique dû à la variation de température (Tmax - Tmin). Cette dernière se traduit par une dilatation thermique que l'on note $\Delta\varepsilon_{th}$.

La plupart des auteurs /40,41,42/ dissocient ces deux phénomènes en prenant comme paramètre de dommage, la variation de la déformation mécanique ($\Delta\varepsilon_m$) définie par :

$$\Delta\varepsilon_m = \Delta\varepsilon_t - \Delta\varepsilon_{th} \quad (78)$$

ou encore
$$\Delta\varepsilon_m = \Delta\varepsilon_t - \alpha\Delta T \quad (79)$$

avec α étant le coefficient de dilatation linéique et ΔT la variation de température de cyclage.

Dans le cas d'amplitudes de déformation totale imposées supérieures aux amplitudes de déformation thermique, l'amplitude de déformation mécanique peut être définie par l'une des deux relations précédentes.

De ce fait, GILGERT /5/ définit l'amplitude de déformation mécanique $\Delta\varepsilon_m$ par :

$$\Delta\varepsilon_m = \Delta\varepsilon_t - \Delta\varepsilon_{th} \quad \text{si } \Delta\varepsilon_t > \Delta\varepsilon_{th} \quad (80)$$

$$\Delta\varepsilon_m = \Delta\varepsilon_t + \Delta\varepsilon_{th} \quad \text{si } \Delta\varepsilon_t < \Delta\varepsilon_{th} \quad (81)$$

En fait, cette définition laisse apparaître une discontinuité de l'amplitude de déformation mécanique pour des valeurs de $\Delta\varepsilon_t$ égales ou très proches des valeurs de $\Delta\varepsilon_{th}$ et GILGERT /5/ fixe arbitrairement :

$$\Delta\varepsilon_m = \Delta\varepsilon_t - \Delta\varepsilon_{th} \quad \text{pour } \Delta\varepsilon_t > \Delta\varepsilon_{th} + 0,2 \% \quad (82)$$

$$\Delta\varepsilon_m = \Delta\varepsilon_t + \Delta\varepsilon_{th} \quad \text{pour } \Delta\varepsilon_t < \Delta\varepsilon_{th} - 0,2 \% \quad (83)$$

Suivant cette définition, l'auteur représente la déformation mécanique en fonction du nombre de cycles à rupture dans le cas d'un acier Cr-Mo-V (figure 22) soumis à des essais isothermes et thermomécaniques. Nous remarquons que les points expérimentaux de la courbe $\Delta\varepsilon_m/2 = f(N_r)$ se placent sur une droite d'équation :

$$\text{Log } (\Delta\varepsilon_m/2 \text{ (\%)}) = \text{Log } (12,162 \text{ \%}) - 0,505 \text{ Log } (N_r) \quad (84)$$

$$\text{ou } \Delta\varepsilon_m/2 \text{ (\%)} = 12,162 (N_r)^{-0,505} \quad (85)$$

Sur la figure 23, GILGERT /5/, compare cette droite décrite par la relation précédente et les droites plastiques correspondant à des essais isothermes (100° C, 300° C et 500° C). Cette droite d'équation $\Delta\varepsilon_m/2 = f(N_R)$ coupe les droites plastiques ($\Delta\varepsilon_p/2 = f(N_R)$) en trois points A, B et C. Chaque intersection correspond à une amplitude de déformation voisine de l'amplitude de déformation thermique entre 20° C et la température de la courbe isotherme considérée /5/.

A partir de ces résultats, l'auteur considère qu'un essai en fatigue thermomécanique sous une amplitude de déformation $\Delta\varepsilon_m$ est équivalent à un essai effectué sous conditions isothermes à une température donnée T sous une amplitude de déformation plastique $\Delta\varepsilon_p = \Delta\varepsilon_m$; cette dernière relation correspond à une dilatation thermique $\Delta\varepsilon_{th}$ entre 20° C et la température considérée soit :

$$\Delta\varepsilon_m = \Delta\varepsilon_p = \alpha(T - 20^\circ \text{ C}) = \Delta\varepsilon_{th} \text{ 20}^\circ \text{ C} \rightarrow T \quad (86)$$

COURBES de MANSON-COFFIN de L'ACIER 25-CDV 4-10

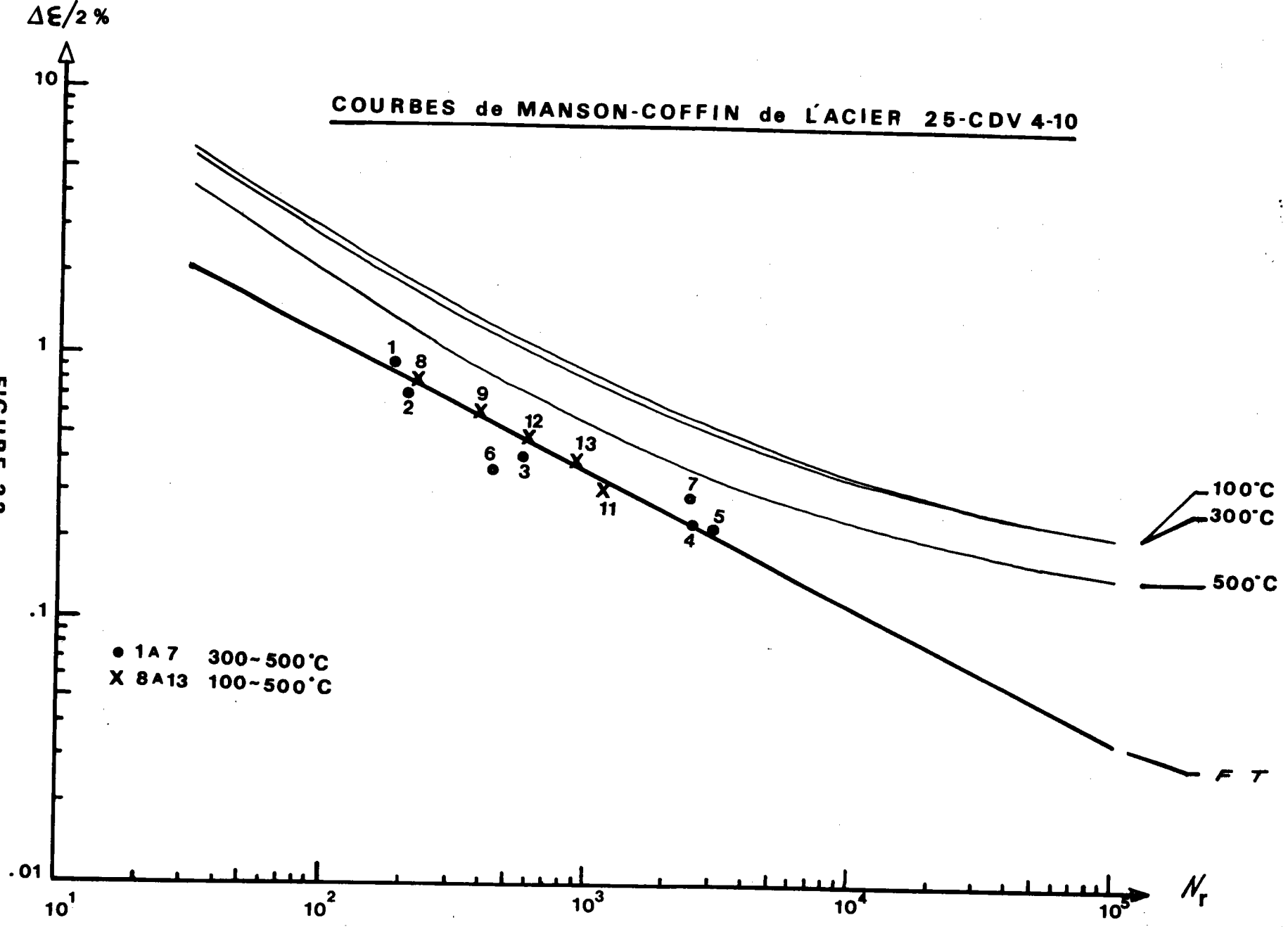


FIGURE 22

COURBES de MANSON-COFFIN de L'ACIER 25 CDV 4-10

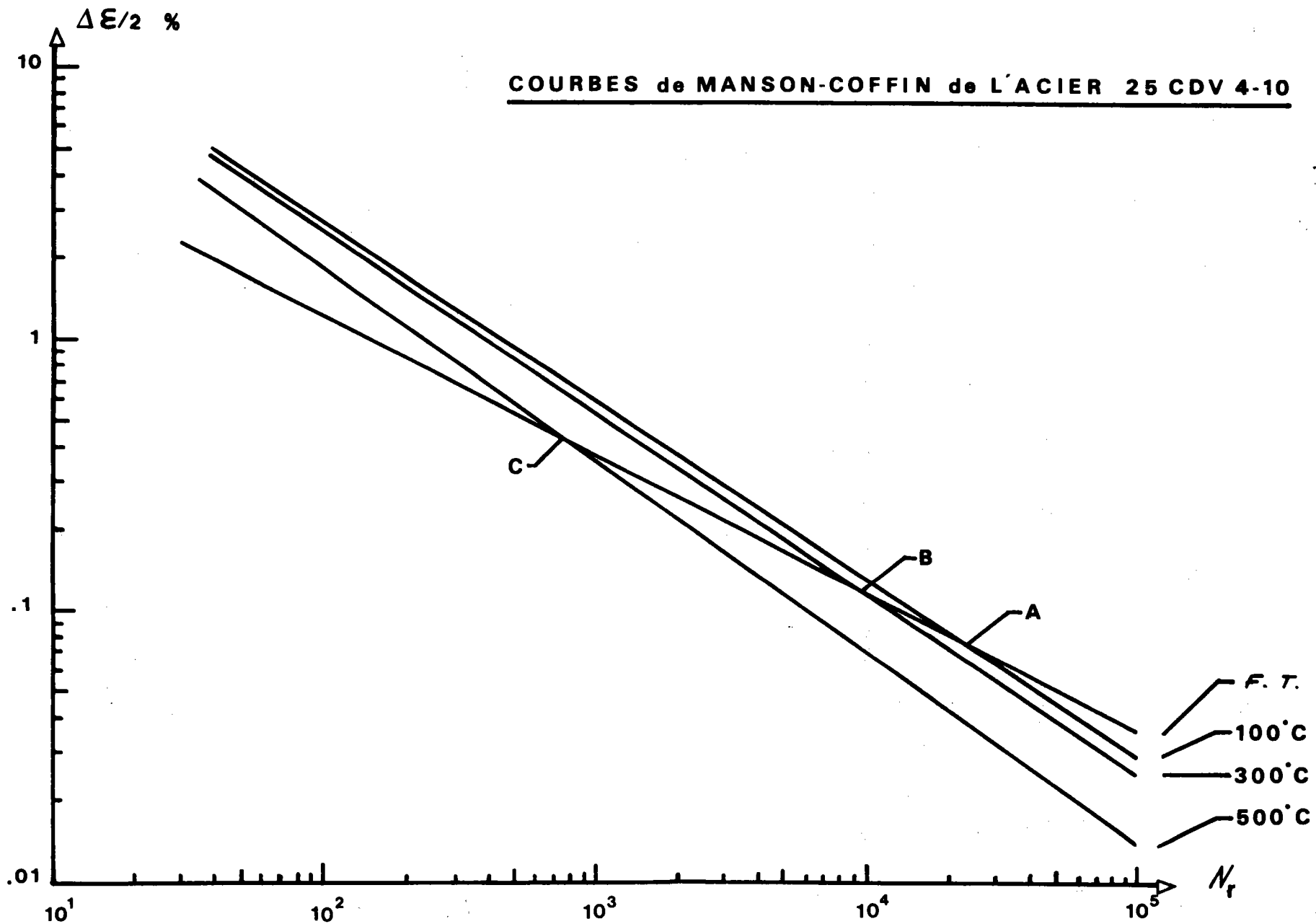


FIGURE 23: DROITES PLASTIQUES

1-3-7-2) Définition du modèle

La loi de MANSON - COFFIN, permettant de déterminer le nombre de cycles à rupture en fonction de l'amplitude de déformation plastique $\Delta\varepsilon_p$ en fatigue isotherme est traduite par la relation

$$N_R = (\Delta\varepsilon_p / 2 \varepsilon'_{fi})^{1/c} \quad (87)$$

est généralisée pour toute température T_i , ce qui permet d'écrire :

$$g (\Delta\varepsilon_m / 2)^S = (\Delta\varepsilon_p / 2 \cdot \varepsilon'_{fi})^{1/c_i} = N_R \quad (88)$$

Les coefficients c_i et ε'_{fi} sont déterminés à la température T_i définie par

$$T_i = \Delta\varepsilon_m / \alpha + 20^\circ \text{ C} \quad (89)$$

g et S sont deux constantes du matériau indépendantes de la température. L'équation (88) traduit les intersections entre la droite de fatigue thermomécanique $\Delta\varepsilon_m = f(N_R)$ et les droites plastiques de MANSON-COFFIN en conditions isothermes.

En négligeant la dilatation thermique entre 0 et 20° C, l'équation (86) s'écrit :

$$\Delta\varepsilon_m = \Delta\varepsilon_p = \alpha T_i \quad (90)$$

Ce qui permet d'écrire (88) sous la forme :

$$g (\alpha T_i / 2)^S = (\alpha T_i / 2 \varepsilon'_{fi})^{1/c_i} \quad (91)$$

et
$$N_R = g (\Delta\varepsilon_m / 2)^2 \quad (92)$$

L'équation (91) permet de déterminer les coefficients g et S à partir des coefficients de MANSON - COFFIN en conditions isothermes et nous pouvons alors prédire la durée de vie en fatigue thermomécanique en utilisant l'équation (92) suivant la définition de la déformation mécanique précisée précédemment (82), (83).

Les coefficients g et S sont déterminés en opérant une régression linéaire sur les valeurs $\text{Log}(\alpha T^{1/2})$ en fonction de $\text{Log}[(\alpha T^{1/2} \epsilon_f)^{1/c_f}]$

Remarque :

Dans le cas de l'acier Cr - Mo - V, GILGERT /5/ observe un bon accord entre les prévisions de durée de vie obtenues par le modèle et les résultats expérimentaux à un facteur 1,2 près. Il semble donc possible de prédire la durée de vie en fatigue thermomécanique grâce à des essais isothermes qui sont expérimentalement plus simples à mettre en oeuvre.

1-3-8) Remarques générales sur les modèles de prédiction de durée de vie en fatigue thermomécanique

La plupart des modèles de prédiction de la durée de vie en fatigue thermomécanique sont basés, comme nous l'avons vu précédemment, sur des données issues d'essais de fatigue isotherme. Selon le matériau utilisé et le cycle imposé, ils semblent donner des résultats honorables à des facteurs 1 à 2 voire 5 près.

Par contre, avec les moyens d'essais actuellement disponibles (machines pilotées par ordinateur, systèmes de mesure et de régulation à haute résolution et à temps de réponse rapide), il semble qu'il devienne aussi aisé de réaliser des essais de fatigue thermomécanique que des essais isothermes ; essais qui donneront la valeur exacte de la durée de vie du matériau.

CHAPITRE II

**Conception et réalisation d'une unité d'essais de
fatigue thermomécanique assistée par ordinateur**

Chapitre II

Conception et réalisation d'une unité d'essais de fatigue thermomécanique assistée par ordinateur

2 - 1)Généralités	48
2 - 2)Description de l'installation	49
2 - 3)Partie mécanique	49
2 - 4)Système de chauffage	50
2 - 5)Mesure de la température	50
2 - 6)Extensométrie	50
2 - 7)L'éprouvette d'essai	50
2 - 8)L'unité Informatique	51
2-8-1) Description	51
2-8-2) Description des logiciels réalisés	51
2-8-2-1) Logiciels de pilotage	52
2-8-2-2) Logiciels de traitement de données	53

2-1) Généralités

La fatigue thermomécanique est une technique de laboratoire nécessitant des investissements en matériels lourds et coûteux.

L'installation d'essais de fatigue thermomécanique est constituée d'une machine hydraulique ou mécanique de traction-compression, d'un système de chauffage, d'une unité de mesure et de régulation de la température ainsi que d'un système extensométrique.

Les machines existant actuellement, équipées d'interfaces, permettent de générer des cycles mécaniques de formes variés et complexes.

Par contre, il existe un vaste choix de systèmes de chauffage :

- Les fours à résistance présentant une grande inertie thermique, inertie étant un avantage pour ce qui est de la répartition et de la stabilité de la température, mais un inconvénient pour des essais à température variable.
- Les systèmes à résistance interne qui emploient soit l'effet Joule avec l'éprouvette comme résistance, soit le rayonnement émis par une résistance interne passant dans l'éprouvette creuse. Ce type de chauffage est assez rapide et l'on a un accès optique à la partie utile de l'éprouvette ; par contre il est assez difficile d'obtenir une répartition correcte de la température et des problèmes d'isolement électrique apparaissent.
- Les systèmes à induction haute fréquence qui emploient l'effet Joule provoqué par le courant induit par un champ magnétique haute fréquence. Ce type de chauffage, outre le fait de laisser libre accès visuel à l'éprouvette, permet des montées en température extrêmement rapides. Par contre, certains problèmes d'interfaces peuvent apparaître lors de l'utilisation de systèmes de pilotage et d'acquisition de données numériques.
- Les fours à rayonnement infra-rouge permettant d'obtenir une bonne répartition de la température ainsi que des temps de réponse très rapides.

La mesure et le contrôle de la température sont le plus couramment réalisés grâce à des thermocouples, bien que la technique de la pyrométrie optique semble se développer ; technique délicate à mettre en oeuvre et présentant un coût élevé.

En fatigue thermomécanique, l'extensométrie peut être réalisée de différentes façons :

- Par extensomètre fixé par couteaux nécessitant l'utilisation de tiges de renvoi (quartz, zircone). Cette technique nécessite des contacts fiables ainsi qu'une excellente isolation thermique du capteur.
- Par extensomètre fixé par collerettes présentant une meilleure fiabilité de fixation, mais les collerettes engendrent des concentrations de contraintes dues aux zones toriques de raccordement.
- Par extensomètre fixé sur les têtes ou les mors d'amarrage ; système dans lequel les problèmes de transfert de mesure ainsi que de concentration de contraintes sont résolus. Par contre, intervient l'allongement des amarrages, et la définition de la longueur utile est plus complexe.
- Par extensométrie optique qui présente l'avantage d'être une technique de mesure sans contact, mais qui est difficile à mettre en oeuvre du fait des rayonnements issus de l'éprouvette et du système de chauffage. (nécessité d'employer des filtres optiques)

2-2) Description de l'installation

L'installation de fatigue thermomécanique que nous avons mise au point (photo 1) est décrite schématiquement figure 24. Toute la partie pilotage est réalisée par une unité informatique Hewlett Packard envoyant deux consignes, l'une vers la partie mécanique de l'installation, l'autre vers la partie thermique composée d'un four à rayonnement infra-rouge commandé par une unité de puissance de 12 KW et d'un pyromètre numérique relié à un thermocouple de type "K" (Chromel-Alumel).

La mesure et le contrôle de la déformation sont assurés par un extensomètre à tiges de renvoi. Nous allons préciser le rôle exact des différents éléments constituant l'installation.

2-3) Partie mécanique de l'installation : (photo 2)

L'effort de traction-compression est obtenu par l'intermédiaire d'un vérin hydraulique d'une machine électrohydraulique asservie "INSTRON 1251" de capacités +/- 100 KN. Ce vérin est commandé par servovalve. Les consignes sont issues de l'ordinateur via un interface à double générateurs de signaux d'une résolution de 12 bits sur bus "IEEE 488". Cet interface permet de générer des signaux simples de type carré, sinus, triangle, rampe, ainsi que des signaux de

forme complexe tels ceux décrits dans la suite de cette étude avec des temps de cyclage pouvant varier de 8 ms. à plusieurs heures. De plus, l'interface permet la conversion en signaux numériques des données issues des différents tiroirs que sont les tiroirs de mesure et de contrôle de déplacement du vérin, de charge et d'extensométrie.

2-4) Le système de chauffage

Le système de chauffage utilisé est une installation à rayonnement infra-rouge "MAIR E4-2". Elle est constituée d'une chambre hexagonale (photo 3) comprenant quatre lampes en quartz avec filament de tungstène (photo 4), chauffant l'éprouvette uniformément sur une longueur de 63 mm. jusqu'à une température maximale de l'ordre de 1250 °C. Cette température maximale dépend étroitement de l'état de surface de l'éprouvette utilisée ainsi que de sa "brillance".

Cette enceinte est commandée par une unité de puissance de 12 KW possédant une entrée de commande en tension de 0 à 5 Volts. Les tensions de pilotage sont issues de l'interface précédemment décrit et contrôlées par l'ordinateur. Grâce à cette configuration, il est donc possible de générer des cycles thermiques de formes relativement complexes.

2-5) Mesure de la température

La mesure de la température est assurée par un thermocouple de type "K" (Chromel-Alumel) fixé sur l'éprouvette et relié à un pyromètre numérique "NEWPORT" + / - 1999 points. Ce pyromètre est directement interfacé à l'unité informatique par Bus "IEEE 488".

2-6) L'extensométrie

La mesure et le contrôle de la déformation sont réalisés au moyen d'un extensomètre à jauges "INSTRON" de 12,5 mm. de zone utile, fixé sur l'éprouvette par l'intermédiaire de tiges de silice pouvant supporter des températures de l'ordre de 1 000 °C. (photo 5)

2-7) L'éprouvette d'essai

Le choix de la configuration des éprouvettes est délicat dans la mesure où il faut éviter un échauffement ou un refroidissement plus rapide du bord de l'éprouvette qu'au centre, créant ainsi un gradient de température, qui atteint son maximum en un temps très bref.

Notre choix s'est porté sur une éprouvette torique, dont la partie utile est extrêmement réduite, présentant l'avantage de bien localiser la déformation (figure 25).

On utilise généralement des éprouvettes avec des taux d'éclatement faibles, inférieurs à 2, afin d'éviter le flambement. Le montage et l'alignement de l'éprouvette sont effectués par l'intermédiaire d'un système à métal de Wood (figure 26).

2-8) L'unité Informatique

2-8-1) Description

Afin de pouvoir réaliser des essais de fatigue thermomécanique complexes reconstituant sur éprouvettes, les efforts que supportent des structures ou des parties de structures, il est nécessaire de réaliser des cycles de formes autres que sinus ou triangle. De tels cycles peuvent être obtenus grâce aux moyens numériques actuellement disponibles : à savoir programmeurs digitaux et ordinateurs.

L'installation informatique à notre disposition est constituée par une unité centrale "Hewlett Packard 9816 S" d'une capacité de 512 K octets, dont le processeur est un modèle "MOTOROLA MC 68 000" avec une horloge de 8 MHz. L'adressage de ce type d'ordinateur est effectué sur 16 bits, et dans notre configuration, tous les appareils (interfaces de pilotage, d'acquisition, table traçante, imprimante, unité de stockage des données) sont commandés par un interface parallèle "HP.IB" correspondant à la norme "IEEE 488".

Le stockage des données relevées (charge, déformation, température) est effectué sur un double lecteur de disquettes de 3,5 pouces avec des disquettes d'une capacité de 710 K octets. Les représentations graphiques sont reportées sur une table traçante "Hewlett Packard" six plumes.

2-8-2) Description des logiciels

Dans le cadre de cette étude, deux types de logiciels de pilotage ont été réalisés : logiciels pour des essais de fatigue isotherme et thermomécanique. De plus nous avons mis au point des logiciels de traitement des données acquises durant les essais (charge, déformation).

2-8-2-1) Logiciels de pilotage

Les logiciels de pilotage sont constitués par des envois de consignes, en mode contrôle de déformation (ou contrôle de charge), de régulation de température, et comparées à des valeurs acquises à différents instants (déformation, température).

Les cycles complexes réalisés sont constitués par des parties de cycles classiques (triangles dans notre cas).

Les cycles désirés sont élaborés au niveau de l'ordinateur qui envoie des séquences par bus IEEE 488 vers l'interface où ils sont stockés dans des buffers avant d'être transformés en signaux électriques grâce à des convertisseurs numériques-analogiques afin d'asservir le vérin ainsi que l'unité de puissance du four.

En fait, un cycle complexe ne sera pas transmis intégralement à l'interface, mais en plusieurs parties lors de chaque interruption générée par les buffers vers l'ordinateur.

Les séquences envoyées sont constituées de groupes de sept octets représentant chacun une partie du cycle désiré. Chaque octet possède un rôle défini ; à savoir :

- fréquence de la séquence envoyée
- amplitude du signal
- niveau moyen
- sens de départ
- forme du signal
- nombre de demi alternances (car l'interface ne génère que des demi alternances)
- délai.

Afin d'envoyer les séquences, il est de plus nécessaire de préciser l'adresse correspondante (700 afin de commander le vérin, 701 pour l'unité de puissance du four), ainsi que de définir le mode de travail choisi (déformation imposée, contrainte imposée) ; ceci se faisant par l'intermédiaire de commandes (par exemple "CMD 27" afin de cycler à déformation imposée).

Toutes ces instructions étant effectuées lorsque l'ordinateur a pris le contrôle de la machine par l'intermédiaire d'instructions spécifiques (exemple : SEND 7 ; MTA UNL LISTEN 0 CMD 27).

En fait, la machine et l'unité de chauffage sont asservies par l'ordinateur. Les données que l'on acquiert sont enregistrées sous forme de fichiers aléatoires sur disques souples. De cette façon, nous enregistrons, durant les essais, les couples charge-déformation. De plus lors des essais, nous affichons sur l'écran les boucles d'hystérésis de chaque cycle.

Il fallut de même définir un critère d'enregistrement ; en effet dans le cas d'essais de fatigue, il n'est pas nécessaire d'enregistrer tous les cycles : seuls sont intéressants les cycles charge-déformation obtenus au début de l'essai, avant la rupture, ainsi que quelques uns issus de la stabilisation en charge.

Dans le cas des essais isothermes et thermomécanique en contrôle de déformation, le critère d'enregistrement a été arbitrairement choisi comme suit :

Nous enregistrons les couples charge-déformation obtenus lors d'un cycle n si :

$$(F_{\max})_n = (F_{\max})_{n-1} \pm 0,5 \% \quad (93)$$

$(F_{\max})_n$ étant la charge maximale du cycle n et $(F_{\max})_{n-1}$ étant la charge maximale du cycle précédent.

La structure des différents programmes de pilotage est donnée figure 27 pour la fatigue isotherme et figure 28 pour les essais de fatigue thermomécanique dans le cas d'essais à déformation imposée.

2-8-2-2) Logiciels de traitement de données

En fonction du type d'essai réalisé et des différentes valeurs enregistrées lors des cyclages, nous avons réalisé des logiciels permettant de représenter :

- | | |
|--|--|
| Essais isothermes
et
thermomécaniques
(déformation imposée) | <ul style="list-style-type: none"> - Les boucles d'hystérésis (contrainte-déformation) - L'évolution de la déformation plastique en fonction du nombre de cycles - L'évolution de la déformation élastique en fonction du nombre de cycles - L'évolution des contraintes maximales et minimales en fonction du nombre de cycles - L'évolution de l'énergie dissipée en fonction du nombre de cycles |
|--|--|

Dans le cas d'essais à contrainte imposée, nous représentons les évolutions des déformations maximales et minimales, de la déformation totale, ainsi que des déformations à charge nulle, en fonction du nombre de cycles.

De plus, nous avons réalisé différents logiciels qui, à partir des données enregistrées, permettent de prédire les durées de vie avec les modèles décrits dans le chapitre précédent.

Grâce à ces différents logiciels réalisés, trois études différentes ont été réalisées ; études décrites dans le chapitre trois.

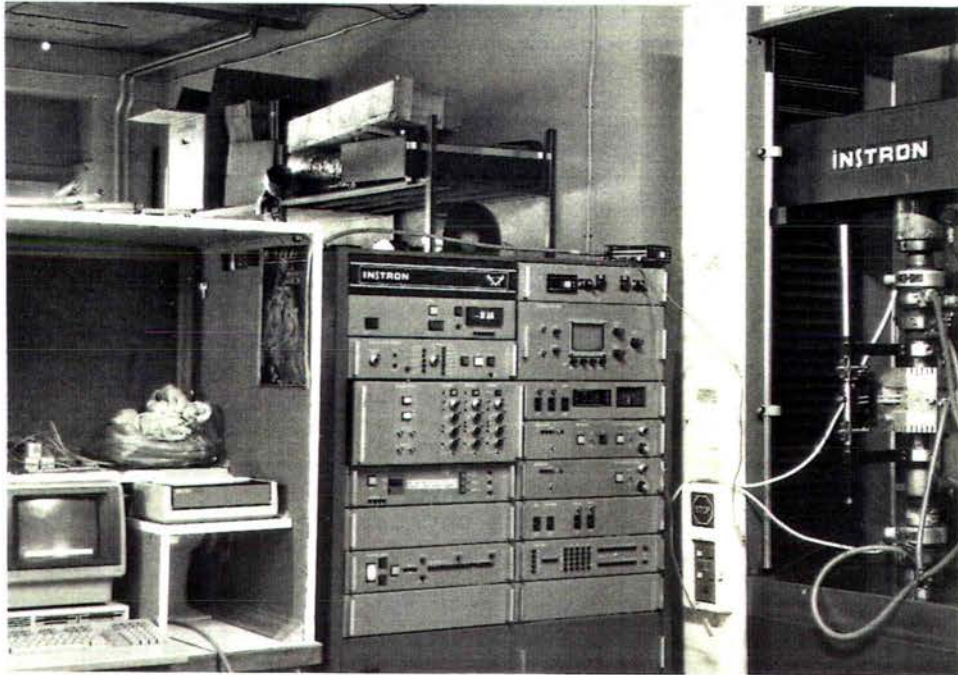


PHOTO.1: VUE de L'INSTALLATION



PHOTO.2: PARTIE MECANIQUE

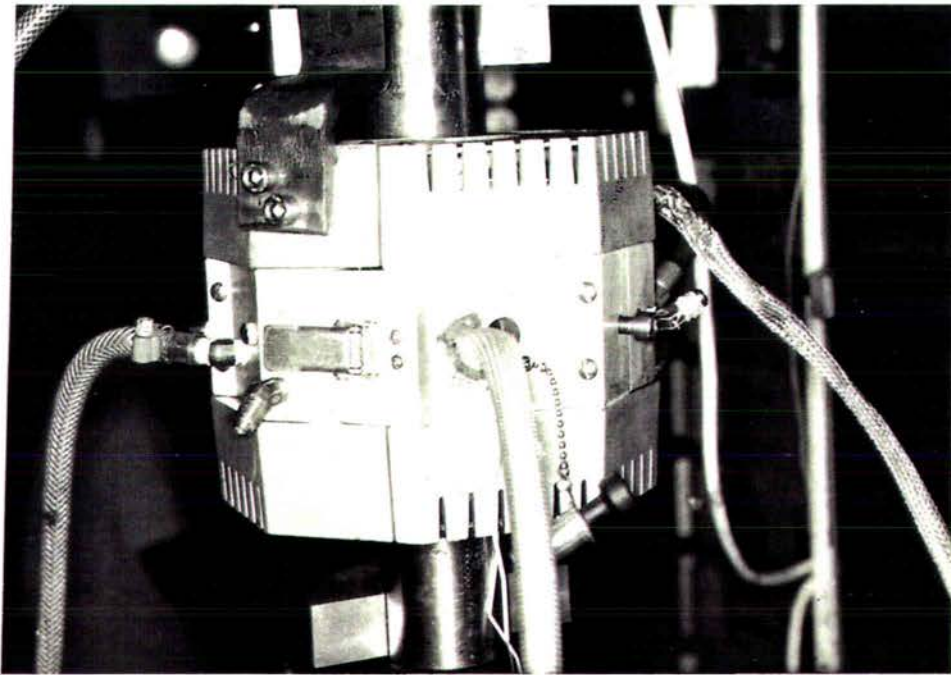


PHOTO. 3. VUE EXTERIEURE du FOUR

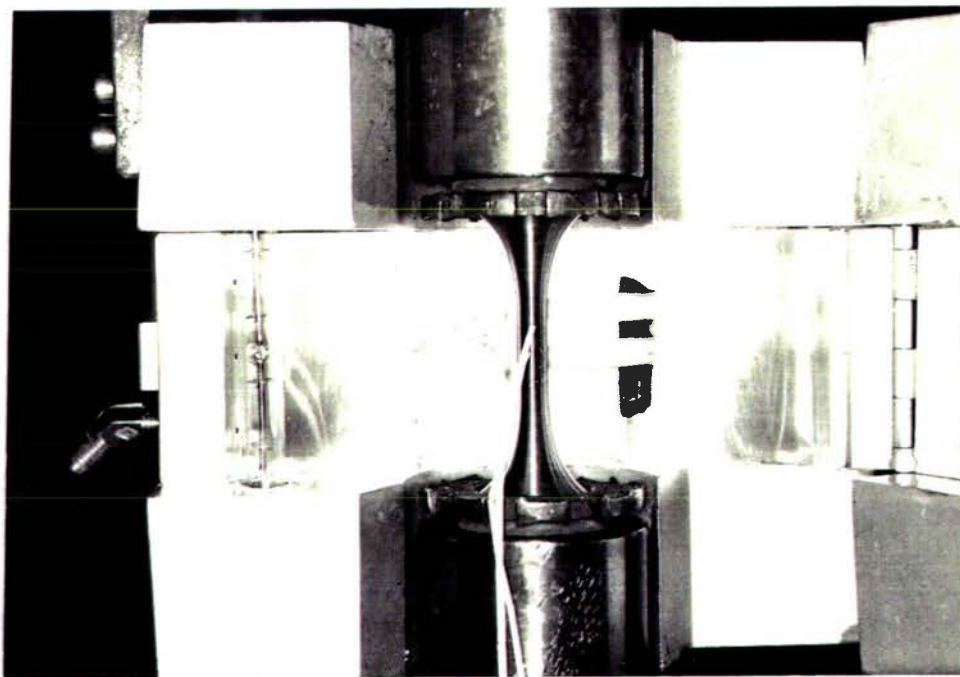


PHOTO. 4. FOUR VU de L'INTERIEUR

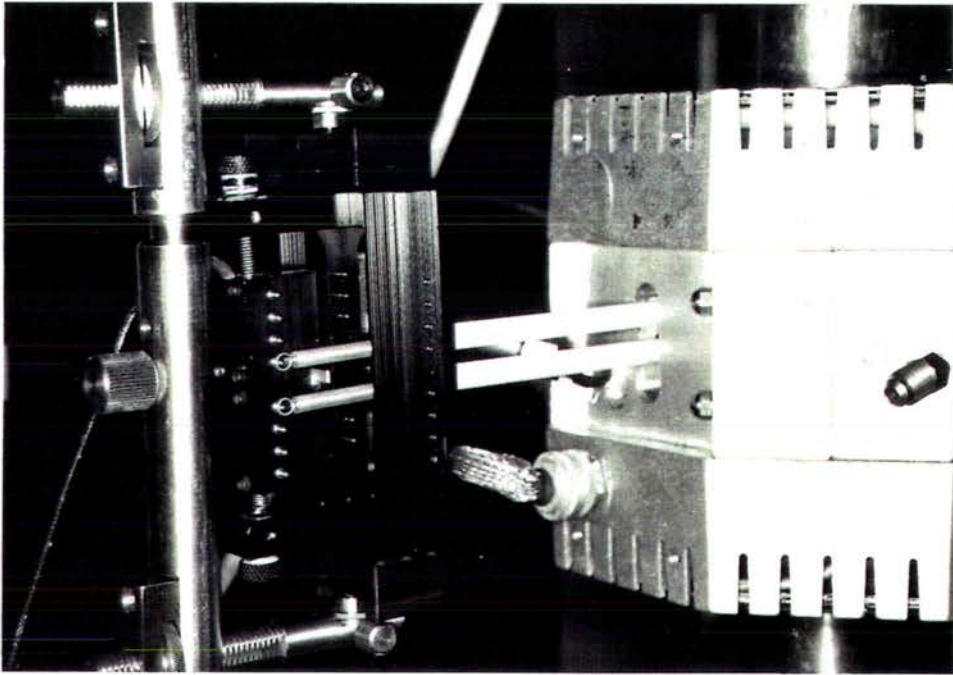


PHOTO. 5: EXTENSOMETRE

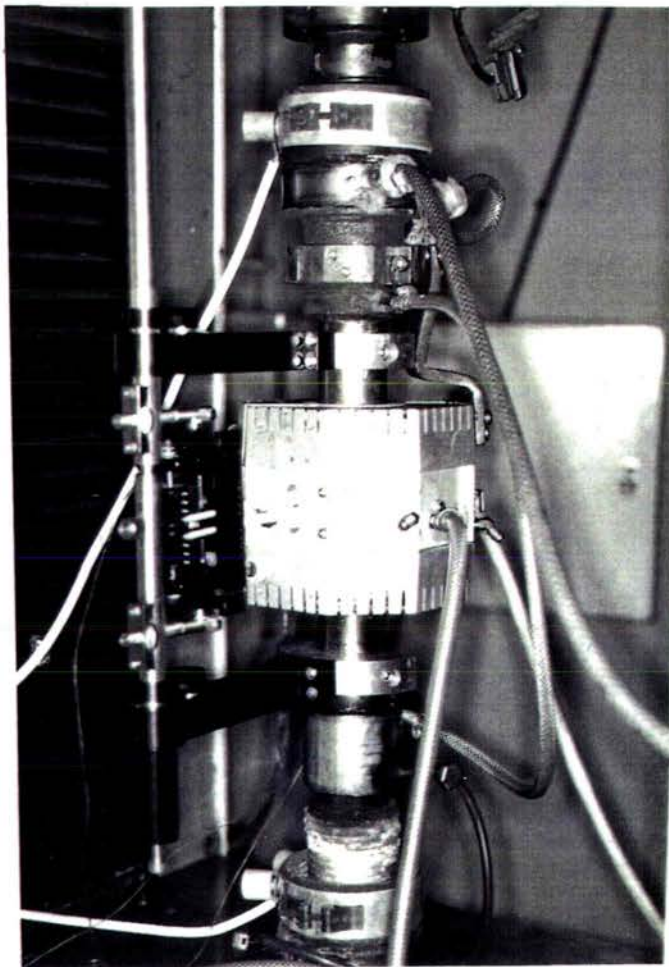


PHOTO. 5A: ENSEMBLE MONTE

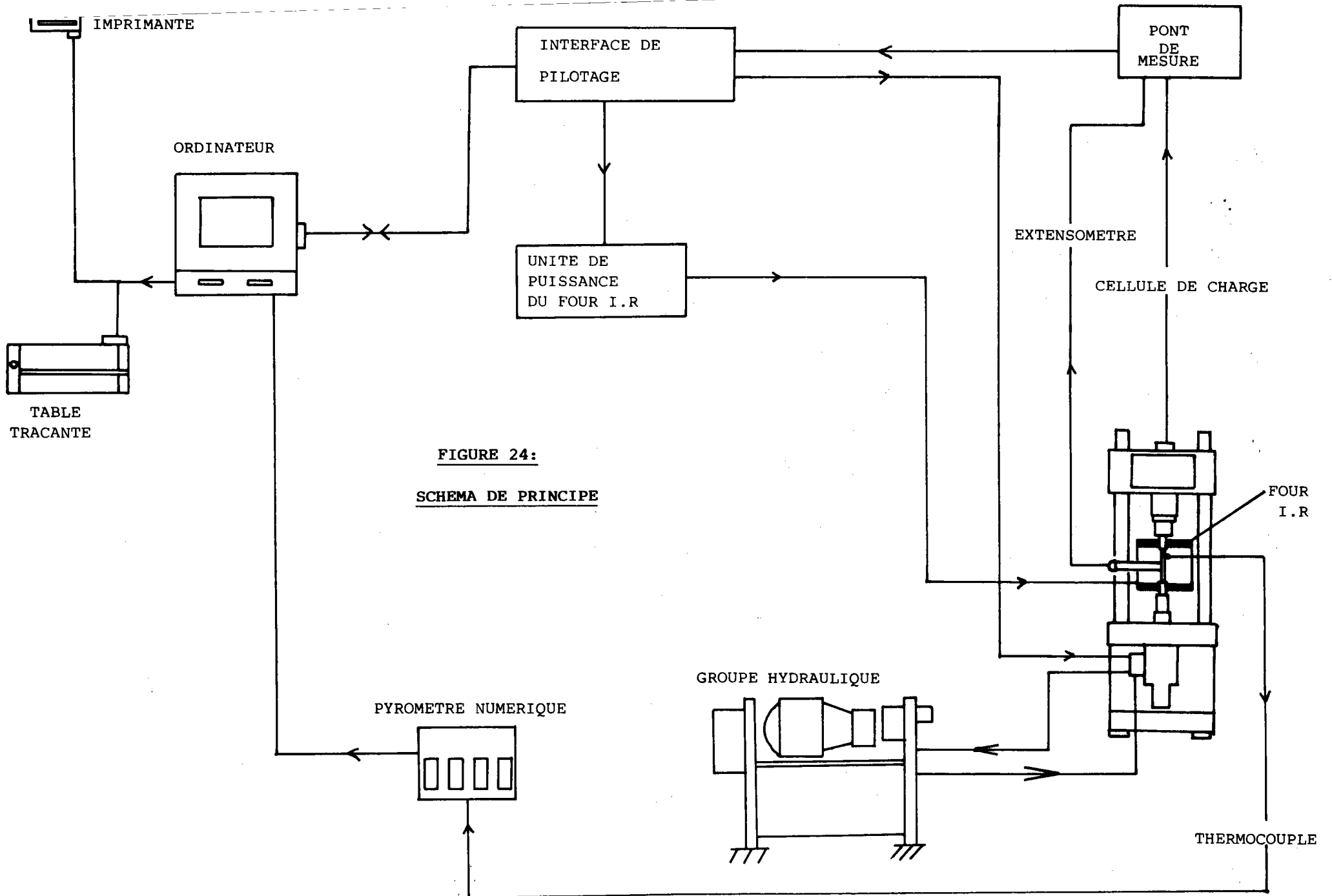
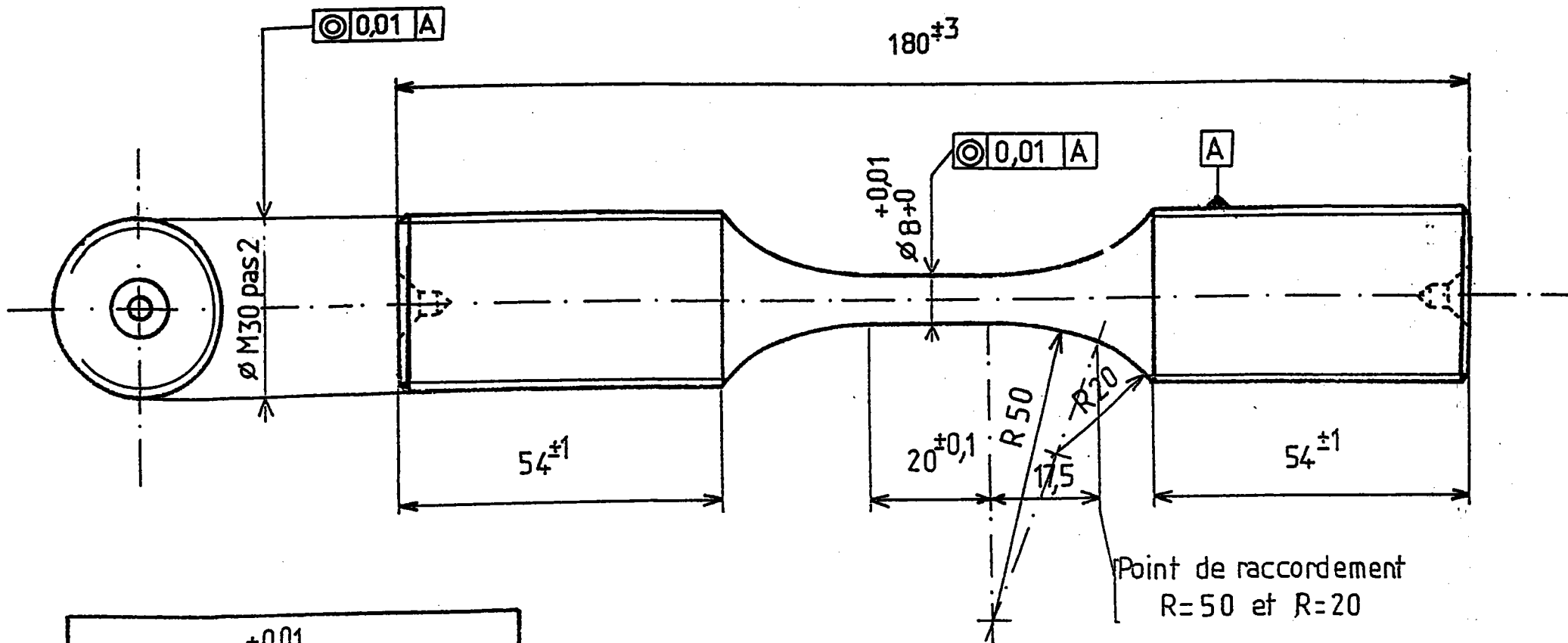


FIGURE 24:
SCHEMA DE PRINCIPE



$+0,01$
 Ra sur $\text{Ø } 8^{+0} \leq 1 \mu\text{m}$
 Ra sur le raccordement: $\leq 1 \mu\text{m}$

Ech: 1		EPROUVETTE de fatigue	
LABORATOIRE DE FIABILITE MECANIQUE - METZ			
FIGURE 25			

FIGURE 26: MONTAGE UTILISE

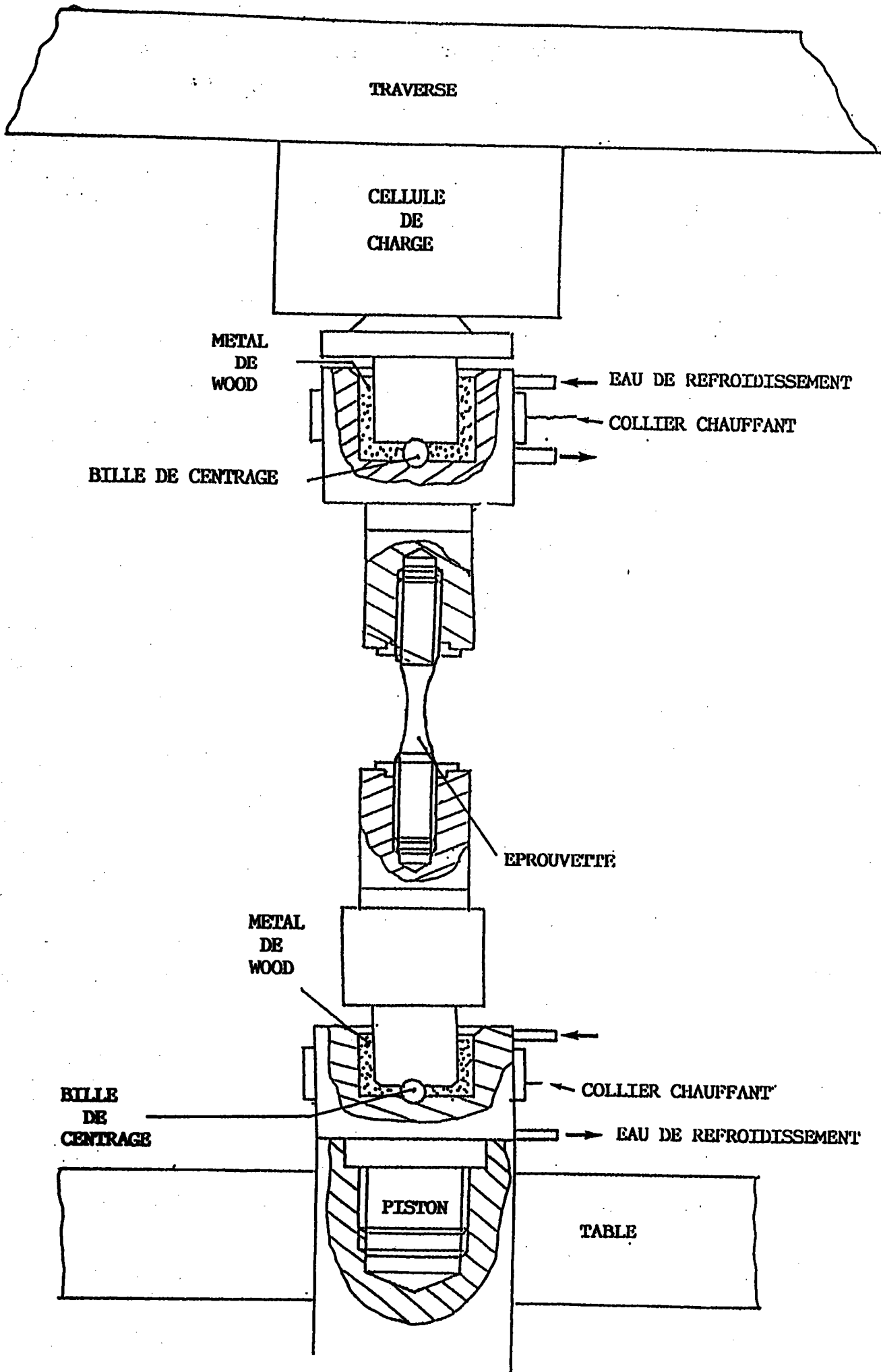


FIGURE 27 : STRUCTURE DU LOGICIEL POUR
ESSAIS ISOTHERMES

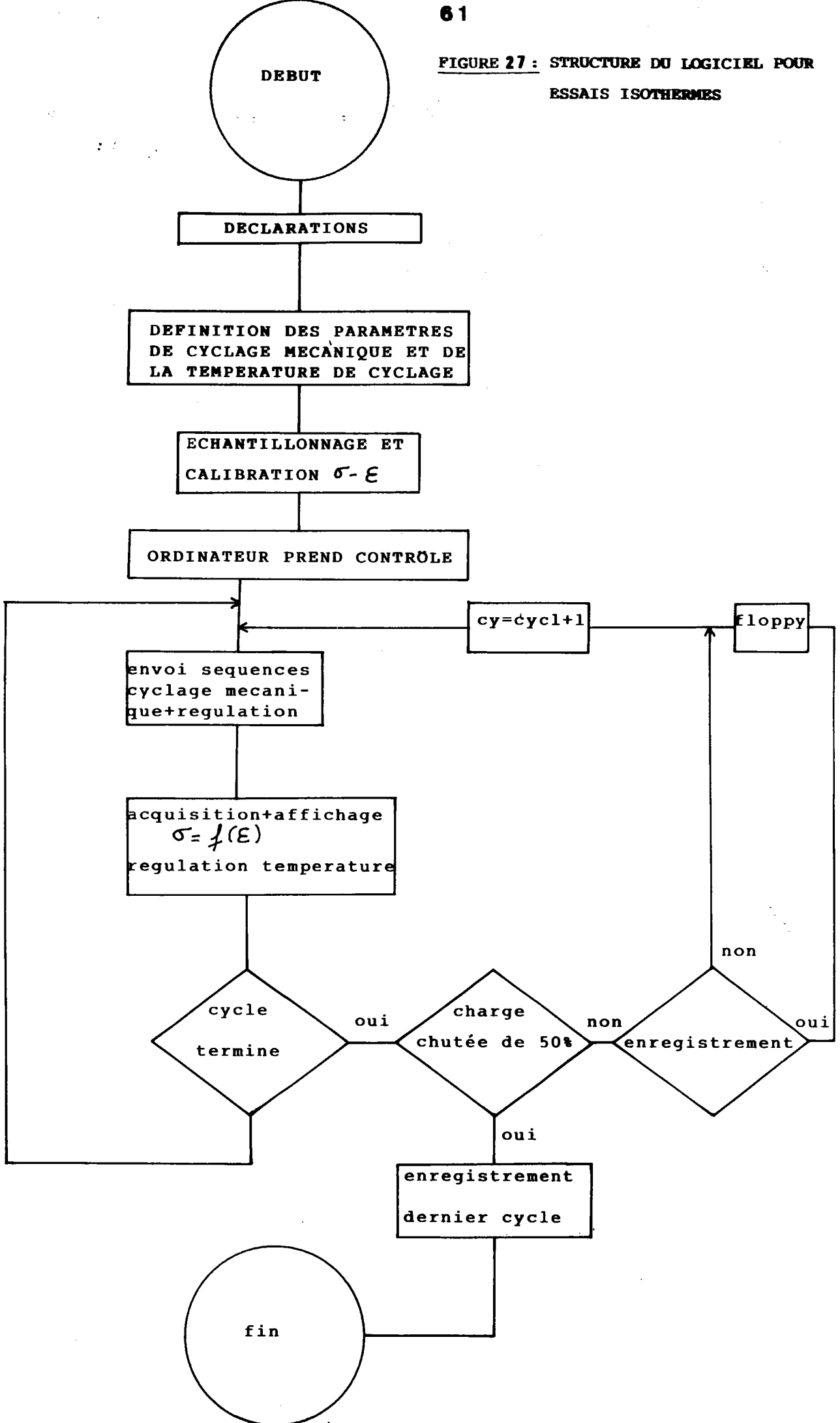
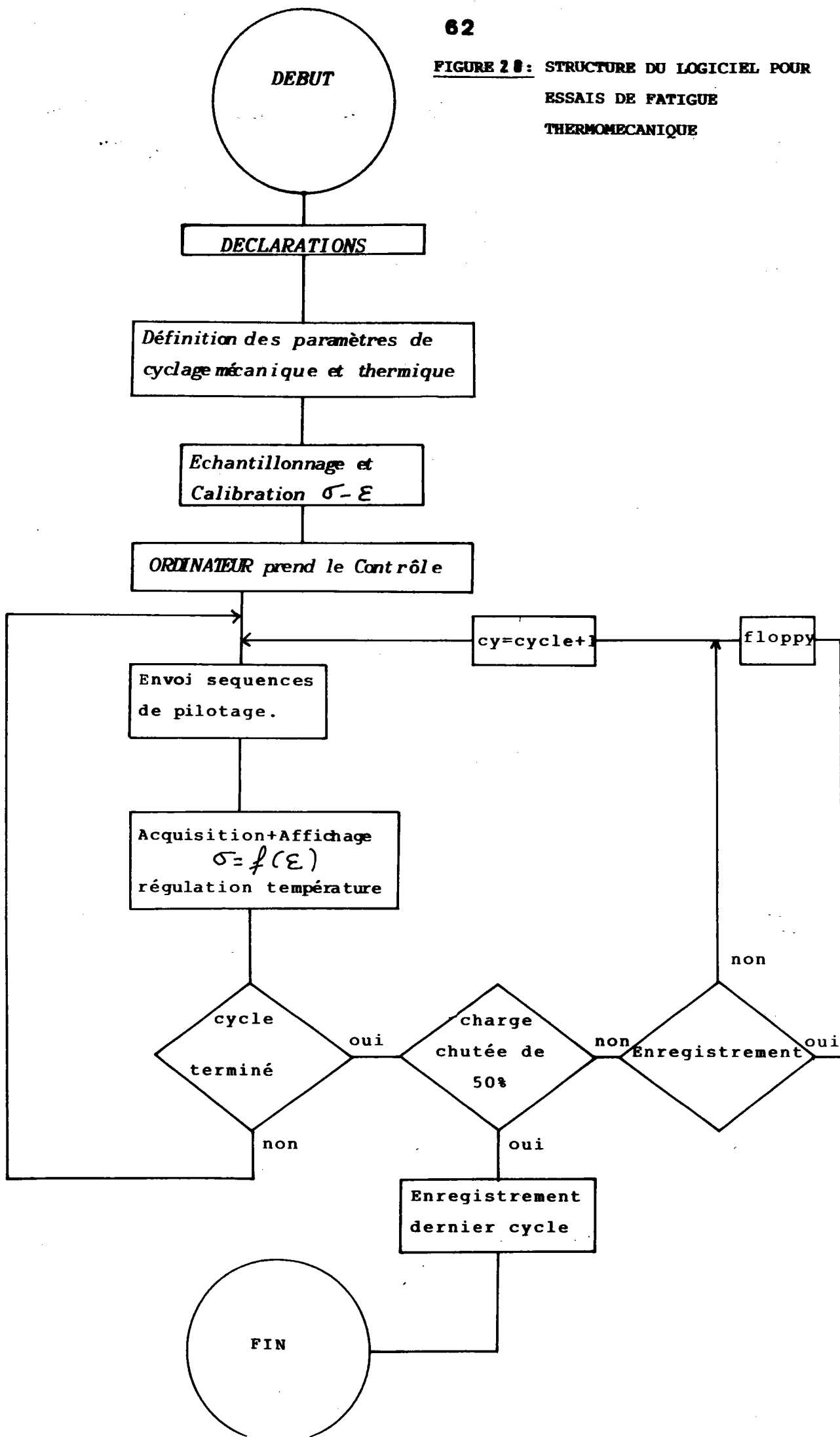


FIGURE 20: STRUCTURE DU LOGICIEL POUR
ESSAIS DE FATIGUE
THERMOMECHANIQUE



CHAPITRE 3

ETUDE EXPERIMENTALE

3 - 1)Introduction	66
----------------------------	-----------

Essais à déformation imposée.

3 - 2)Acier Cr-Mo-V	67
-----------------------------	-----------

3 - 2 - 1) Cycles et matériau	67
-------------------------------	----

3 - 2 - 2) Résultats	69
----------------------	----

3 - 2 - 2 - 1) Essais de dilatation	69
-------------------------------------	----

3 - 2 - 2 - 2) Essais thermomécaniques	69
--	----

3 - 2 - 3) Dommages	79
---------------------	----

3 - 2 - 3 - 1) Définition	79
---------------------------	----

3 - 2 - 3 - 2) Dommages dans le cas de l'acier Cr-Mo-V	79
--	----

3 - 2 - 4) Observations microscopiques	84
--	----

3 - 2 - 5) Discussion	88
-----------------------	----

3 - 3)Acier 316 L	90
---------------------------	-----------

3 - 3 - 1) Cycles et matériau	90
-------------------------------	----

3 - 3 - 2) Résultats	92
----------------------	----

3 - 3 - 2 - 1) Essais de dilatation	92
-------------------------------------	----

3 - 3 - 2 - 2) Essais isothermes	92
----------------------------------	----

3 - 3 - 2 - 3) Essais thermomécaniques	100
--	-----

3 - 3 - 3) Dommages	105
---------------------	-----

3 - 3 - 4) Observations microscopiques	108
--	-----

3 - 3 - 5) Discussion	113
-----------------------	-----

Essais à contrainte imposée.

3 - 4)Alliage TZM	114
---------------------------	------------

3 - 4 - 1) Cycles et matériau	114
-------------------------------	-----

3 - 4 - 2) Résultats	115
----------------------	-----

3 - 4 - 2 - 1) Essais thermomécaniques	117
--	-----

3 - 4 - 2 - 2) Essais isothermes	126
----------------------------------	-----

3 - 4 - 2 - 3) Comparaison	135
----------------------------	-----

3 - 4 - 3) Dommages	136
3 - 4 - 3 - 1) Dommage plastique	136
3 - 4 - 3 - 2) Dommage selon Chaboche	138
3 - 4 - 4) Observations microscopiques	141
3 - 4 - 5) Discussion	150
3 - 5) Conclusion	151

3 - 1)Introduction

Cette étude expérimentale est composée de deux types d'essais différents : les uns menés à déformation imposée, les seconds à contrainte imposée.

La première partie est constituée par l'étude en fatigue thermomécanique d'un acier Cr-Mo-V constituant certains rotors de turbine de la société Alsthom ; la gamme de température allant de 350 à 500° C pour une amplitude de déformation totale appliquée de l'ordre de 0,9 %.

Dans cette même partie est étudié en fatigue isotherme et thermomécanique, dans une gamme de température allant de 150 à 500° C pour une déformation totale de 1 %, un acier inoxydable de type 316 L, utilisé dans la prochaine génération de réacteurs à fusion nucléaire du NET TEAM.

La seconde partie de cette étude expérimentale est constituée par des essais à contrainte imposée (800 à 1200 MPa) sous conditions isothermes et thermomécaniques (350 à 500° C) sur un alliage base molybdène (TZM) utilisé également dans la prochaine génération de réacteurs à fusion nucléaire du NET TEAM.

Essais à déformation imposée.

3 - 2) Acier Cr-Mo-V

3 - 2 - 1) Matériau étudié et description des cycles :

Le matériau étudié est un acier au chrome molybdène dont la composition chimique, reportée dans le tableau 1, correspond suivant la norme AFNOR à un acier 25 CVD-4-10.

Elément d'addition	C	S	P	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	V
% poids	0,26	0,009	0,012	0,325	0,635	0,560	1,08	0,98	0,35

Tableau 1 : Composition de l'acier Cr-Mo-V.

La structure du matériau est de type bainitique revenue, obtenue par chauffage à 950° C et trempé au brouillard jusqu'à 150-200° C, puis maintien 20 heures à 705° C suivi d'un refroidissement lent.

Ce matériau est employé dans la construction de rotor de turbine moyenne pression de 645 MW ; lors des démarrages ou des régimes transitoires d'exploitation, le rotor est soumis à des contraintes mécaniques superposées à une montée en température. La figure 29 présente les variations de température et de déformation de la peau et du coeur d'un tel rotor. Lors de nos essais, l'éprouvette a été soumise à ces deux types de cycles que nous pouvons décomposer en quatre parties :

- 0 à 1 minute : Mise en route et montée en charge du rotor.
- 1 à 3 minutes : Puissance nominale à température de service.
- 3 à 4 minutes : Ralentissement.
- 4 à 5 minutes : Arrêt.

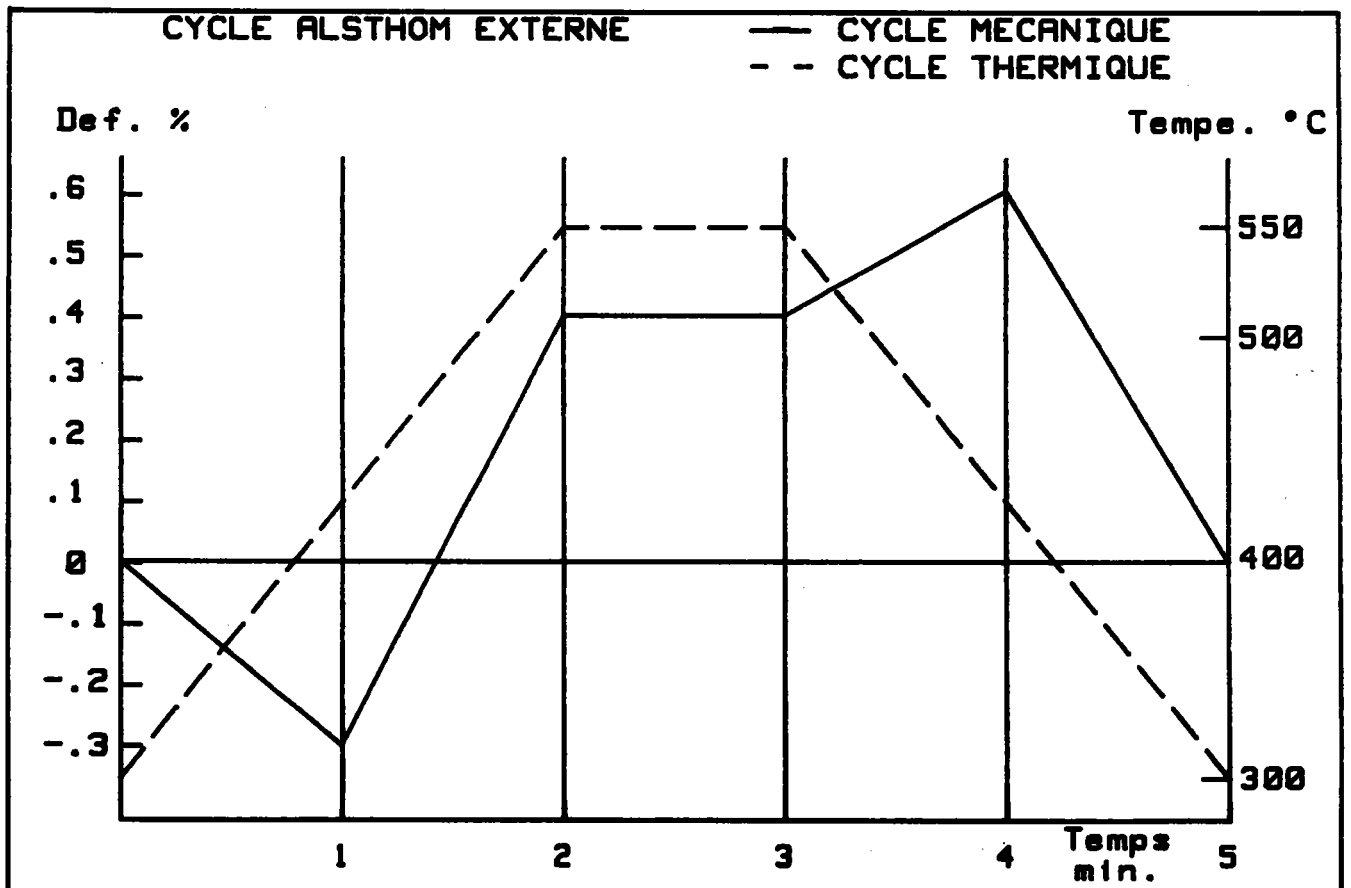
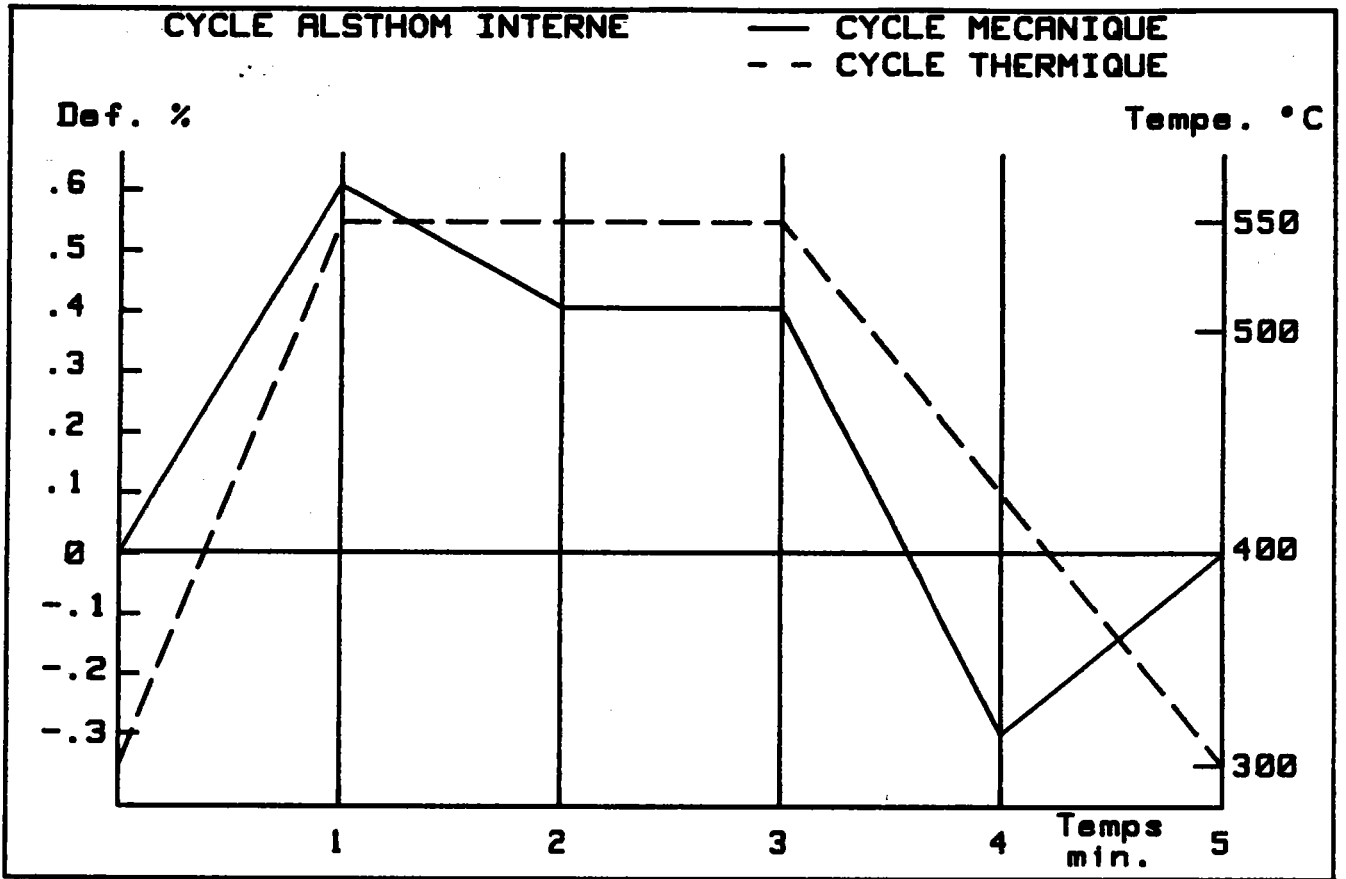


FIGURE 29

3-2-2) Présentation des résultats :

3-2-2-1) Essais de dilatation :

Les essais de dilatation du matériau que nous avons effectués permettent de définir la déformation thermique due au cyclage en température.

Ces essais, réalisés avec une éprouvette ayant une extrémité libre, permettent de différencier la déformation mécanique de la déformation totale imposée, lors des essais de fatigue thermomécanique ; cette valeur nous est indispensable dans l'application de modèles de prévision de la durée de vie.

Nous avons soumis deux éprouvettes aux cycles thermiques seuls représentés figure 29 (Intervalle de température de 300-550° C). Nous obtenons deux valeurs de déformation thermique différentes : à savoir une valeur obtenue entre 300 et 550° C atteints à l'issue de la montée en température ($\Delta\epsilon_{th1}$), et une valeur obtenue à la fin du temps de maintien à la température maximale à 550° C ($\Delta\epsilon_{th2}$). Cet écart étant dû au fait que la température n'est pas homogène dans toute l'éprouvette, au début du palier. Les résultats sont reportés tableau 2.

Cycle	$\Delta\epsilon_{th1}$ ‰	$\Delta\epsilon_{th2}$ ‰
Alsthom Interne	0,17	0,26
Alsthom Externe	0,16	0,21

Tableau 2 : Valeurs de dilatation lors des cyclages thermiques de l'acier Cr-Mo-V.

3-2-2-3) Essais thermomécaniques :

a) Durée de vie :

La durée de vie N_f du matériau est définie conventionnellement comme étant le nombre de cycles au bout duquel la charge maximale a diminué de 50 % par rapport à sa valeur atteinte lors du 1^{er} cycle.

Pour chaque type de cycle, nous avons effectué deux essais. Les résultats obtenus sont reportés tableau 3.

	N_{r1}	N_{r2}	N_r moyen
Alsthom Interne	298	306	302
Alsthom Externe	377	387	382

Tableau 3 : Durées de vie de l'acier Cr-Mo-V en fonction des cycles thermomécaniques imposés.

b) Courbes obtenues :

Durant chaque essai, nous relevons les courbes charge-déformation ou boucles d'hystérésis.

Dans le cas du cyclage "Alsthom Interne", (figure 30), une relaxation en charge apparaît lors du maintien à 0,4 % de déformation, durant une minute ; la température étant de 550° C durant cette période. Le même phénomène se produit dans le cas du cyclage "Alsthom Externe", (figure 31). En fait, l'écart de charge entre le début et la fin de chaque palier de maintien ne reste pas constant tout au long de l'essai (figure 32). Dans le cas "Interne", cet écart est important durant les premiers cycles, de l'ordre de 1900 N (\approx 38 MPa), pour diminuer ensuite à un niveau de 900 N (\approx 18 MPa), et enfin augmenter avant rupture à 1400 N (\approx 28 MPa). Signalons également que les niveaux de charge atteints au début et à la fin du palier de maintien diminuent durant l'essai.

Lors du cyclage "Externe", les niveaux de charge en traction atteints au début ainsi qu'à la fin du palier de maintien à 0,4 % de déformation, diminuent également durant l'essai. Par contre, l'écart augmente durant les 70 premiers cycles (de 2200 N à 3300 N) pour se stabiliser à cette dernière valeur jusqu'à 100 cycles avant rupture, période où l'écart diminue pour finalement être quasiment nul aux deux derniers cycles. Notons de plus que la diminution des niveaux de charge est plus importante dans le cas "Externe" que dans le cas "Interne" et que dans ce premier cas, l'évolution des charges est constituée de trois domaines : forte diminution, stabilisation, puis seconde diminution avant rupture, alors que dans le second, les niveaux de charge diminuent constamment durant l'essai.

D'après les boucles d'hystérésis obtenues, nous relevons les charges maximales et minimales que nous reportons en fonction du nombre de cycles. Dans le cas "Interne", (figure 33), ainsi que "Externe", (figure 34), nous observons trois stades :

- Diminution des charges durant les 15 premiers pourcents de la durée de vie, ce qui correspond à un adoucissement du matériau.
- Stabilisation des charges maximales et minimales.
- Diminution des charges avant rupture, correspondant au stade de fissuration.

La durée de chacun de ces trois stades est répertoriée tableau 4 :

Essai	Durée adoucissement		Durée stabilisation		Durée fissuration	
	% de Nr	N cycles	% de Nr	N cycles	% de Nr	N cycles
Alsthom Interne	23	70	67	202	10	30
Alsthom Externe	14	54	78	296	8	31

Tableau 4 : Durée des trois stades de l'évolution du comportement de l'acier Cr-Mo-V en fatigue thermomécanique.

La période d'adoucissement du matériau est plus importante dans le cas du cyclage "Interne" alors que la durée de fissuration est sensiblement identique dans les deux cas. Il semble donc, du fait que le cycle thermique "Externe" comporte un temps de maintien à la température maximale deux fois plus court que le cycle "Interne", que le matériau parvient plus rapidement à sa "stabilisation" en charge, qui d'ailleurs est d'une durée plus longue dans le cas "Externe".

Les figures 35 et 36 représentent respectivement l'évolution de la déformation plastique ainsi que de l'énergie dissipée en fonction du nombre de cycles, dans le cas "Interne" et "Externe". L'allure des courbes est identique dans les deux cas, à savoir, première diminution, stabilisation puis seconde diminution avant rupture en ce qui concerne la déformation plastique et l'énergie dissipée. Par contre, les niveaux de déformation plastique atteints sont supérieurs de 10 % dans le cas "Interne" par rapport au cyclage "Externe" ; de même que les niveaux d'énergie dissipée, qui sont plus importants dans le premier cas de cyclage.

COURBES CHARGE-DEFORMATION (ALSTHOM INTERNE)

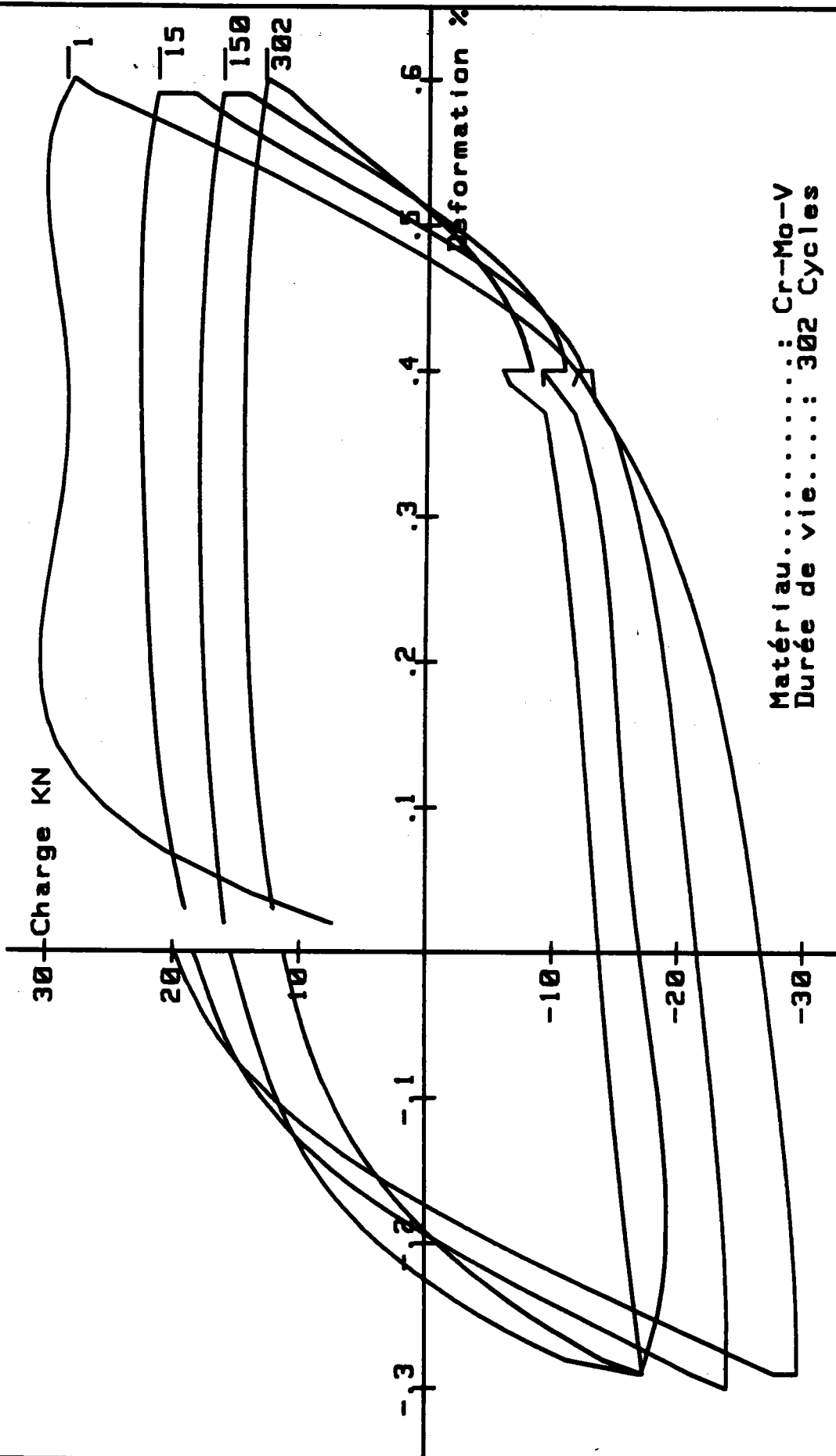


FIGURE 30

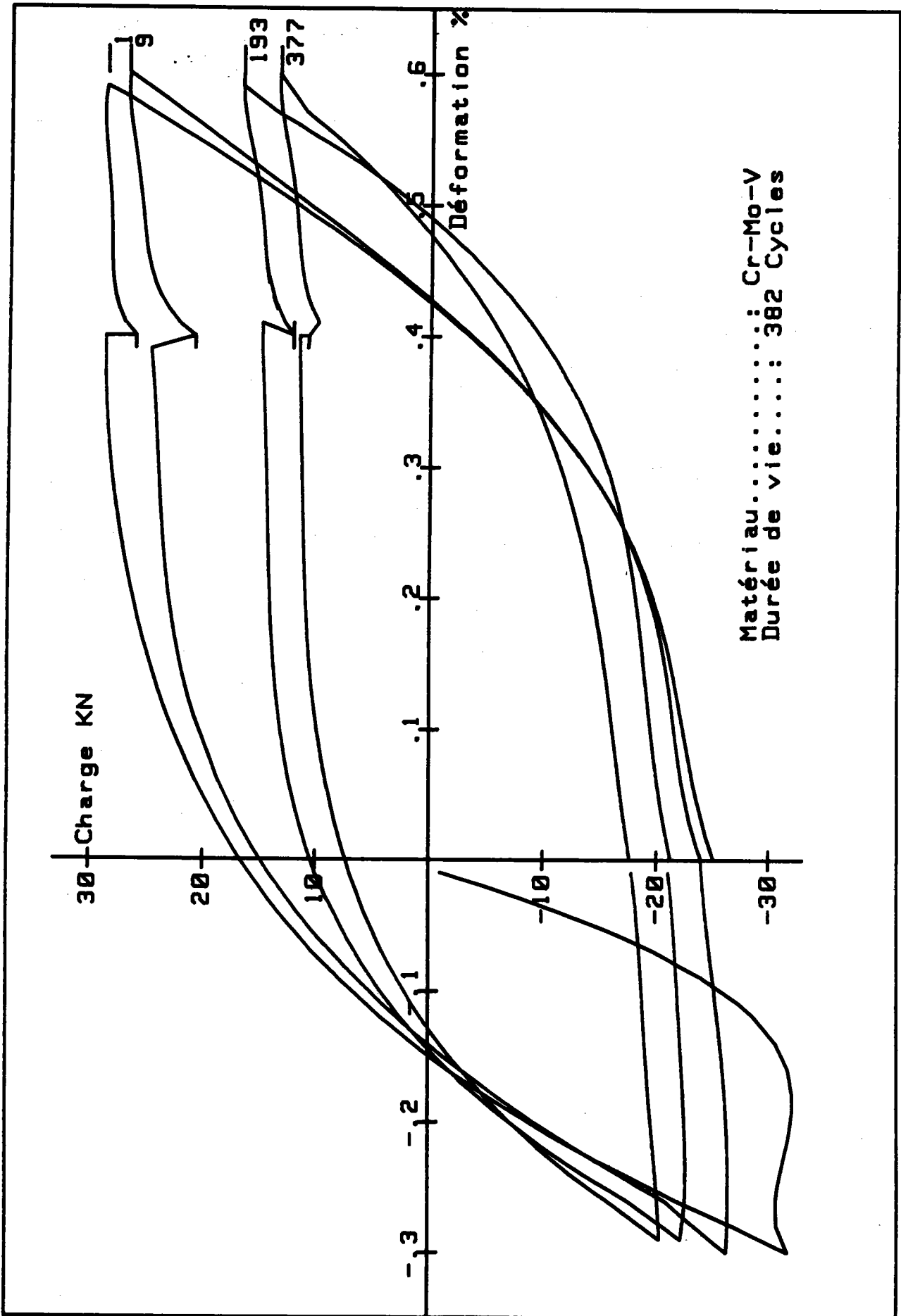


FIGURE 31

EVOLUTION DES CHARGES SUR PALIER DE MAINTIEN (.4% DE DEFORMATION)

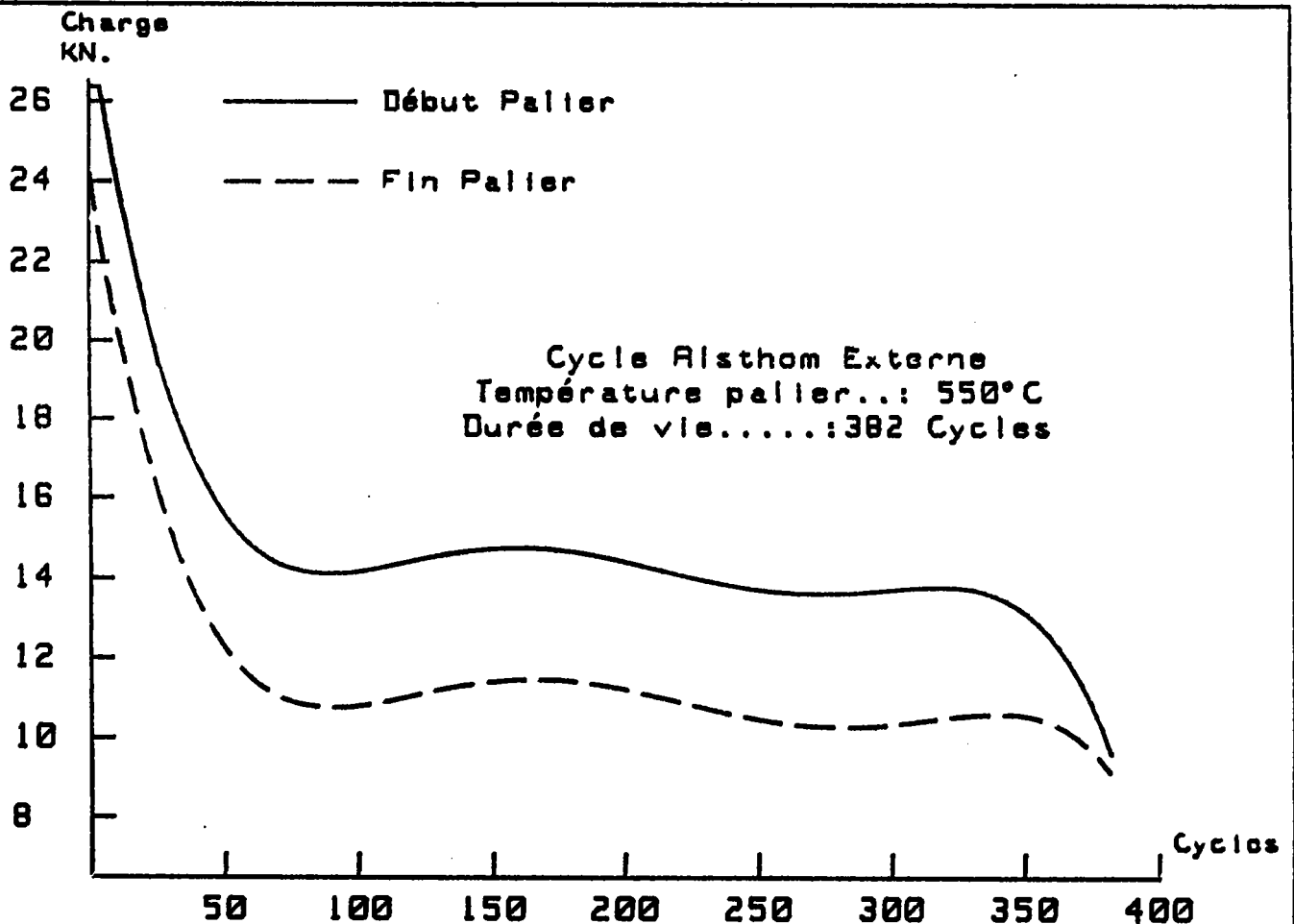
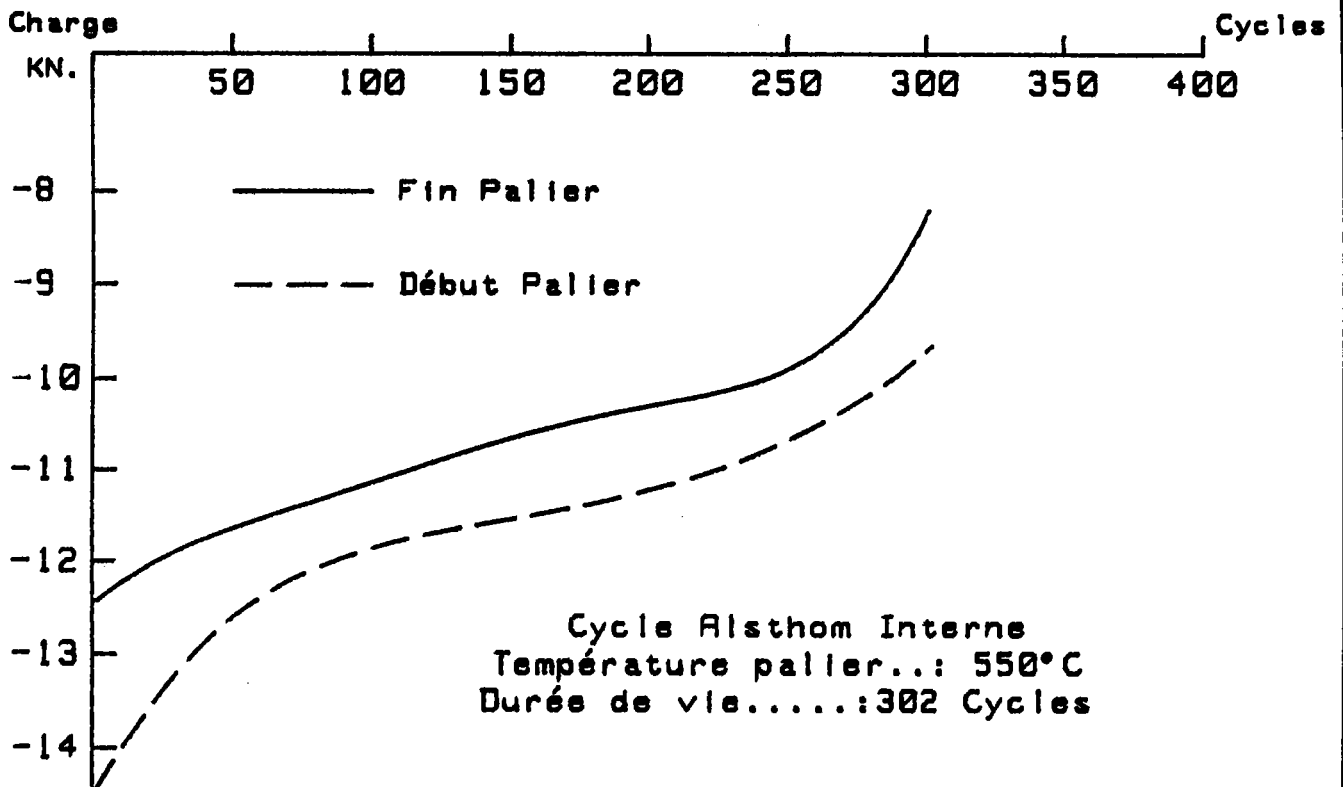


FIGURE 32

COURBE CHARGE MAX.: -CHARGE MIN.: NOMBRE DE CYCLES (HELSIOM INTERNE)

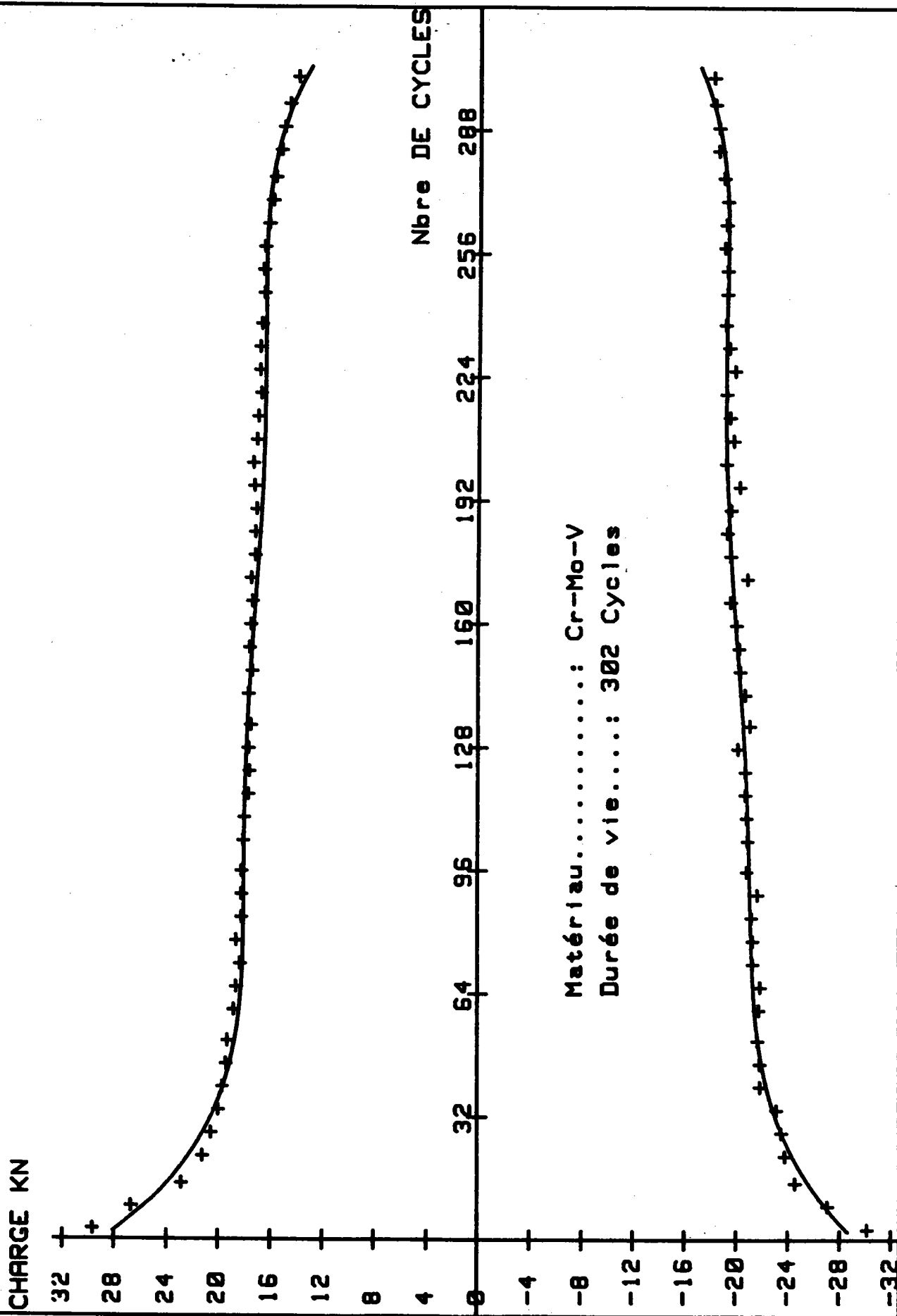


FIGURE 33

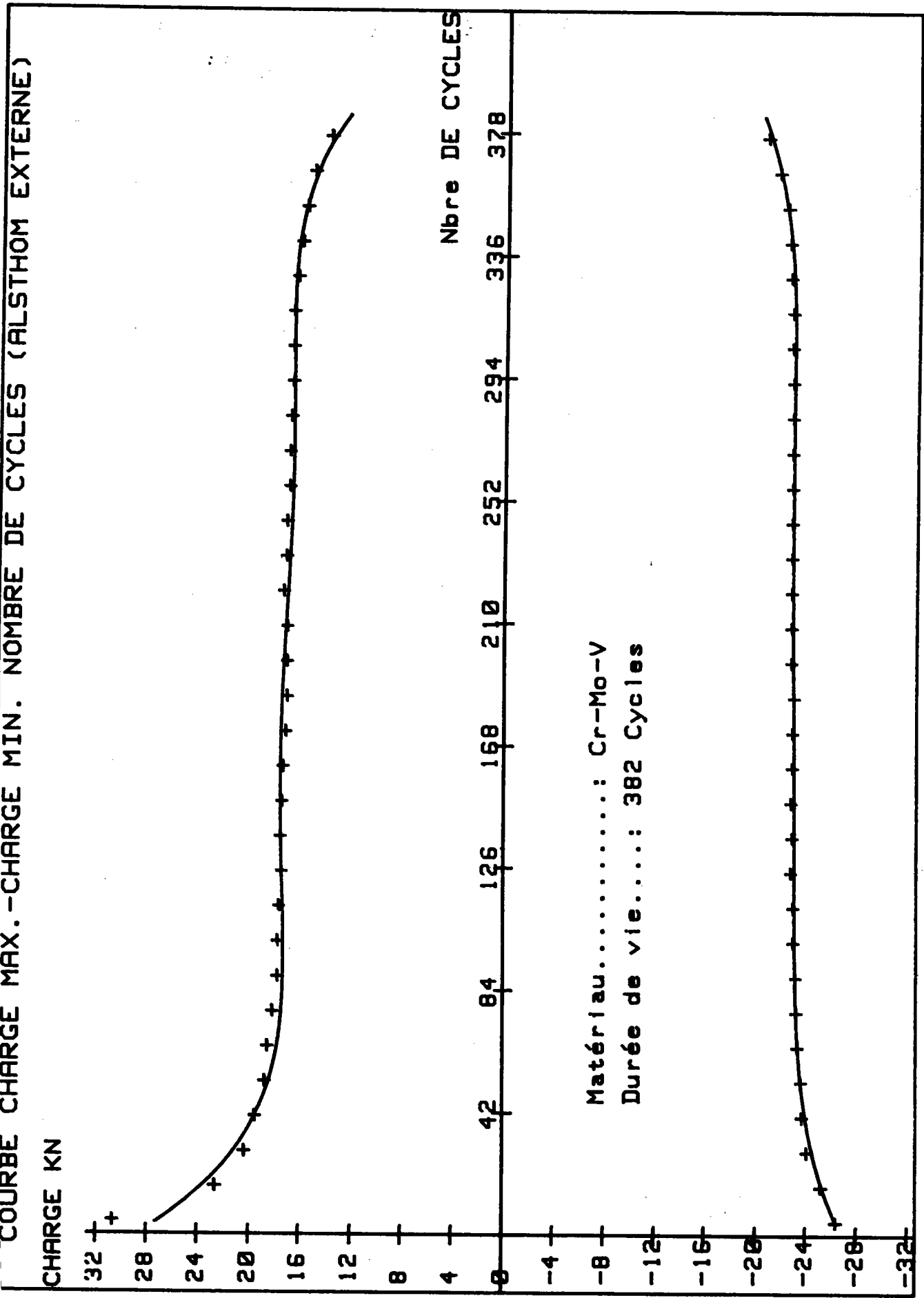


FIGURE 34

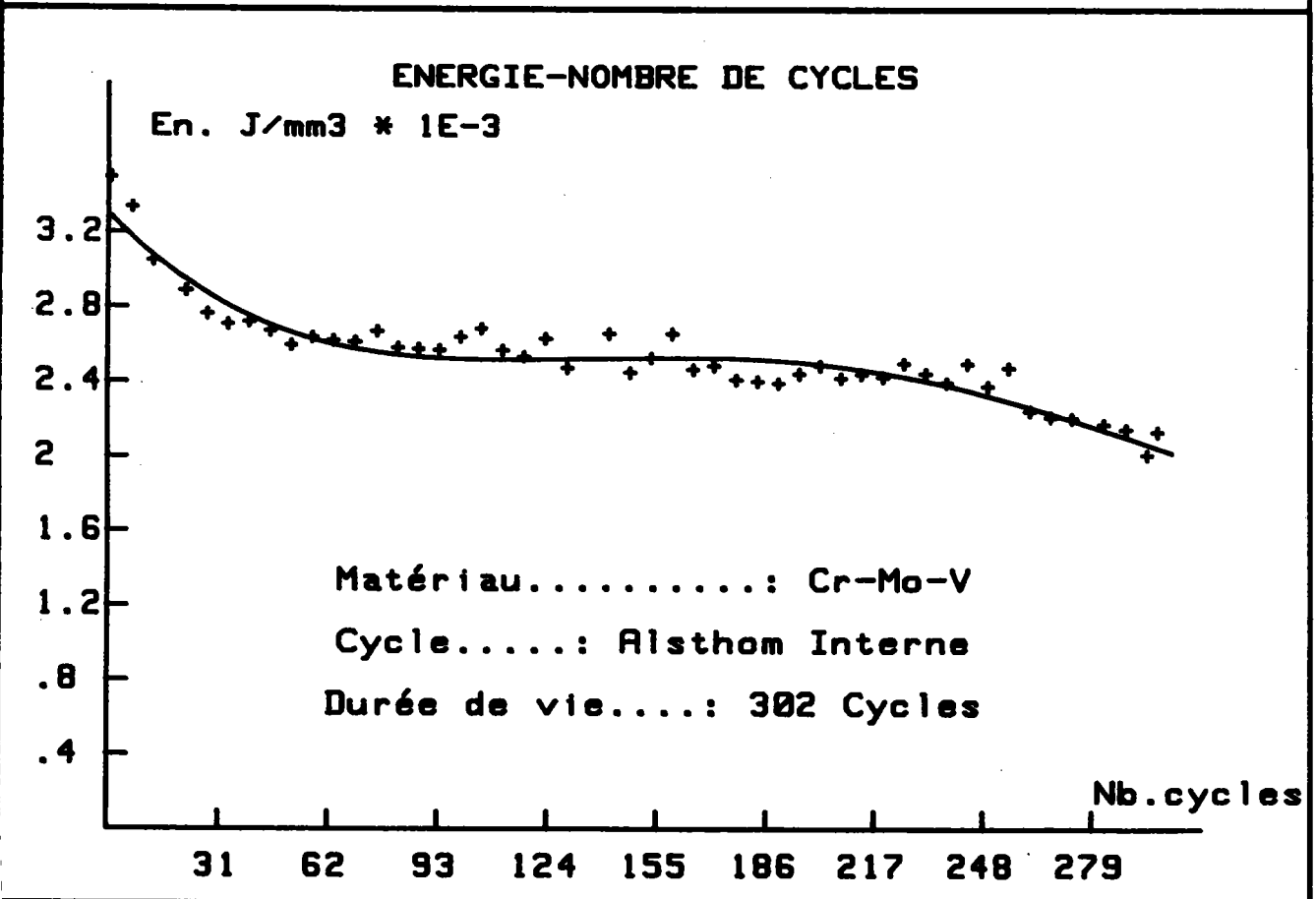
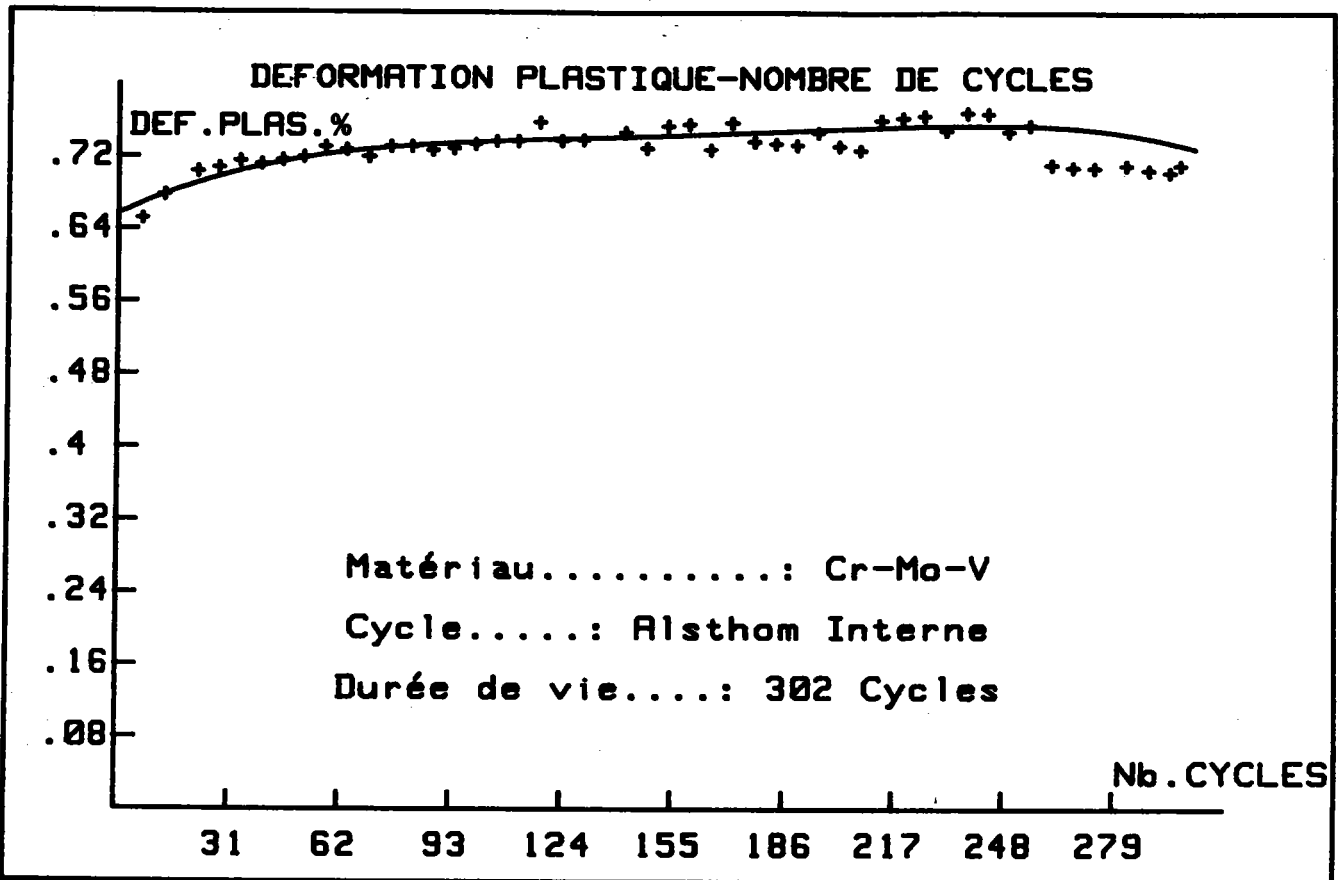


FIGURE 35

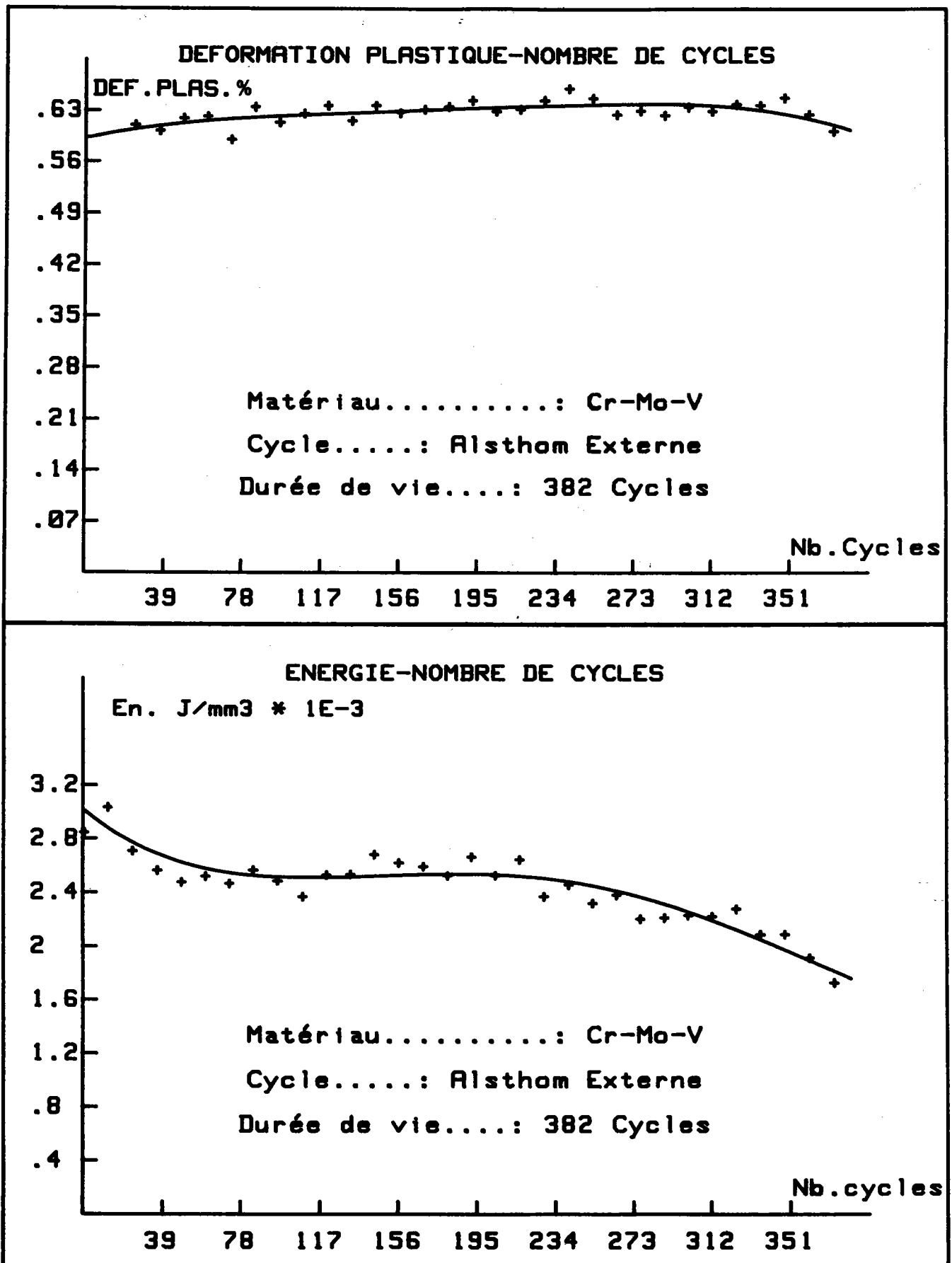


FIGURE 36

3-2-3) Dommmage :

3-2-3-1) Définition du dommage en fatigue : /45/

Le terme de dommage est associé étymologiquement à la notion de dégâts. Ces dégâts peuvent être de nature microscopique : défauts ponctuels, linéaires ou plans, ou macroscopique : fissures et microfissures. La définition des dégâts à prendre en compte est une question controversée, et diffère suivant les auteurs. Il en est de même des méthodes utilisées pour évaluer le "dommage", ce terme désignant la résultante de toutes les altérations subies par le matériau.

Ces méthodes peuvent être classées en deux catégories :

- Celles qui s'intéressent à la quantification des dégâts et notamment à la densité de fissures /46/.
- Celles qui examinent l'évolution d'une propriété du matériau, évolution consécutive à l'introduction de ces dégâts : durée de vie résiduelle /47/, résistivité, limite de fatigue /48/, variation du module d'Young /49/, de l'énergie mécanique dissipée /50/, perte de ductilité /51/, évolution de la déformation plastique /32/, évolution des charges maximales de traction.

Ces différentes propriétés seront représentatives de la cohésion de la matière et décrivent l'état de la structure par rapport à l'état initial. Généralement, on représente le dommage par le paramètre D, nul pour le matériau vierge, égal à 1 à la rupture.

3-2-3-2) Dommmage dans le cas de l'acier Cr-Mo-V :

Afin de représenter l'évolution du dommage du matériau, nous avons considéré deux définitions : l'une basée sur l'évolution de la charge maximale de chaque boucle d'hystérésis, à savoir :

$$D_p = (P_o - P_i) / (P_o - P_f) \quad (94)$$

avec D_p étant le dommage dit "de charge maximale" défini comme suit :

$$D_p \left\{ \begin{array}{ll} = 0 & \text{matériau vierge} \\ = 1 & \text{à la rupture.} \end{array} \right.$$

P_0 étant la charge maximale (en traction) du 1^{er} cycle.

P_i étant la charge maximale (en traction) du cycle i .

P_f étant la charge maximale (en traction) du dernier cycle.

La deuxième définition étant basée sur l'évolution de la déformation plastique :

$$D_e = (\Delta\epsilon_{p_i} - \Delta\epsilon_{p_0}) / (\Delta\epsilon_{p_f} - \Delta\epsilon_{p_0}) \quad (95)$$

avec D_e étant le dommage dit "Plastique" défini comme précédemment.

Et : $\Delta\epsilon_{p_0}$ étant la déformation plastique du 1^{er} cycle.

$\Delta\epsilon_{p_i}$ étant la déformation plastique du cycle i .

$\Delta\epsilon_{p_f}$ étant la déformation plastique du dernier cycle.

Dans le cas du cyclage "Alsthom Interne", la figure 37 illustre l'évolution des deux types de dommage pris en compte, et la figure 38 dans le cas de l'essai "Alsthom Externe".

Dans les deux cas, l'évolution du dommage est constituée de trois stades : brusque augmentation (stade I), stabilisation (stade II), puis brusque augmentation avant rupture. La durée de chacun des stades, ainsi que le pourcentage de dommage atteint dans chaque cas sont répertoriés tableaux 5A et 5B.

	Stade I	Stade II	Stade III
Durée	30 % de N_r	50 % de N_r	20 % de N_r
D_p	76 %	7 %	17 %
D_e	64 %	9 %	27 %

Tableau 5A : Evolution du dommage dans le cas "Alsthom Interne".

	Stade I	Stade II	Stade III
Durée	22 % de N_r	58 % de N_r	20 % de N_r
D_p	75 %	7 %	18 %
D_e	66 %	9 %	25 %

Tableau 5B : Evolution du dommage dans le cas "Alsthom Externe".

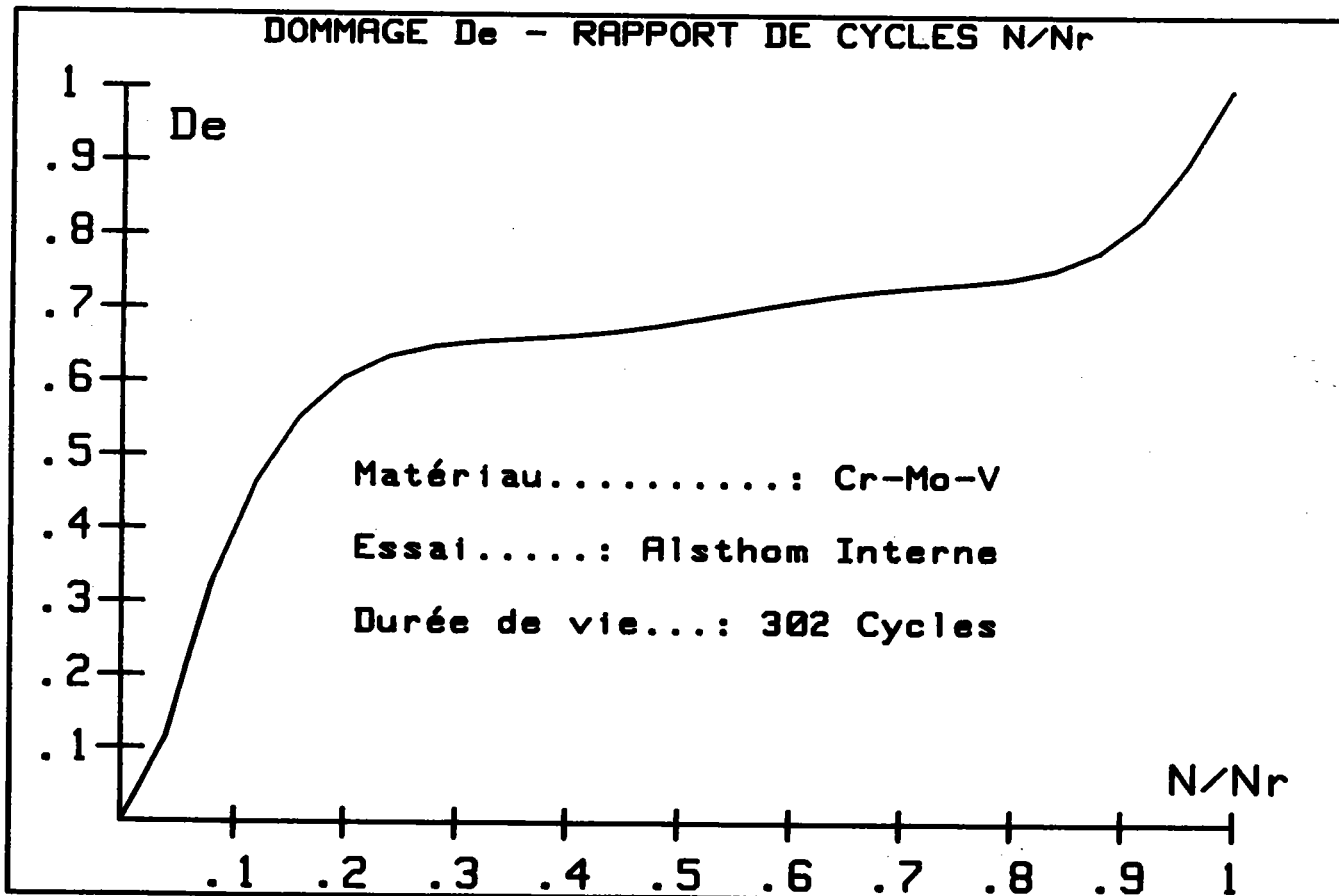
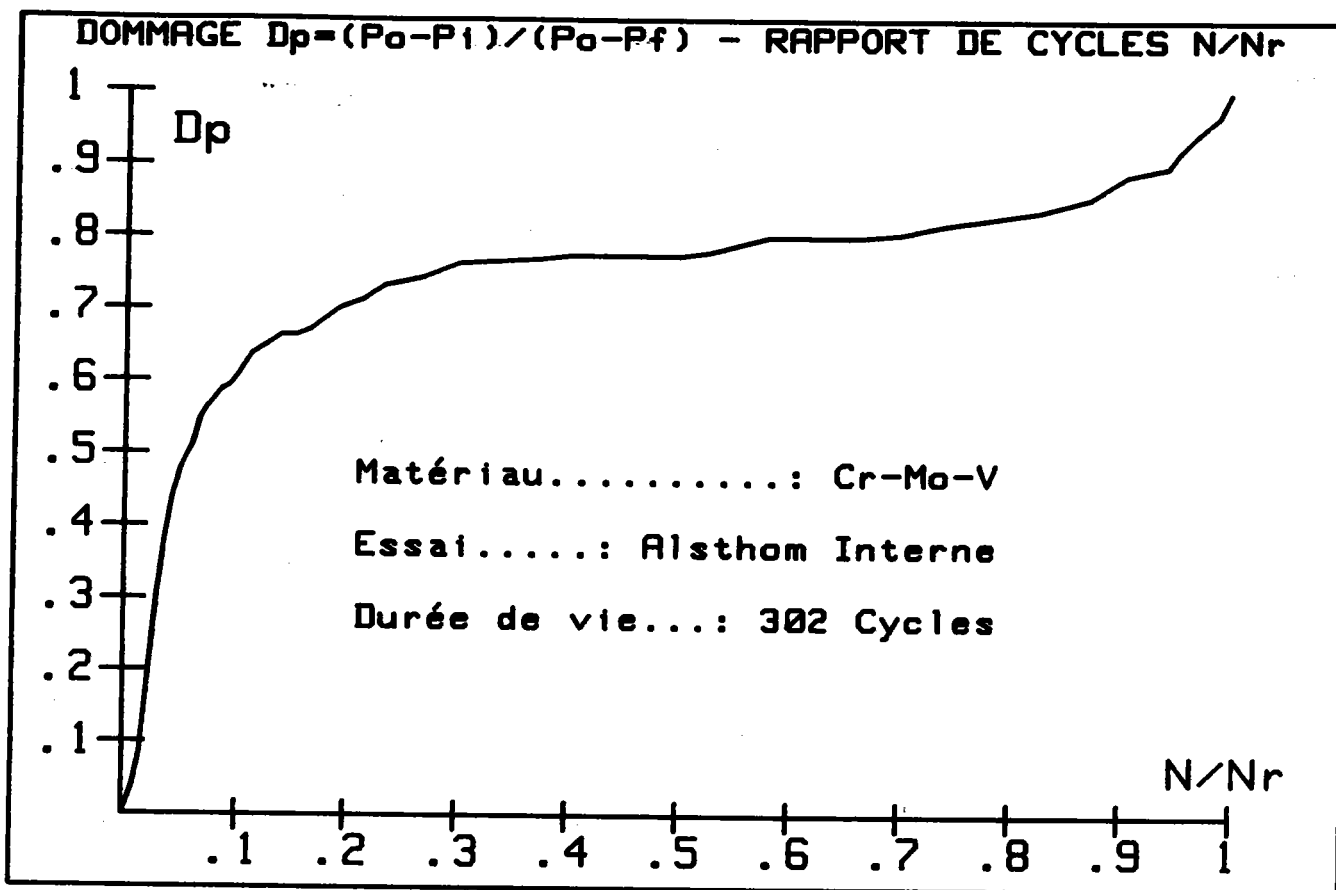


FIGURE 37

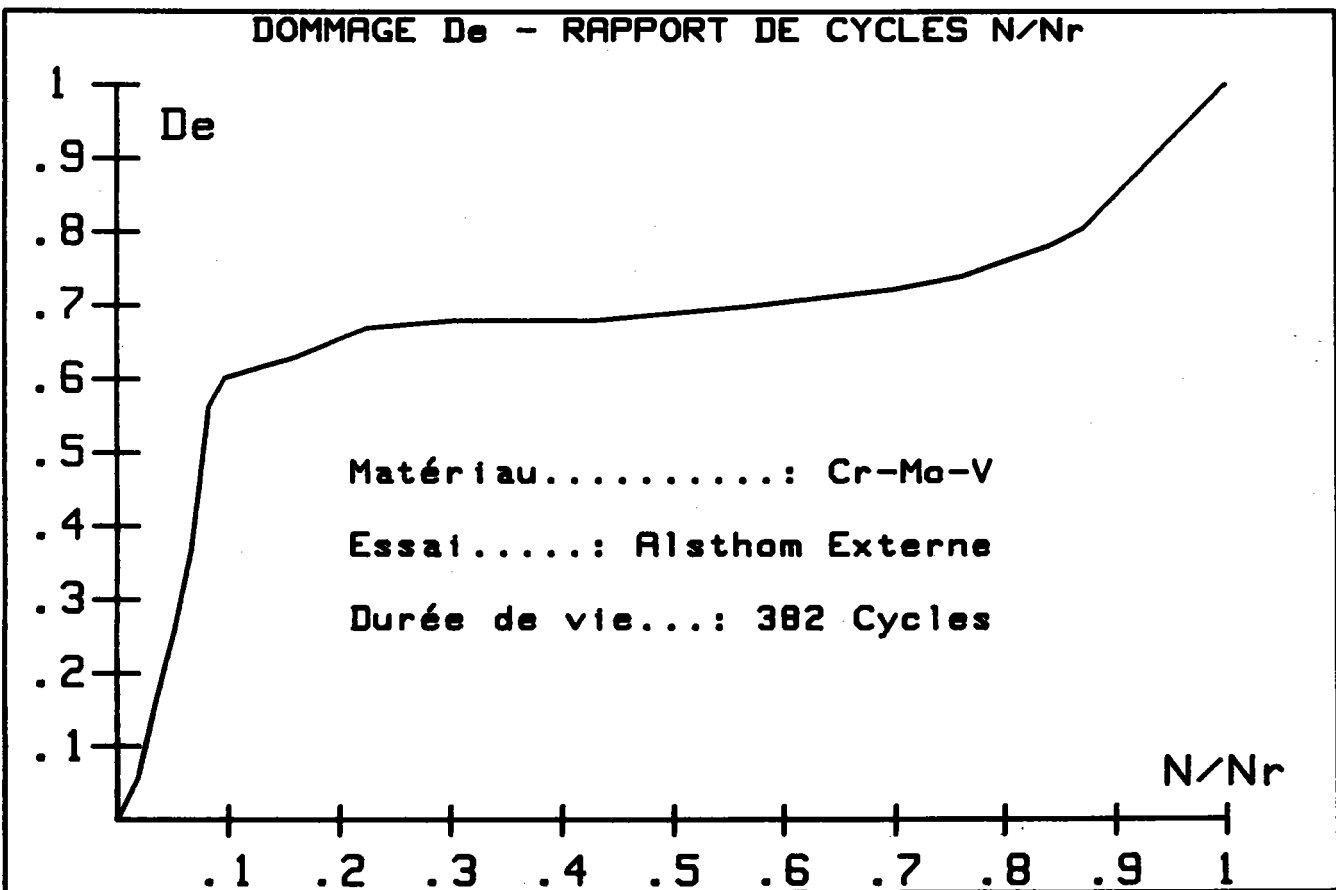
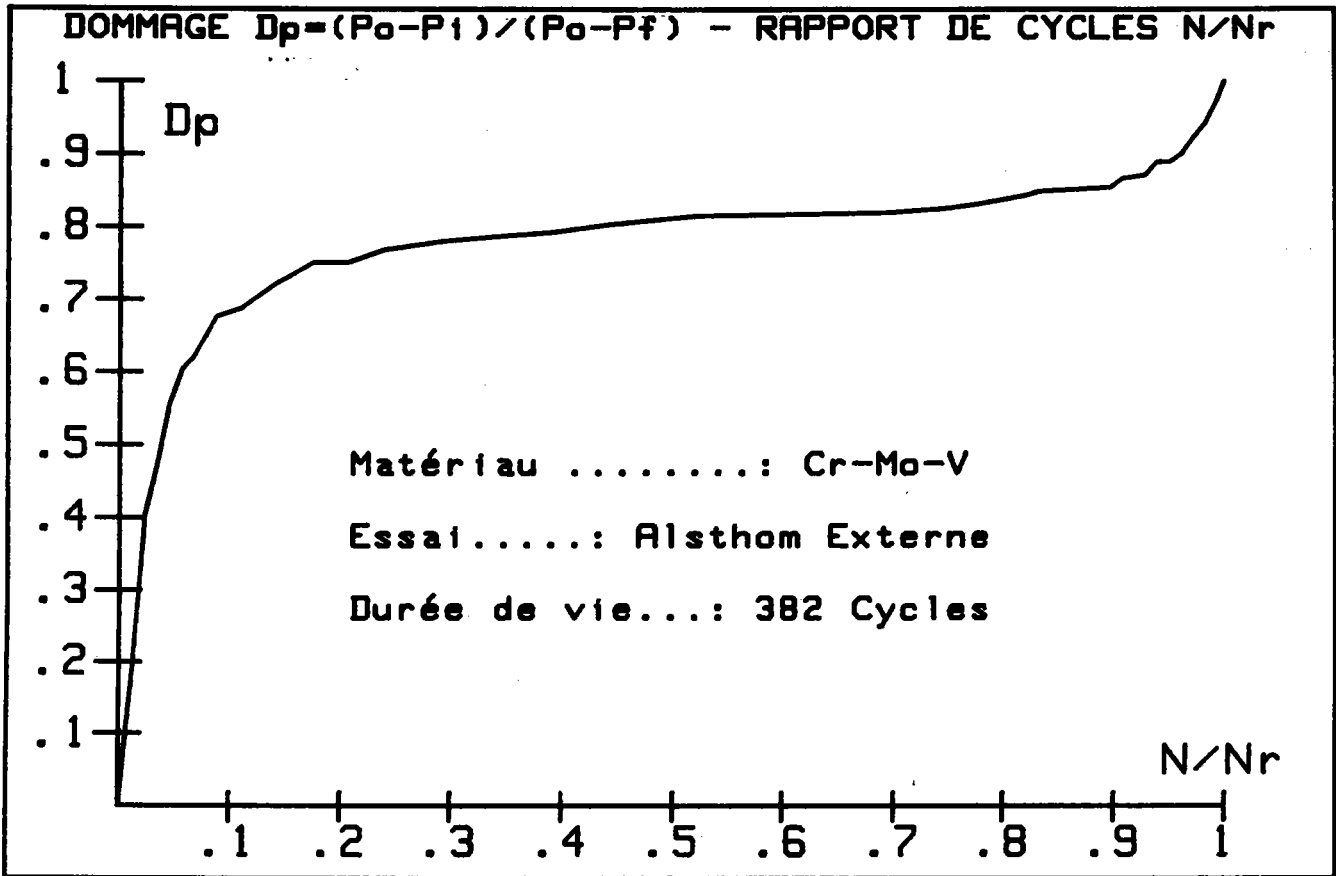


FIGURE 38

D'après Raguét /45/, le stade I correspond à une période de production de défauts, et à une annihilation mutuelle de certaines dislocations. Lorsque ces modifications sont terminées, les cellules sont alors bien ébauchées, et le matériau est stabilisé : c'est le début du stade II. Enfin, les parois des cellules s'amincissent jusqu'à la rupture ; ce qui correspond au stade III.

Dans les deux cas, la majeure partie du dommage est obtenue durant le stade I, de même, les pourcentages de dommage obtenus durant les trois phases sont identiques. Par contre, la durée du 1^{er} stade est plus longue dans le cas "Interne" que dans le cas "Externe", alors que la période de stabilisation est plus importante dans le deuxième cas.

Il est à noter que le dommage dit "de charge" est plus important que le dommage dit "plastique" : les niveaux de dommage atteints dans le premier cas, pour une même portion de vie, sont plus importants. En effet, cette caractéristique qu'est l'évolution de la charge, outre le fait d'être une mesure se faisant en continu, exprime la résistance au déplacement des dislocations, lors des déformations, et évolue dès le début de l'essai. Cette évolution prend en compte des phénomènes d'origines diverses :

- Phénomènes microstructuraux : densité de dislocations, micro-défauts, micro-vides, cisaillement des précipités.
- Phénomènes à caractère mécanique : évolution des constantes de la matrice de rigidité et notamment le module d'Young.
- Phénomènes macroscopiques : propagation des fissures dans le matériau.

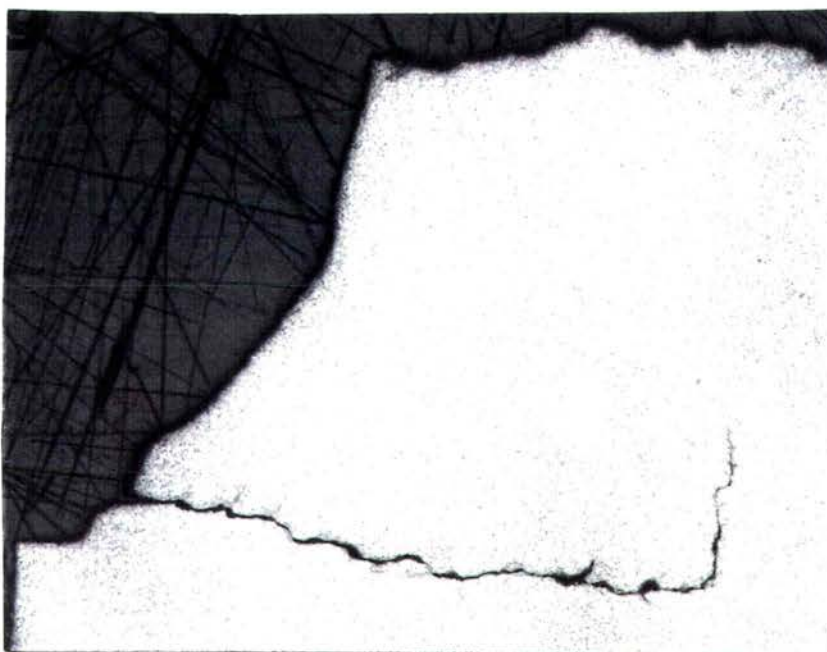
L'évolution de charge est donc un paramètre bien adapté pour traduire les modifications internes du matériau lors de la fatigue.

3 - 2 - 4) Observations microscopiques :

Les planches 1 et 2 représentent la propagation des fissures dans les éprouvettes soumises aux cycles "Alsthom Interne" et "Alsthom Externe". Dans les deux cas, les fissures se propagent transgranulairement : nous sommes en présence d'un phénomène de fatigue pure, le palier de maintien à 0,4 % de déformation durant une minute, à la température de 550° C, n'engendre pas de fluage.

Les fissures principales ainsi que les microfissures sont toutes oxydées et l'amorçage a lieu à partir de la surface. Nous remarquons également (photos 7 et 8) un amorçage de fissures le long des inclusions. La planche 3 montre le détail des microfissures sur inclusion (photo 11) ainsi que la croute d'oxyde fissurée (photo 10).

PLANCHE 1



sens de tract:

x42

PHOTO 6: Fissure principale sur éprouvette
testée suivant le cycle "Alsthom Externe"



x420

PHOTO 7: Détail de photo 6
Fissure oxydée



x1520

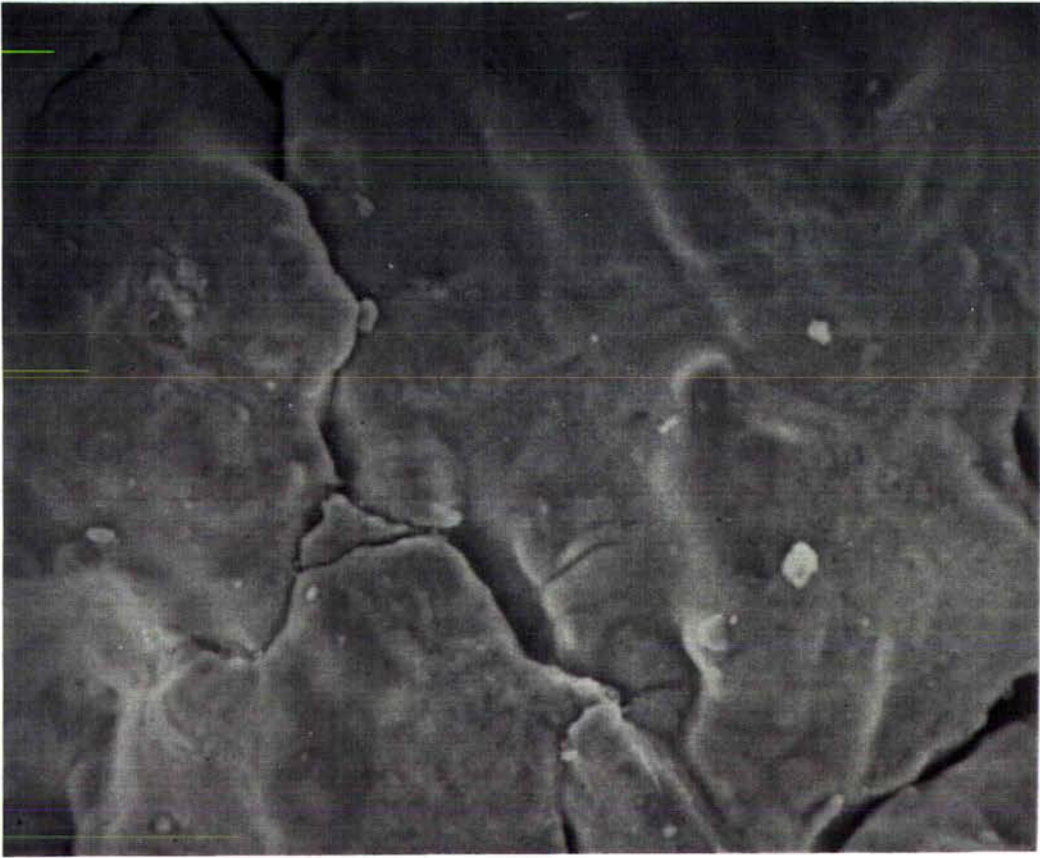
PHOTO 8: Détail de photo 7
Microfissure sur inclusion



↑
SENS DE TRACTION
↓

x130

PHOTO 9: Fissures sur éprouvette testée suivant le cycle
"Alsthom Interne"
Coupe en long à mi-épaisseur



x600

PHOTO 10: Croute d'oxyde fissurée



x2000

PHOTO 11: Microfissure sur inclusion

3 - 2 - 5) Discussion :

La durée de vie du matériau Cr-Mo-V en fatigue thermomécanique dans le cas du cyclage "Alsthom Interne" est inférieure de 20 % à celle obtenue dans le cas d'essais "Alsthom Externe" (302 cycles contre 382).

Bien que l'allure des courbes obtenues dans les deux cas soit identique, nous constatons que la majeure partie du dommage est obtenue plus rapidement dans le cas du cyclage "Externe" que dans le cas "Interne", et ce, quelque soit le critère de dommage considéré.

L'écart entre les durées de vie obtenues peut être expliqué par la différence qui réside entre les deux cycles thermiques. En effet, dans le cas "Interne", la température maximale (550° C) est maintenue durant deux minutes, alors qu'elle ne l'est que durant une minute dans le cas "Alsthom Externe" ; et lors de l'augmentation de la déformation totale de 0,4 % à 0,6 %, la température décroît, alors que dans le cas "Alsthom Interne", elle est déjà de 550° C, l'oxydation du matériau est plus importante ainsi que plus rapide dans ce cas.

Outre l'influence du niveau de température, un second paramètre semble avoir son importance afin d'expliquer la différence existant entre les durées de vie obtenues dans les deux cas de cyclage : il s'agit du sens de départ du premier cycle (traction ou compression). En effet, pour des essais à déformation imposée, Vidal /57/, indique que la durée de vie dépend du fait que l'essai commence en traction ou en compression. Sur un acier 304 à 800° C, avec une amplitude de déformation totale imposée, de 3,1 %, le nombre de cycles à rupture est égal à 280 pour un départ en compression et 241 pour un départ en traction. Tilly /56/ observe le même phénomène sur un acier à 11 % de chrome ainsi que sur un alliage d'aluminium 2017 A. Ce phénomène, apparaissant tant en essais menés en déformation imposée, qu'en contrainte imposée, est expliqué par le fait que le départ en compression permet au matériau de se comporter comme s'il était pré-déformé.

De plus, l'étude métallographique nous indique que, malgré les temps de maintien à la température maximale à 0,4 % de déformation, nous sommes en présence de phénomènes de fatigue pure associés à une importante oxydation et non à un phénomène de fluage ; l'amorçage des fissures ayant lieu à partir de la surface et la fissuration étant transgranulaire. Par contre, cette étude microscopique ne permet pas d'expliquer les différences existant entre les durées de vie obtenues.

Les théories de dommage, représentant l'évolution des altérations subies par le matériau, basées sur les charges maximales de traction ainsi que sur les déformations plastiques des boucles d'hystérésis semblent adaptées à l'étude de l'acier Cr-Mo-V ; les courbes d'évolution du dommage obtenues correspondent à des phénomènes physiques et sont similaires à celles obtenues par Raguet /45/.

L'acier Cr-Mo-V est donc très sensible à la forme des cycles auxquels il est soumis. En effet, Gilgert /5/, dans une étude précédente, obtient des durées de vie nettement supérieures à celles relevées dans notre cas, avec des cycles thermique et mécanique triangulaires, pour une même amplitude de déformation totale appliquée dans une gamme de température identique (300-550° C).

Signalons enfin que les durées de vie obtenues sur éprouvettes correspondent à celles obtenues en effectuant des cycles de démarrage et d'arrêt réalisés sur rotor de turbine en grandeur réelle par la société Alstom qui obtient des valeurs de l'ordre de 300 cycles : ce qui montre qu'il est possible de simuler sur éprouvette le comportement réel de pièces mécaniques en ayant des cycles définis précisément.

3 - 3) Acier 316L

Le but de ce travail est d'étudier le comportement en fatigue isotherme et thermomécanique de l'acier 316 L qui constitue le premier mur entourant le plasma de la prochaine génération de réacteurs à fusion nucléaire du NET TEAM.

3-3-1) Matériau et cycles :

La composition du matériau est donnée tableau 6, ses caractéristiques physiques tableau 7.

Les éprouvettes ont été prélevées dans une plaque fournie par le "Joint Research Center" de Ispra (Italie). Elles ont été prélevées dans le sens de laminage de la plaque.

Elément	C	Ni	Cr	Mo	Mn	Si	Cu	Co	S	P	To	N
%	0,02	12	17	2,5	1,8	≤0,5	≤0,2	≤0,25	<0,01	≤0,035	<0,15	0,06

Tableau 6 : Composition de l'acier 316 L.

La structure du matériau est obtenue par chauffage à 1100° C durant 32 minutes puis refroidissement par immersion dans l'eau.

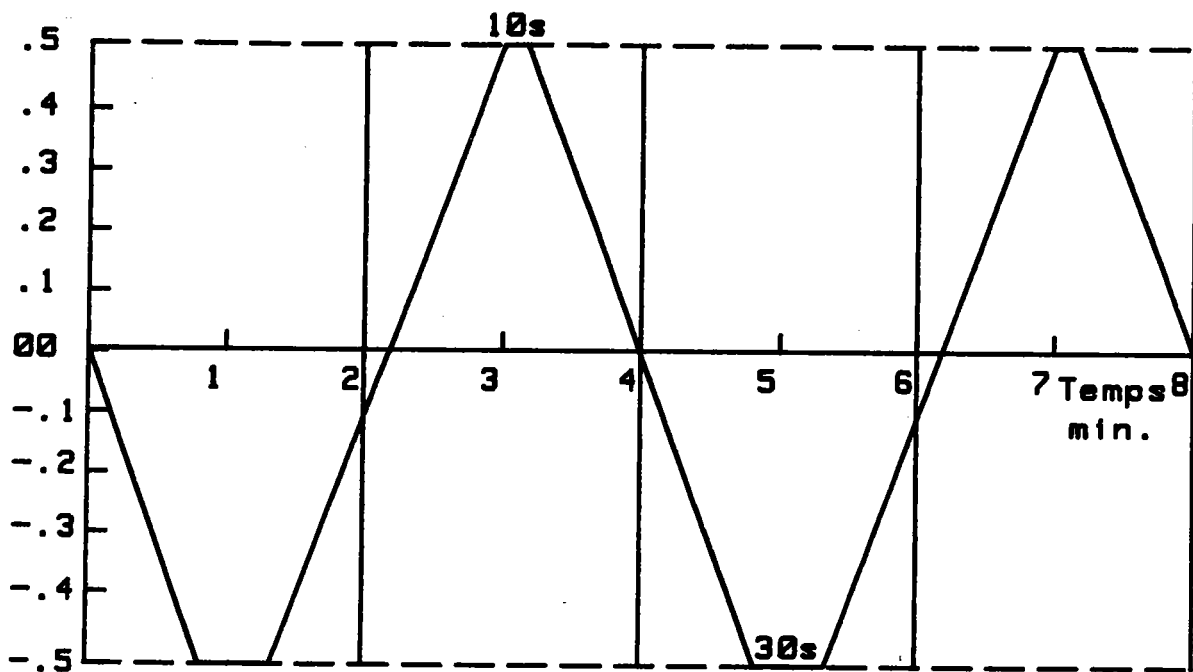
Température ° C	Conductivité thermique (W/mm K)	Densité g/mm ³	Chaleur spécifique (J/gk)	Module d'élasticité E(N/mm ²)	Coef. de dilatation (1/K)	Coef. de Poisson ν
20	14,6.10 ⁻³	7,96.10 ⁻³	0,476	192.10 ³	16,2.10 ⁻⁶	0,3
100	15,7.10 ⁻³		0,491	186.10 ³	16,6.10 ⁻⁶	
200	17,1.10 ⁻³		0,508	178.10 ³	17,1.10 ⁻⁶	
300	18,6.10 ⁻³		0,526	170.10 ³	17,5.10 ⁻⁶	
400	20.10 ⁻³		0,544	161.10 ³	17,8.10 ⁻⁶	
500	21,4.10 ⁻³		0,561	153.10 ³	18,1.10 ⁻⁶	
7000	24,2.10 ⁻³		0,597	137.10 ³	18,7.10 ⁻⁶	
1000	28,5.10 ⁻³		0,650		19,5.10 ⁻⁶	

Tableau 7 : Propriétés physiques de l'acier 316 L /44/.

Afin d'étudier le comportement en fatigue isotherme et thermomécanique du matériau, nous avons réalisé trois types d'essais avec les cycles mécanique et thermique décrits figure 39,

CYCLE MECANIQUE

Def. totale %



CYCLE THERMIQUE

Température °C

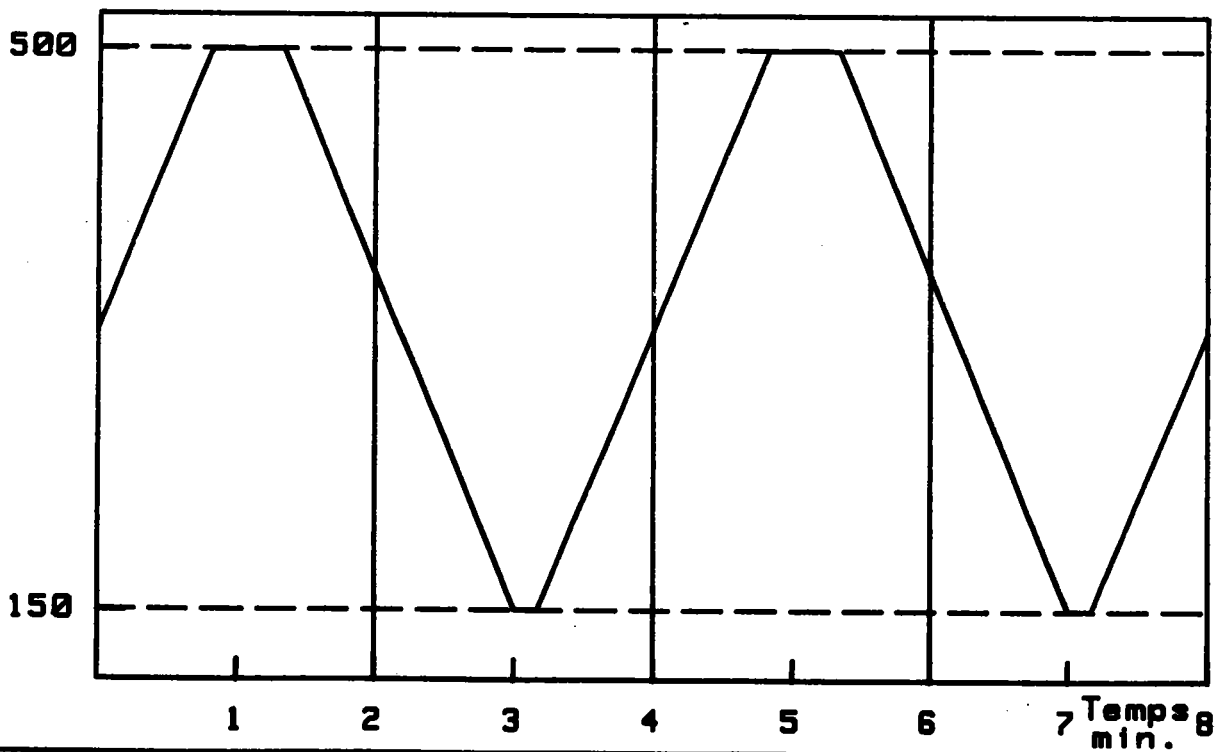


FIGURE 39

à savoir :

- Fatigue isotherme à 150° C et 500° C.
- Fatigue thermomécanique.

3-3-2) Résultats :

3-3-2-1) Essai de dilatation :

De même que dans le cas de l'acier Cr-Mo-V, un essai de dilatation a été mené avec le cycle thermique décrit figure 39, afin de mesurer la déformation thermique du matériau, valeur nous étant nécessaire pour la modélisation. La déformation thermique obtenue entre 150° C et 500° C est de :

$$\Delta \epsilon_{th_{150-500}} = 0,52 \%$$

3-3-2-2) Essais isothermes :

Deux types d'essais isothermes ont été effectués, l'un à 150° C, le second à 500° C, avec le cycle mécanique décrit figure 39. Les durées de vie obtenues sont répertoriées tableau 8 :

Essai	N _{r1}	N _{r2}	N _r moyen
150° C	2501	2529	2515
500° C	954	988	971

Tableau 8 : Durée de vie du matériau
en essais isothermes.

Les boucles d'hystérésis issues de ces essais sont représentées figure 40 pour les essais à 150° C et figure 41 pour les essais à 500° C. Sur ces boucles, nous relevons les charges obtenues au début ainsi qu'à la fin de chacun des deux paliers de maintien en déformation (+ 0,5 % et - 0,5 %) du cycle mécanique imposé.

A 500° C (figure 43), l'écroutissement du matériau est plus important qu'à 150° C (figure 42). Dans les deux cas, la relaxation en charge est supérieure en compression qu'en traction, du fait que le palier de maintien, dans ce dernier cas est d'une durée trois fois inférieure à celui atteint en compression qui est de l'ordre de 30 secondes. A 500° C, la charge chute de 2 KN en

compression alors qu'à 150° C, cette chute est de l'ordre de 1,1 KN. De même à 150° C, la chute de charge durant le palier de maintien en traction est de l'ordre de 800 N alors qu'elle est de 1200 N à 500° C ; ce qui démontre effectivement l'influence du niveau de température sur le comportement du matériau.

Par contre, dans les deux cas, le matériau se comporte d'une façon identique, à savoir : écrouissage, stabilisation en charge, puis fissuration avant rupture. la durée de ces trois stades est indiquée tableau 9.

Essai	Durée écrouissage	Durée stabilisation	Durée fissuration
150° C	7 % de N_r	73 % de N_r	20 % de N_r
500° C	7 % de N_r	87 % de N_r	6 % de N_r

Tableau 9 : Durée des trois stades dans l'évolution du comportement de l'acier 316 L en essais isothermes à 150° C et 500° C.

La fissuration est plus rapide à 500° C qu'à 150° C. Cela étant dû au fait que le mécanisme de fissuration est lié au niveau de température ; plus ce dernier est élevé, plus la vitesse de fissuration est importante.

La durée d'écrouissage, ramenée au nombre de cycles à rupture, est identique dans les deux cas. Par contre, à 500° C, le matériau s'écrouit durant 68 cycles, alors qu'à 150° C, cette période a lieu durant 176 cycles. Cet écart, en nombre de cycles, est dû au fait que la vitesse de formation des dislocations augmente lorsque la température croît. A haute température, le matériau se modifie plus aisément et il parvient plus rapidement à son état stable.

Lors de l'écrouissage se produit une chute de déformation plastique dans les deux cas, chute plus importante à 500° C qu'à 150° C, alors que le niveau de déformation plastique atteint est plus important à la température la plus basse ; enfin, quelque soit l'essai, une plastification du matériau précède la rupture (figures 44 et 45).

On observe également un plus grand durcissement à 500° C qu'à 150° C. Ce phénomène a été interprété par plusieurs auteurs [52-53] comme un phénomène de vieillissement accompagnant la déformation, dû à la présence des atomes de carbone et d'azote en solution interstitielle qui s'opposent au mouvement des dislocations.

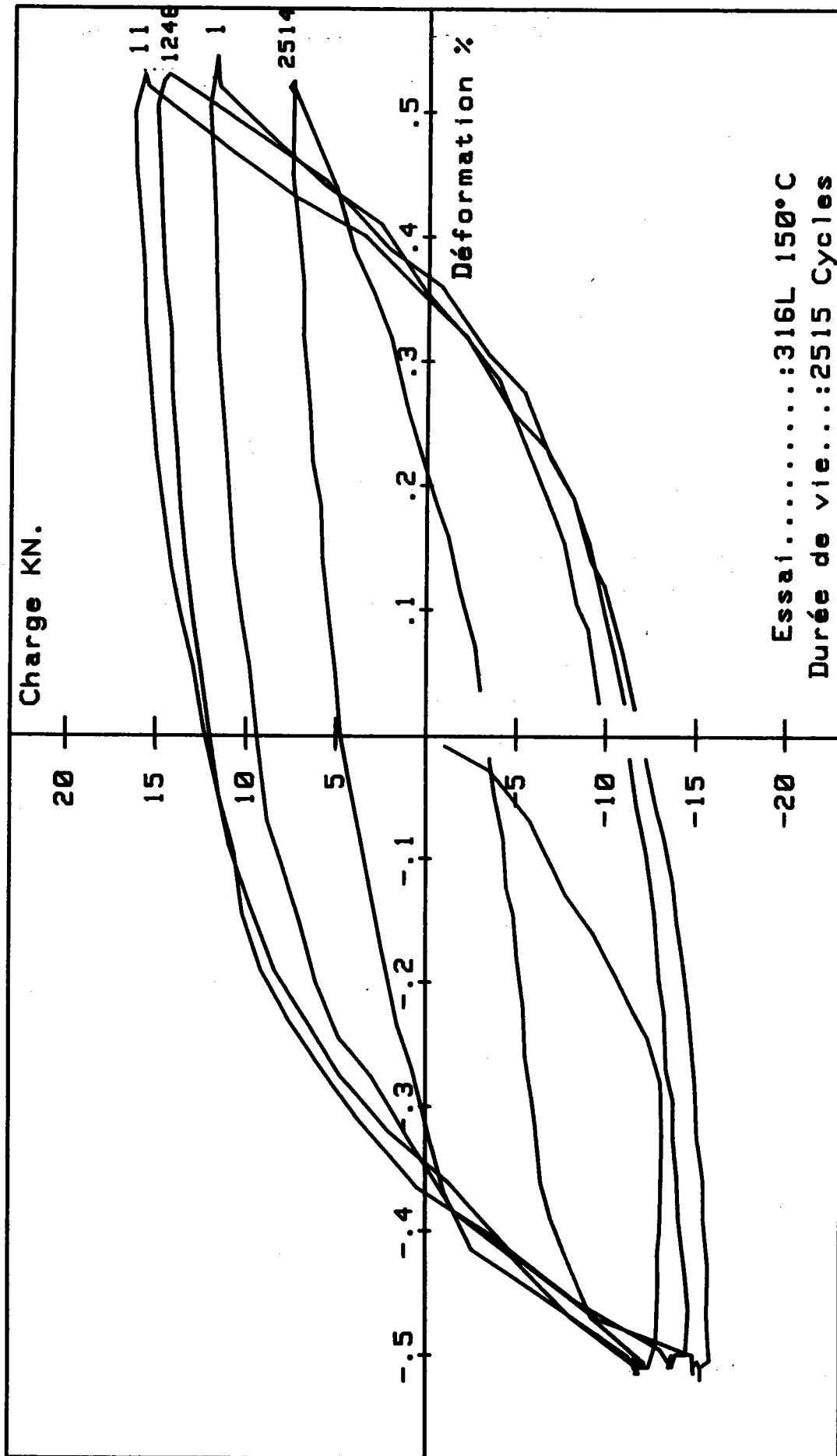


FIGURE 40

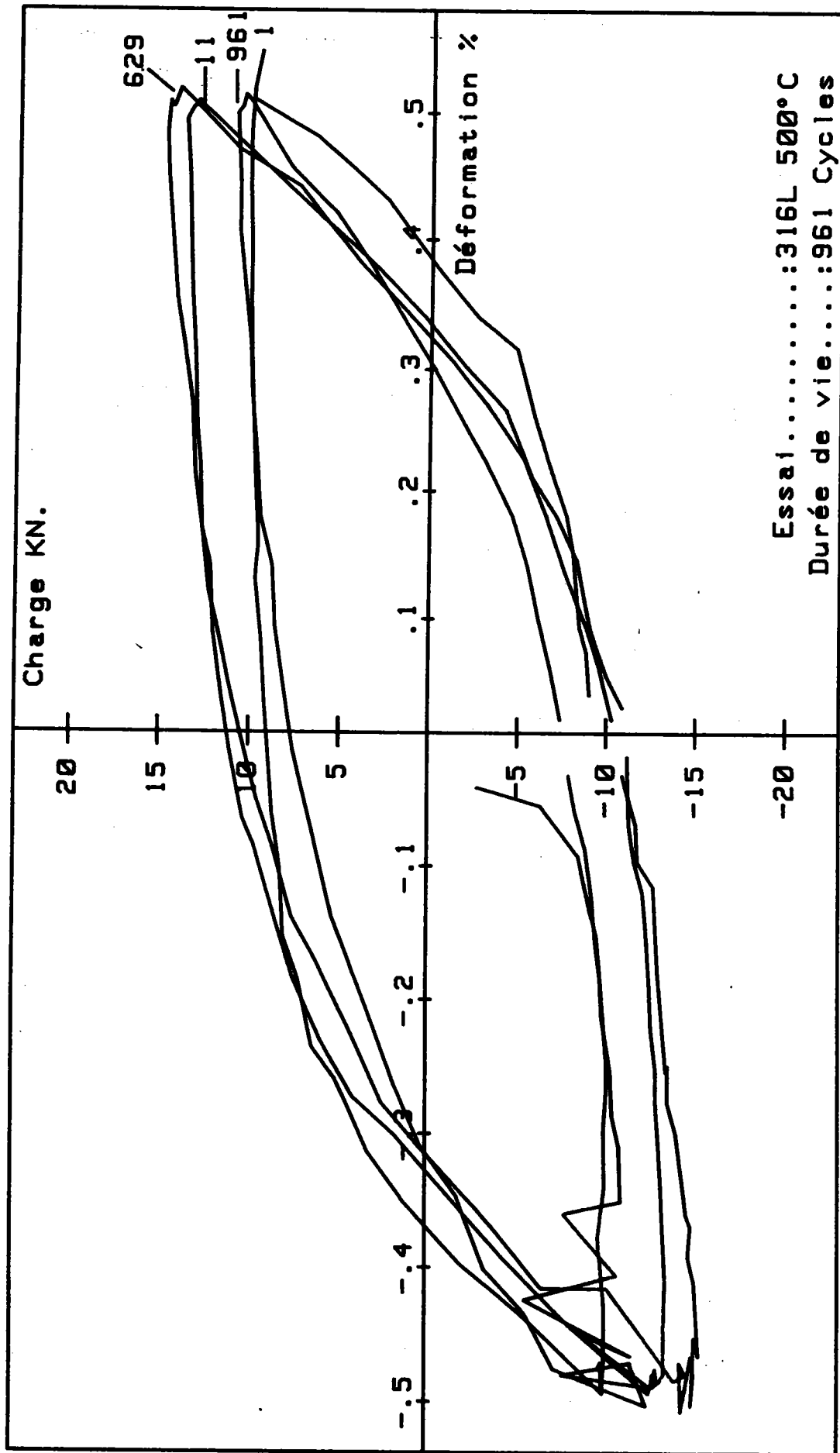


FIGURE 41

CHARGES à 60, 90, 180, 190s - NOMBRE DE CYCLES (316L 150°C)

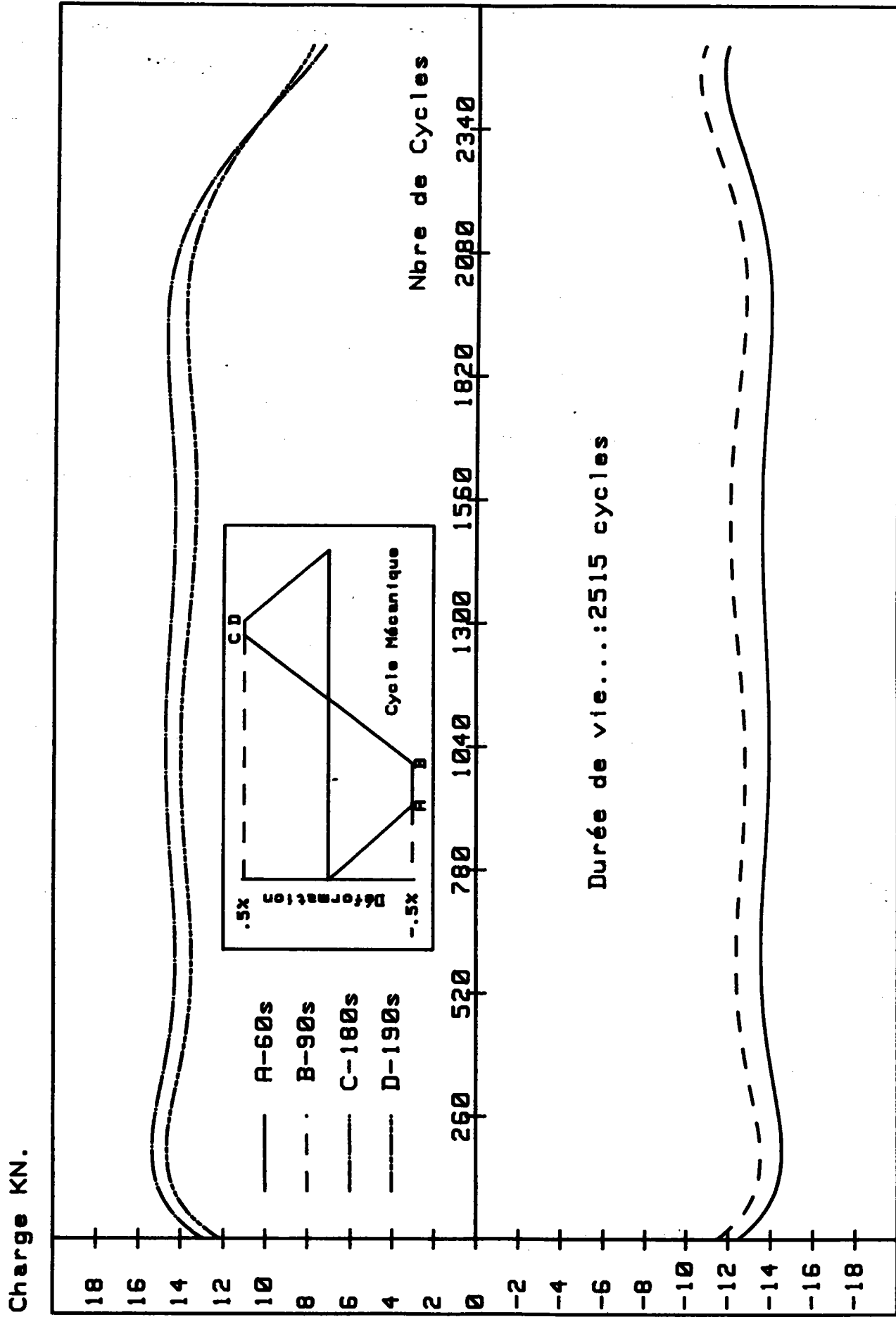
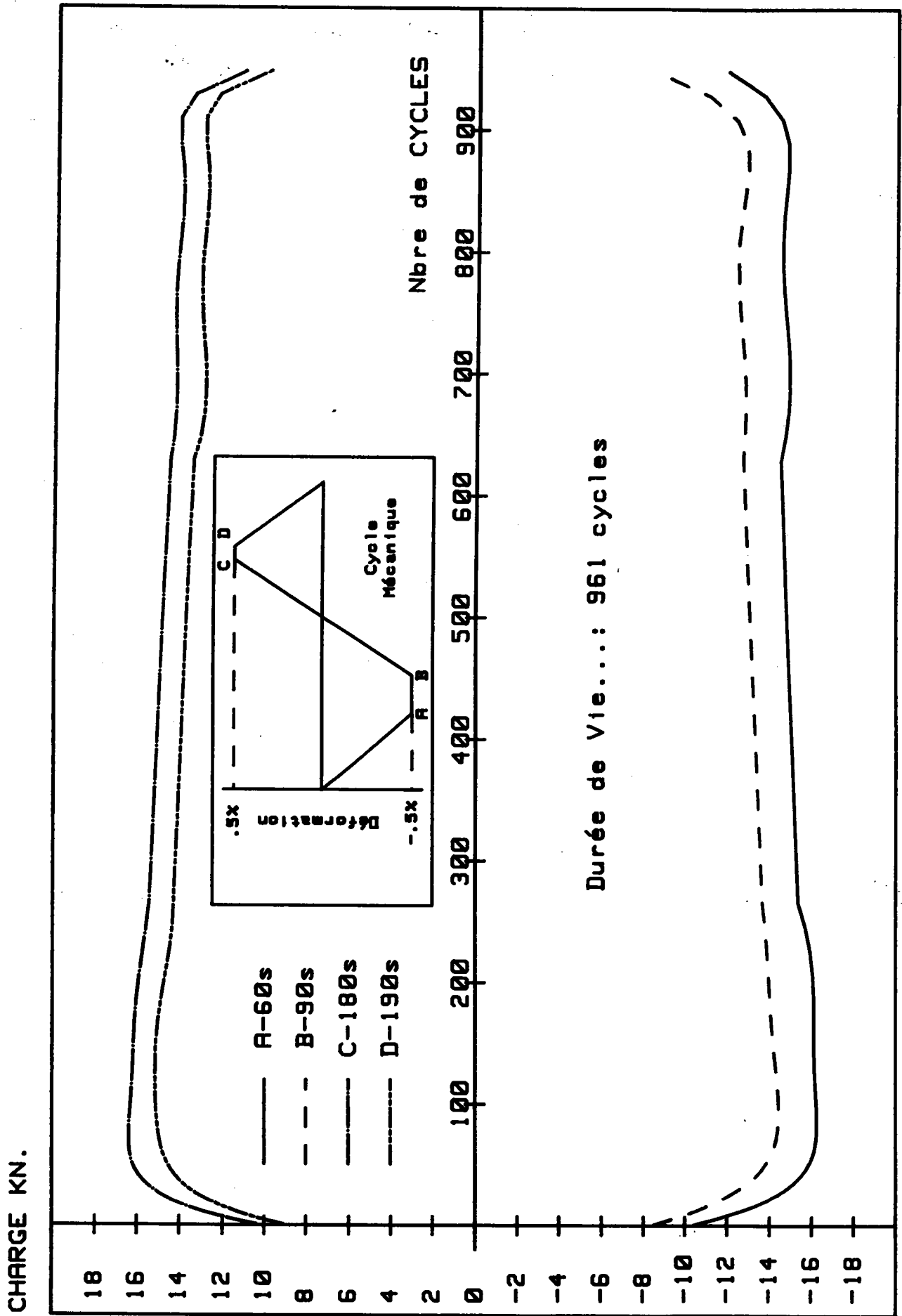


FIGURE 42



Durée de Vie...: 961 cycles

FIGURE 43

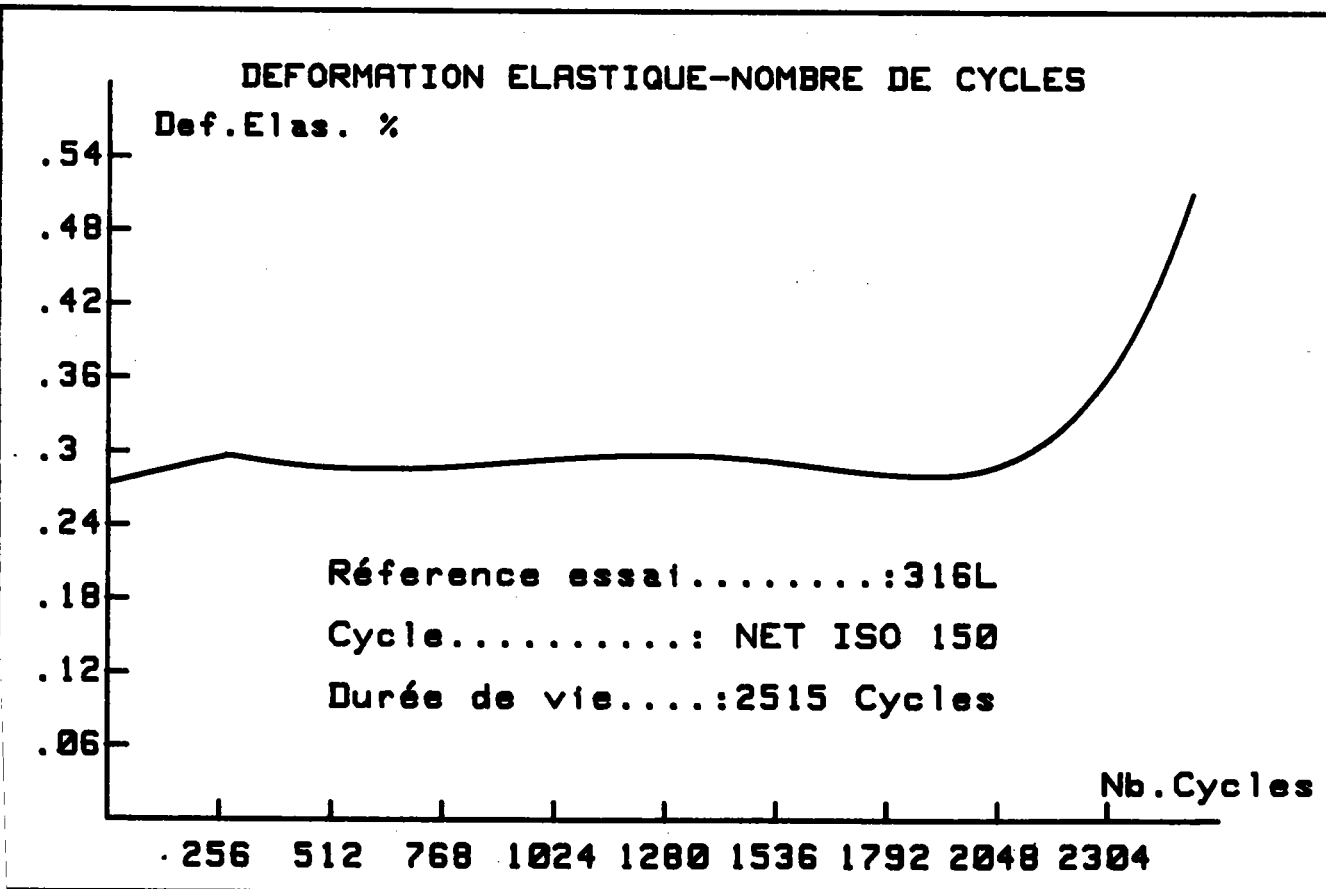
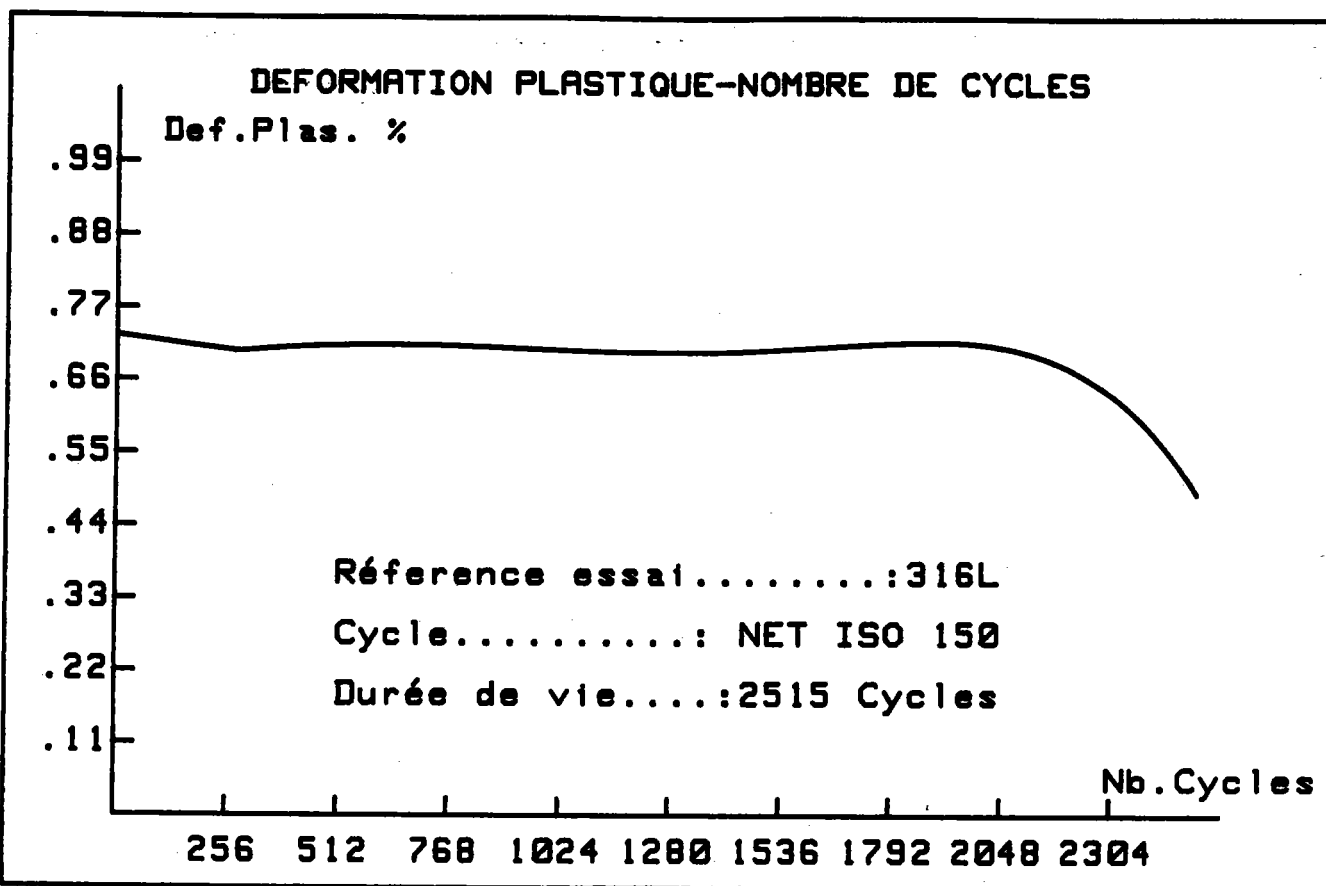


FIGURE 44

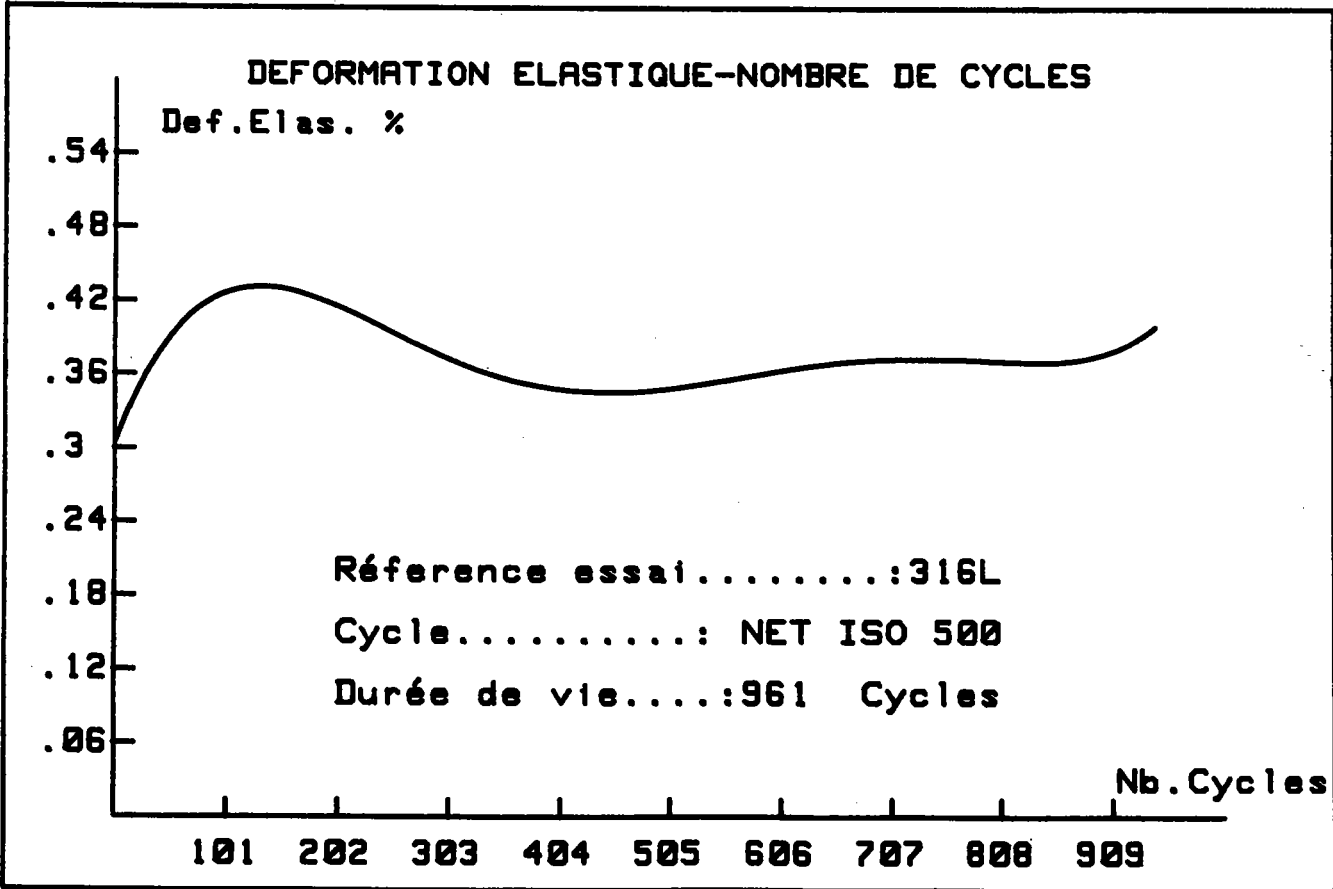
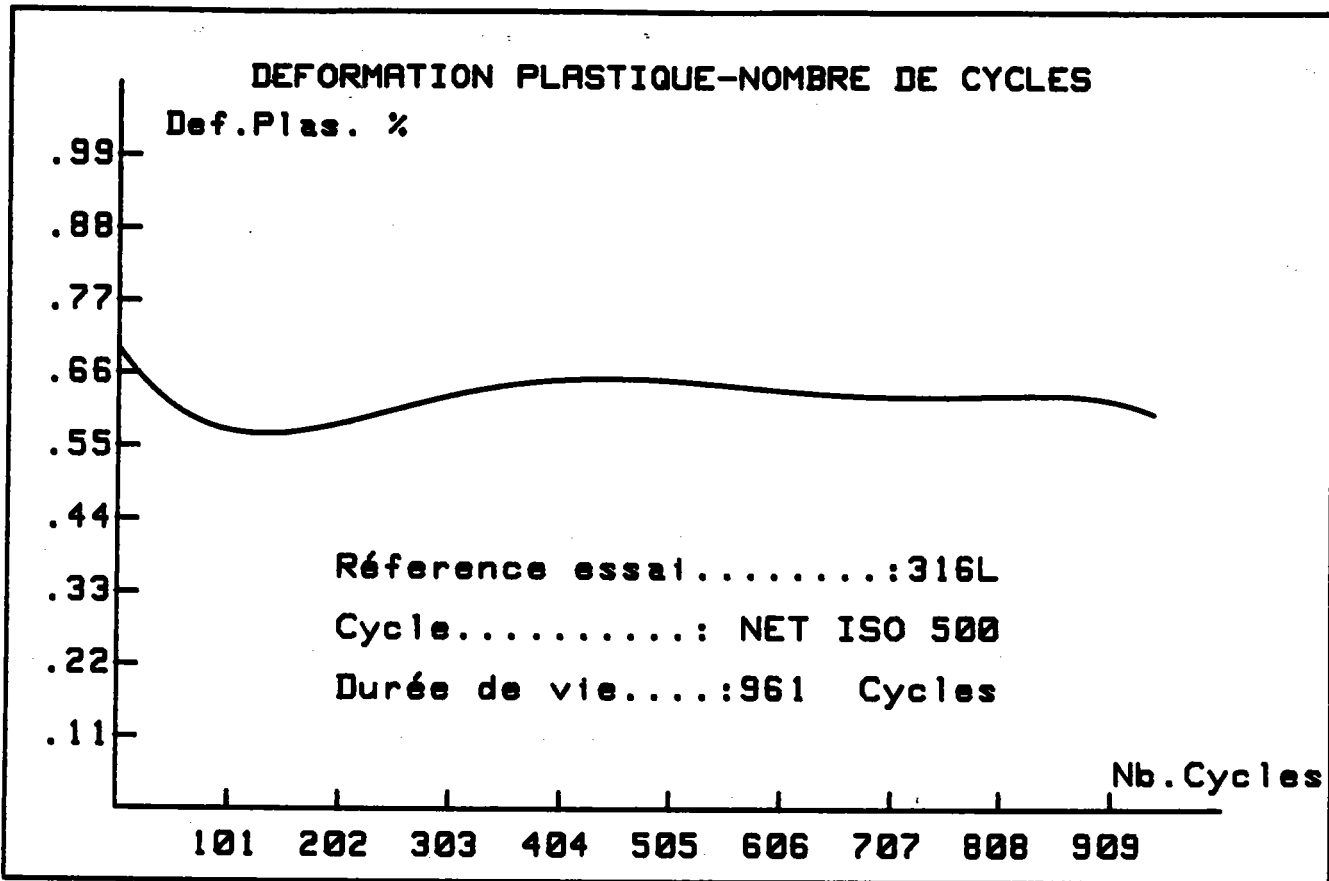


FIGURE 45

3-3-2-3) Essais thermomécaniques :

La durée de vie N_r de l'acier 316 L, soumis aux cycles thermique et mécanique représentés figure 39, est de : $N_{r1} = 786$ cycles $N_{r2} = 798$ d'où $N_{r\text{moyen}} = 792$ cycles

Les boucles d'hystérésis obtenues dans ce type d'essai sont représentées figure 46.

Comme dans le cas des essais isothermes, l'évolution des charges extrêmes est constituée de trois parties distinctes : écrouissage du matériau, relative stabilisation en charge puis fissuration (figure 47). La durée de chacune de ces phases est reportée, en pourcentage du nombre de cycles à rupture, tableau 10.

Essai	Durée écrouissage	Durée stabilisation	Durée fissuration
Thermomécanique	8 % de N_r	67 % de N_r	25 % de N_r

Tableau 10 : Durée des trois stades dans l'évolution du comportement de l'acier 316 L en essai thermomécanique.

De même que précédemment, la relaxation en charge sur chacun des paliers de maintien en déformation est plus importante en compression qu'en traction (respectivement 2 KN et 1 KN en moyenne lors de la stabilisation). Cet écart est expliqué d'une part par le fait que la durée du temps de maintien en compression est trois fois supérieure à celle du temps de maintien en traction, et d'autre part, durant les 30 secondes de maintien à 0,5 % de déformation, la température est de 500° C, alors qu'elle n'est que de 150° C sur le palier de maintien en traction. De plus, il est à noter que l'écart entre les charges obtenues au début et à l'issue de chacun des deux temps de maintien aux déformations extrêmes ne reste pas constant tout au long du cyclage : il le reste durant l'écrouissage, puis fluctue lors de la stabilisation en charge et enfin diminue durant la fissuration.

L'évolution de la déformation plastique est constituée de trois parties : chute, stabilisation, puis dernière chute avant rupture (figure 48). Ces trois phases correspondent à celles relevées sur les courbes d'évolution des charges extrêmes, à savoir écrouissage, stabilisation puis fissuration.

Notons également que l'amplitude de déformation plastique atteinte durant l'essai thermomécanique, lors de la stabilisation ($\Delta\epsilon_p = 0,66 \%$), est comprise entre celles atteintes en conditions isothermes à 150°C ($\Delta\epsilon_p = 0,69 \%$) et à 500°C ($\Delta\epsilon_p = 0,6 \%$).

L'allure générale du comportement de l'acier 316 L en essais thermomécaniques est identique à celle obtenue lors des essais isothermes, mais la durée de chacun des trois stades (écrouissage, stabilisation, fissuration) est différente ; en effet, le troisième est supérieur de 5 % dans le cas des cyclages mécanique et thermique alors que la durée de stabilisation est nettement inférieure à celle obtenue en essais isothermes (ramenée en pourcentage de N_f).

Le matériau s'écrouît plus en fatigue thermomécanique que lors des essais isothermes à 150°C ; l'écrouissage est sensiblement identique au cas isotherme à 500°C .

Il semble donc que le fait d'effectuer des cycles thermiques influe sur la stabilité du matériau.

Signalons enfin que la relaxation en charge en compression, sous conditions thermomécaniques, est quasi identique à celle obtenue lors des essais isothermes effectués à 500°C , alors qu'en traction elle est légèrement inférieure à celle obtenue dans ce dernier cas.

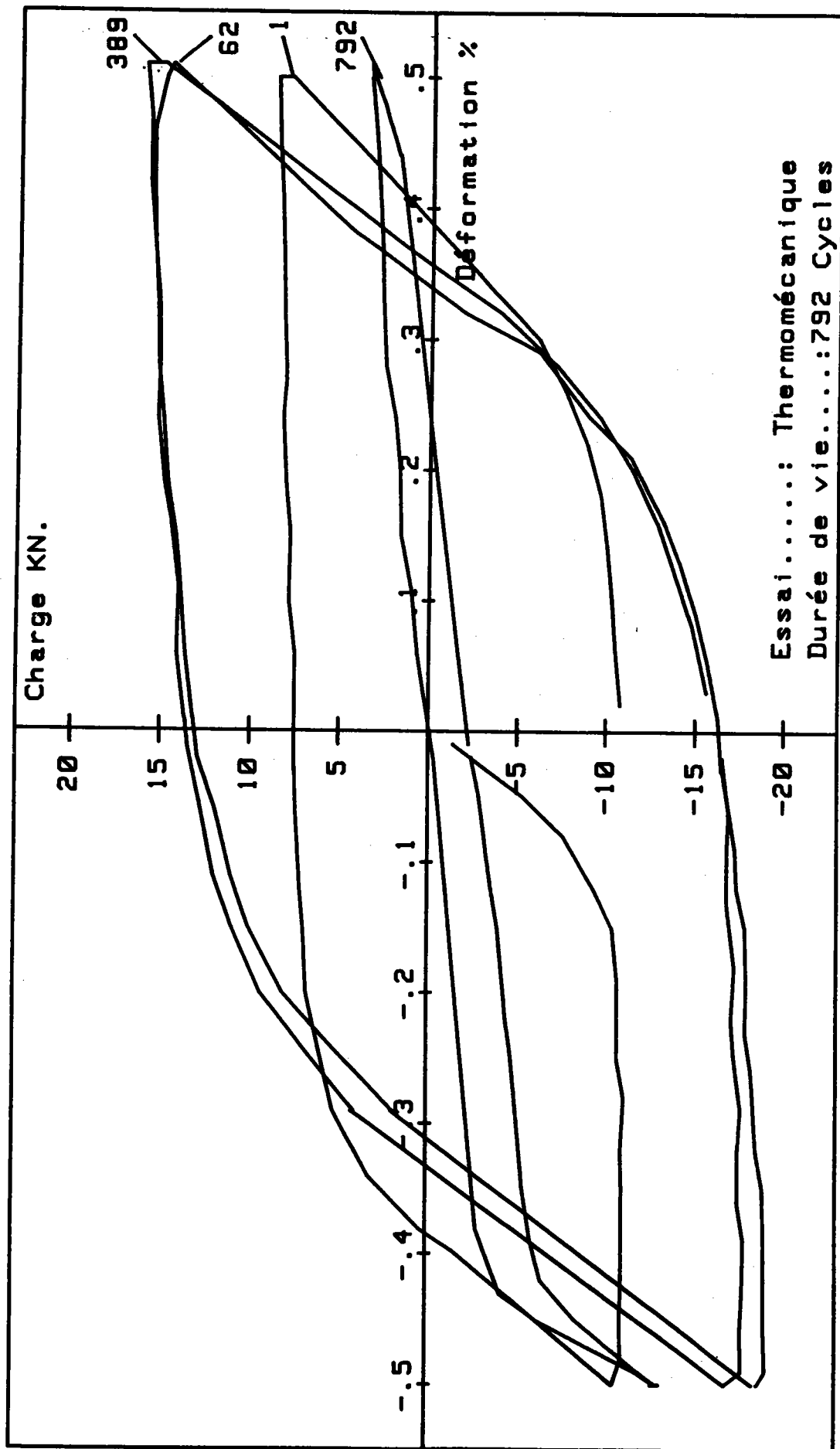


FIGURE 46

Essai.....: Thermomécanique
Durée de vie.....:792 Cycles

316L THERMOMECHANICAL CYCLES

CHARGE KN.

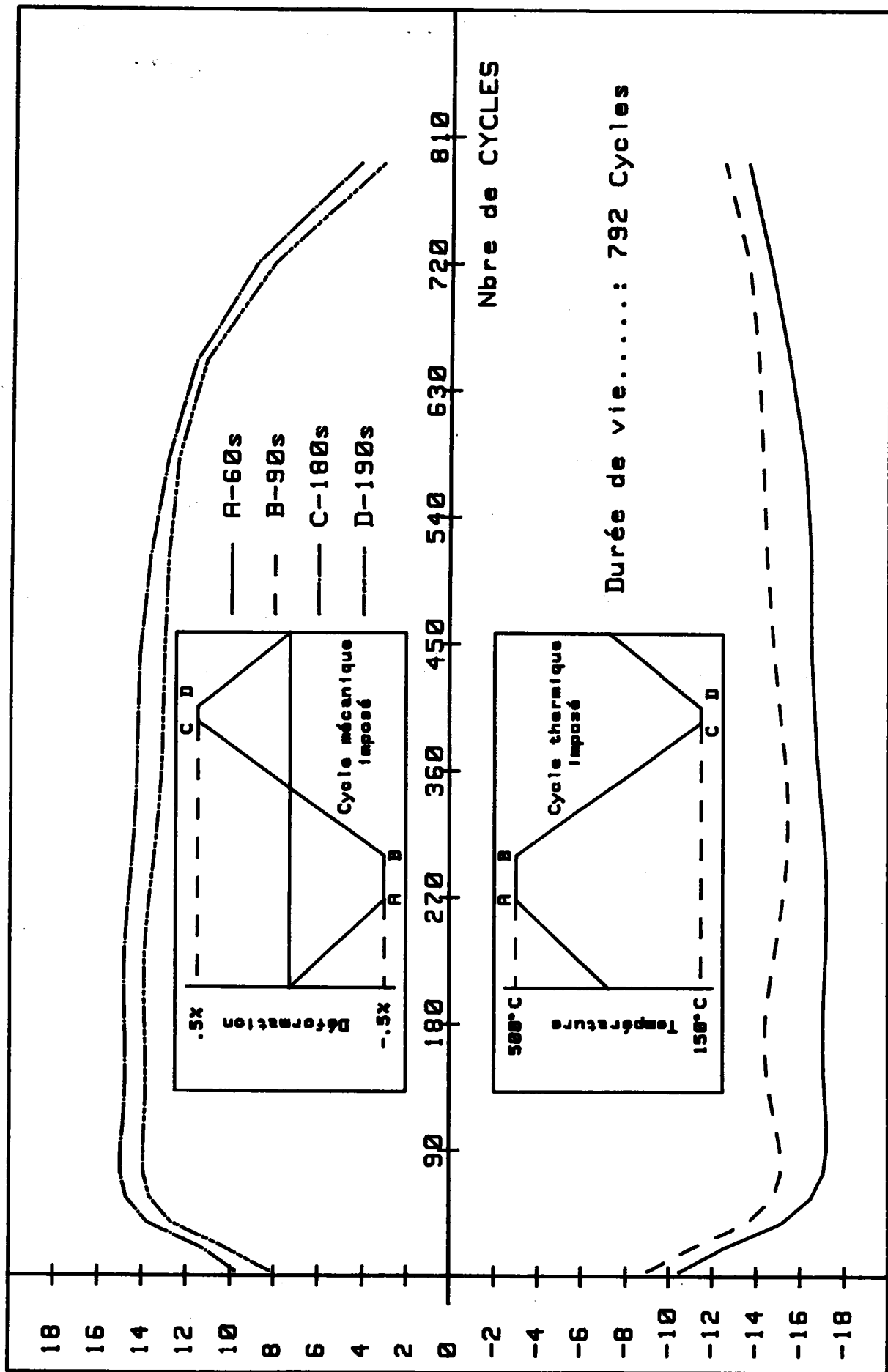


FIGURE 47

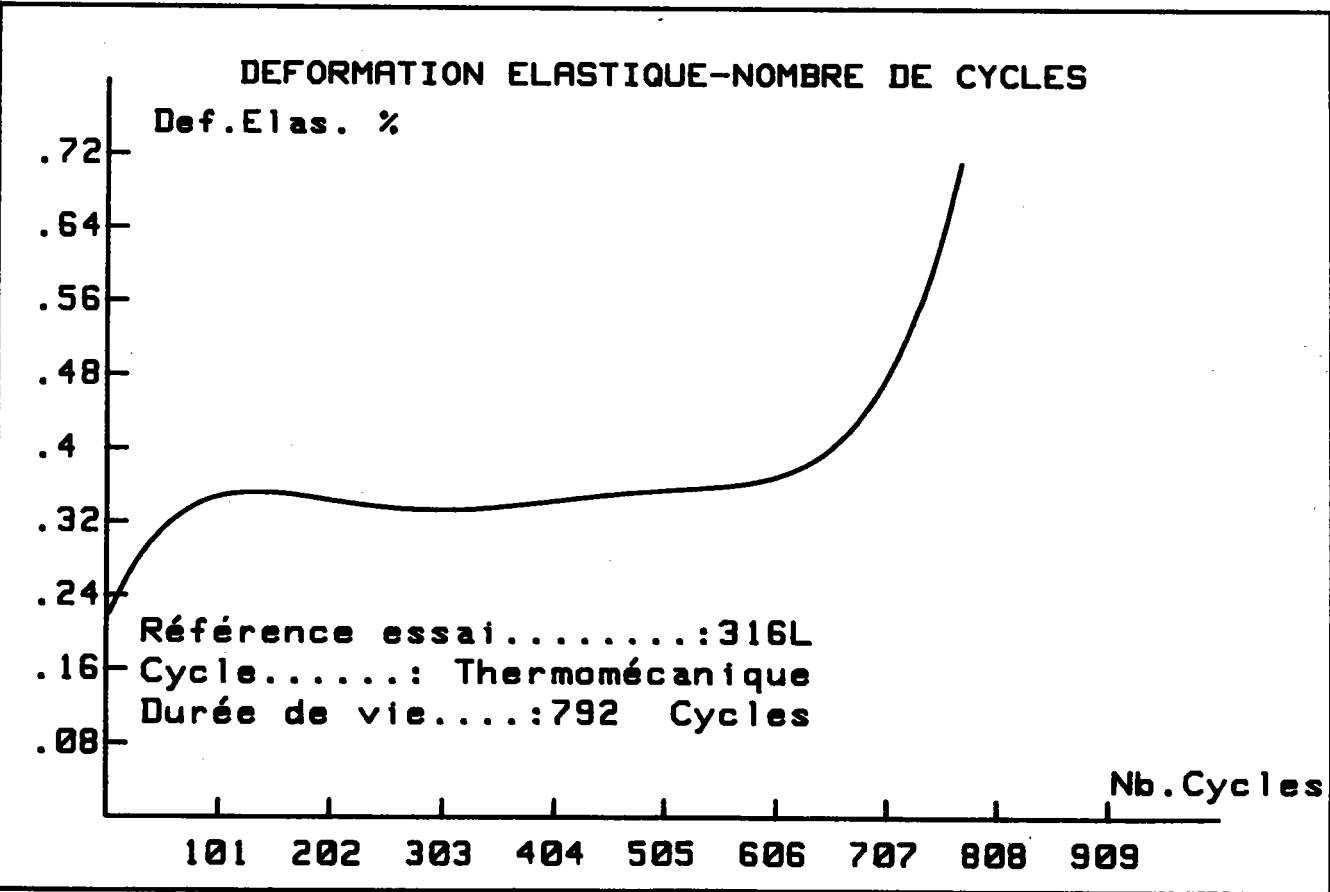
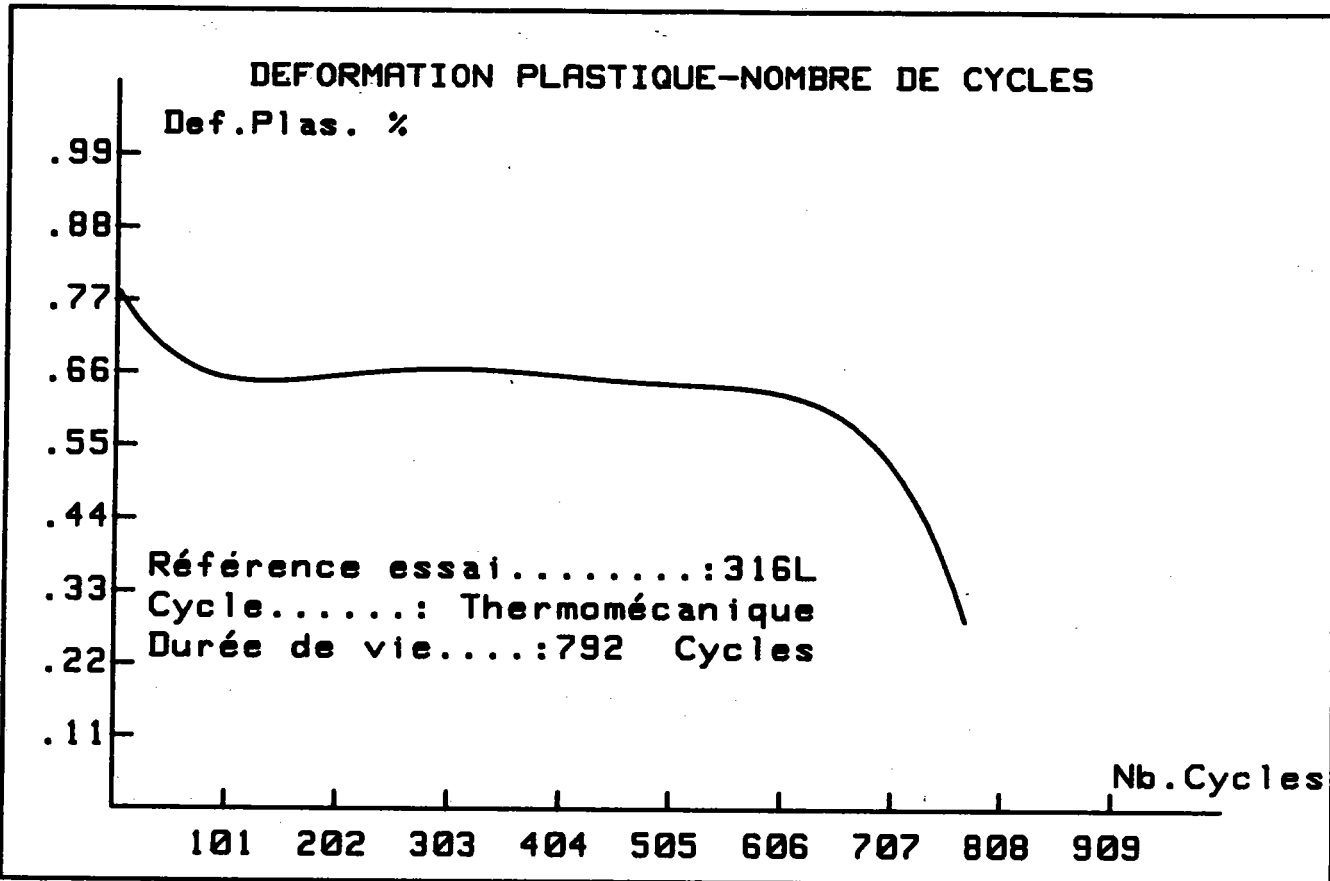


FIGURE 48

3-3-3) Dommmage :

Le critère de dommage pris en compte est le suivant, basé sur l'évolution de la déformation plastique :

$$De = (\Delta\epsilon_{p_i} - \Delta\epsilon_{p_0}) / (\Delta\epsilon_{p_f} - \Delta\epsilon_{p_0}) \quad (96)$$

avec De étant le dommage dit "plastique", défini comme dans l'étude précédente et :

$\Delta\epsilon_{p_0}$ étant la déformation plastique du 1^{er} cycle.

$\Delta\epsilon_{p_i}$ étant la déformation plastique du cycle i .

$\Delta\epsilon_{p_f}$ étant la déformation plastique du dernier cycle.

La figure 49 illustre l'évolution de ce dommage dans les deux cas d'essais isothermes : à 150° C et 500° C ainsi que lors de l'essai thermomécanique. Cette évolution est constituée de trois parties : rapide augmentation (stade I), stabilisation (stade II), puis dernière brusque augmentation avant rupture (stade III). La durée de chacun des stades, ainsi que le pourcentage de dommage atteint dans chacun d'eux sont répertoriés dans les tableaux 11A, 11B ainsi que 11 C.

	Stade I	Stade II	Stade III
Durée % de N_r	11 %	62 %	27 %
De	29 %	4 %	67 %

Tableau 11A : Evolution du dommage durant l'essai à 150° C.

	Stade I	Stade II	Stade III
Durée % de N_r	15 %	55 %	25 %
De	36 %	1 %	63 %

Tableau 11B : Evolution du dommage durant l'essai à 500° C.

	Stade I	Stade II	Stade III
Durée % de N_r	12 %	65 %	23 %
De	56 %	4 %	40 %

Tableau 11C : Evolution du dommage durant l'essai thermomécanique.

D'après les essais isothermes, nous constatons que le pourcentage de dommage obtenu durant le 1^{er} stade, qui correspond à une période de production de défauts, augmente en fonction de la température, alors que celui obtenu durant le 3^{ème} stade décroît lorsque la température croît.

En fatigue thermomécanique, le pourcentage de dommage atteint durant le 1^{er} stade est nettement plus important que sous conditions isothermes, de même, celui obtenu durant le dernier stade est nettement inférieur que lors des essais isothermes. En fatigue thermomécanique, plus de 50 % du dommage sont atteints lors du 1^{er} stade, alors qu'en conditions isothermes, la majeure partie est obtenue durant le dernier.

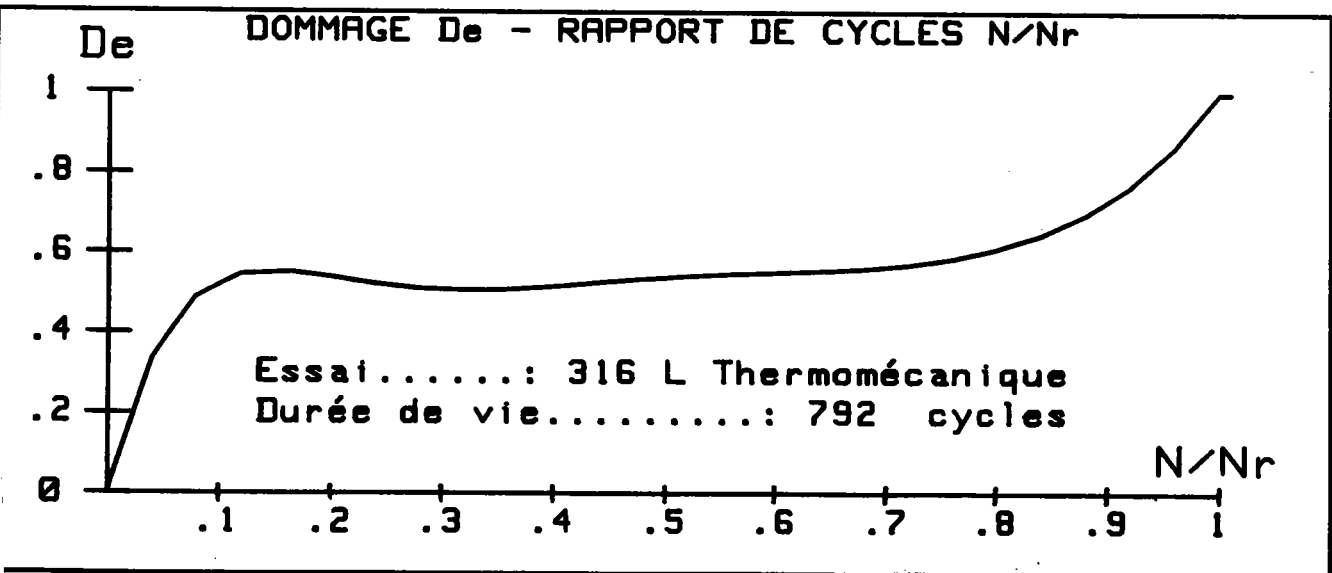
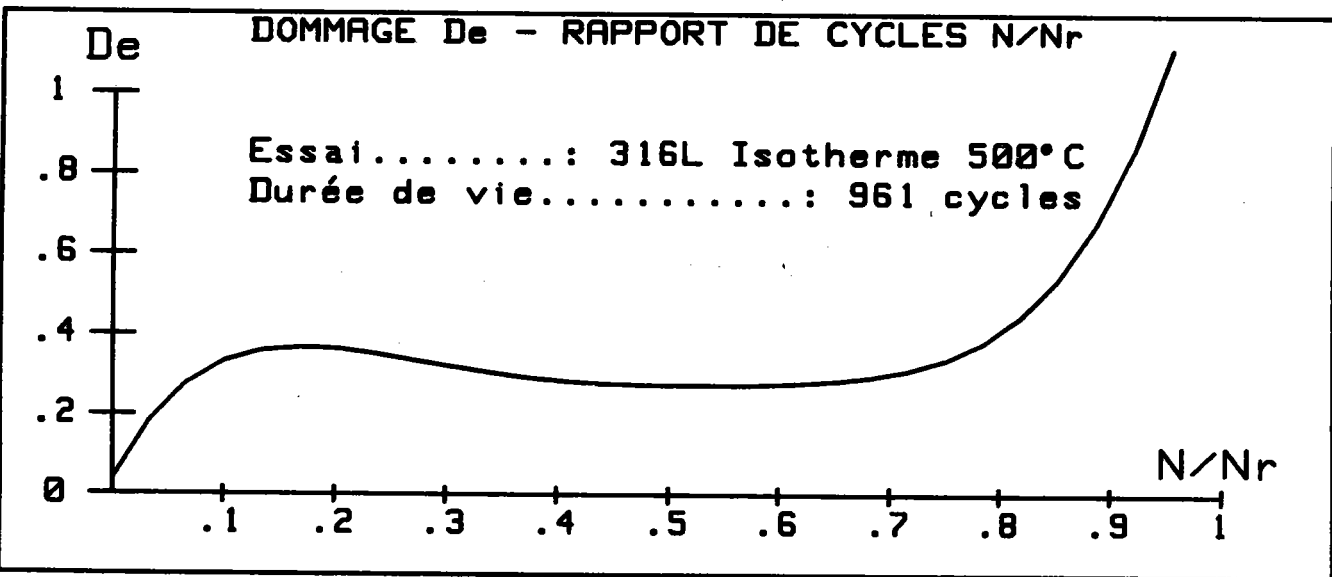
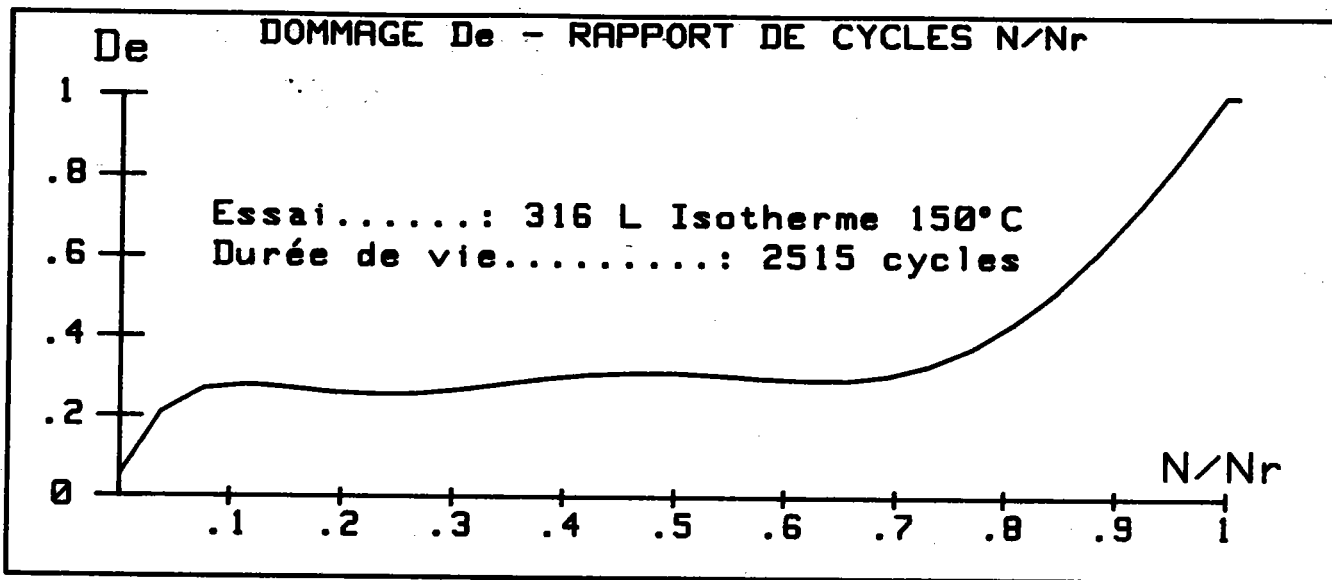
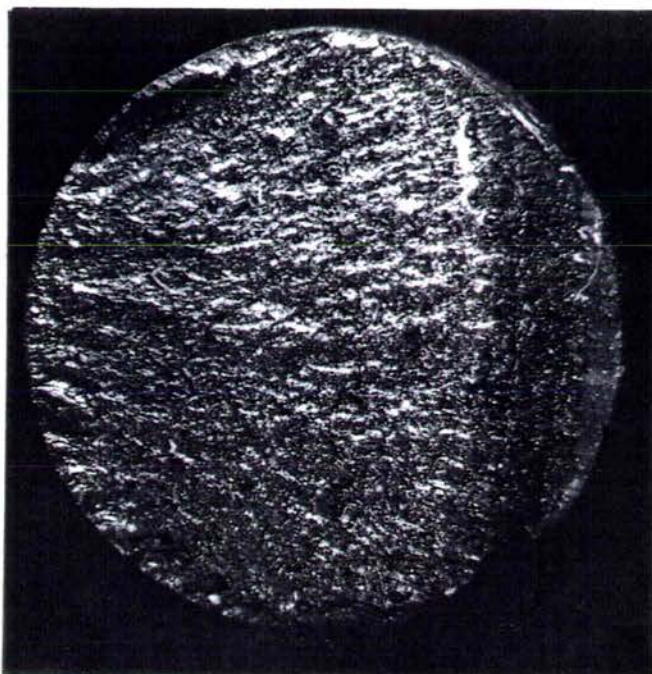


FIGURE 49

3 - 3 - 4) Observations microscopiques :

La planche 4 représente les faciès de rupture obtenus lors de l'essai isotherme à 500° C (photo 12) ainsi que de l'essai thermomécanique (photo 13) en microscopie optique.

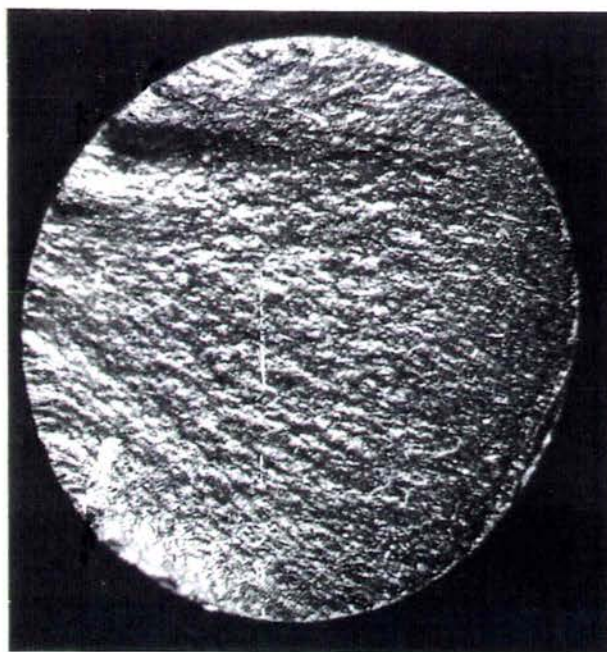
Dans les deux types d'essais (isothermes et thermomécaniques), la propagation des fissures est transgranulaire et l'initiation, qui est trans et inter granulaire, a lieu à partir de la surface (planches 5 et 6). On dénote également une plus grande oxydation du matériau à 500° C (photo 16) qu'à 150° C (photo 14), alors que sous conditions thermomécaniques le matériau est moins oxydé qu'à la plus haute température et est plus oxydé qu'à 150° C (photo 17). Les stries de fatigue sont bien définies et régulières, on remarquera les trous laissés par les inclusions (planche 7).



ACIER 316 L

X 10

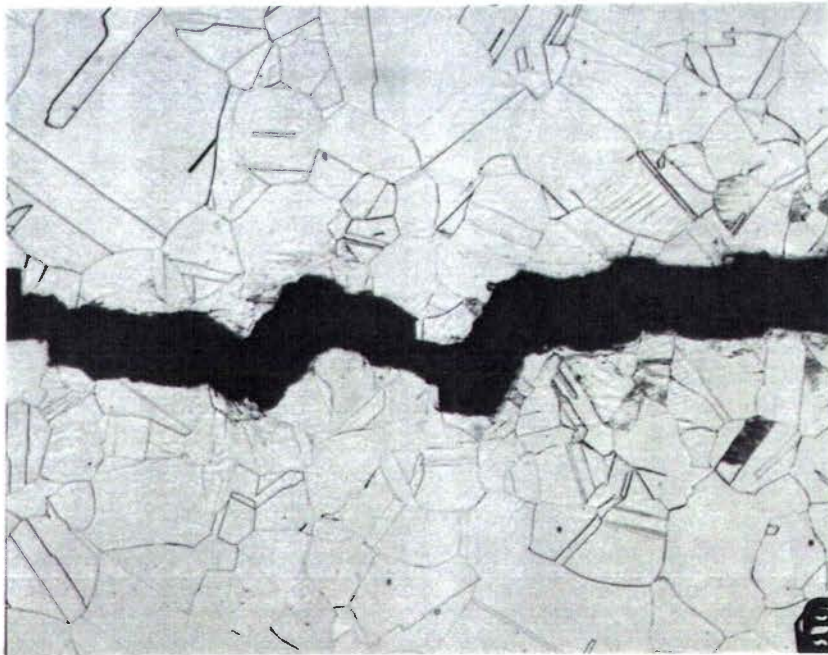
PHOTO. 12. ESSAI à 500°C - FACIES de RUPTURE



ACIER 316 L

X 10

PHOTO. 13. ESSAI THERMOMECHANIQUE
FACIES de RUPTURE

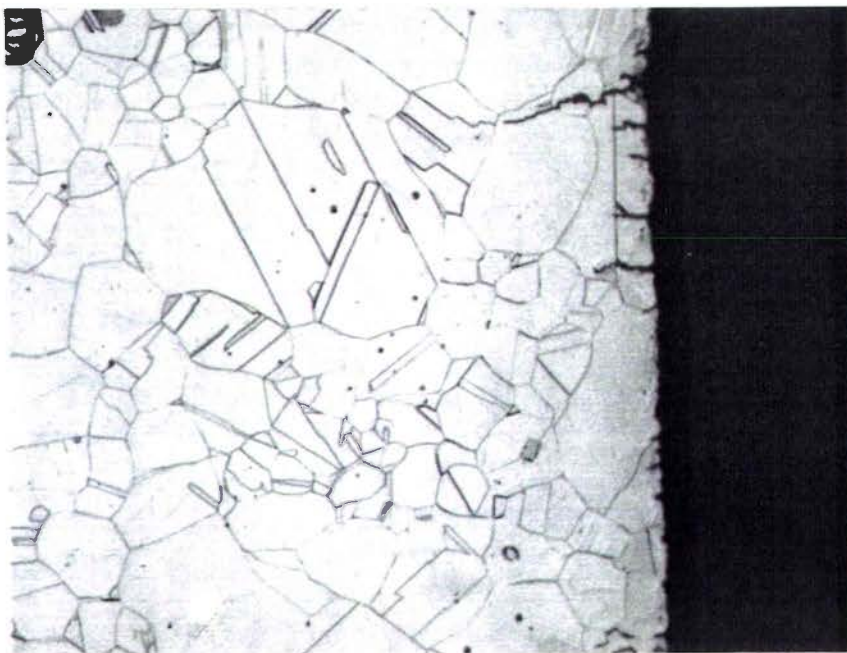


ACIER 316 L

↑
SENS de
TRACTION
↓

X 160

PHOTO. 14. FISSURE PRINCIPALE (ESSAI à 150°C)
(COUPE à MI-EPAISSEUR)

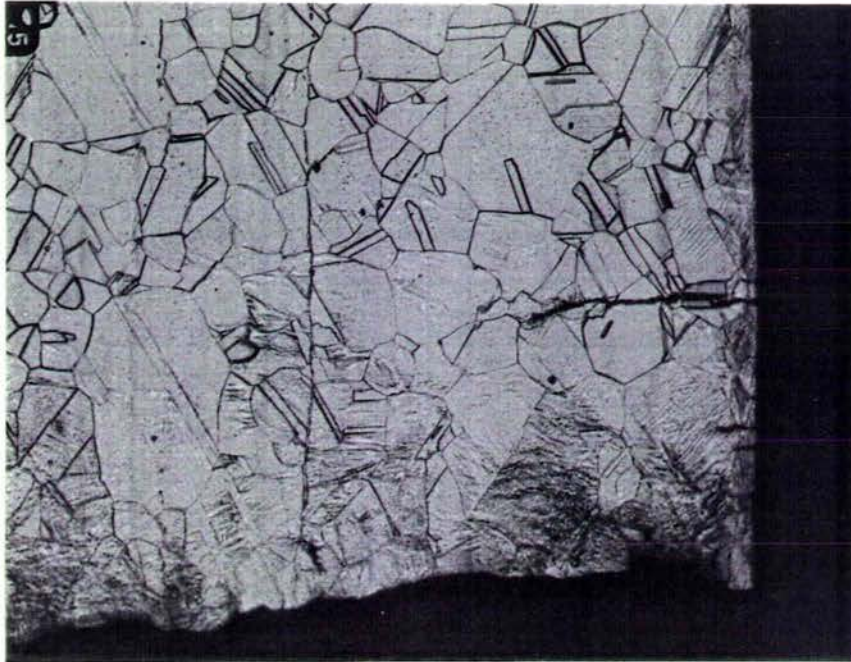


ACIER 316 L

↑
SENS de
TRACTION
↓

X 160

PHOTO. 15. FISSURES en SURFACE (ESSAI à 150°C)
(COUPE à MI-EPAISSEUR)



ACIER 316 L

↑
SENS de
TRACTION
↓

X 160

PHOTO. 16. FISSURE PRINCIPALE (ESSAI à 500°C)
(COUPE à MI-EPAISSEUR)



ACIER 316 L

↑
SENS de
TRACTION
↓

X 160

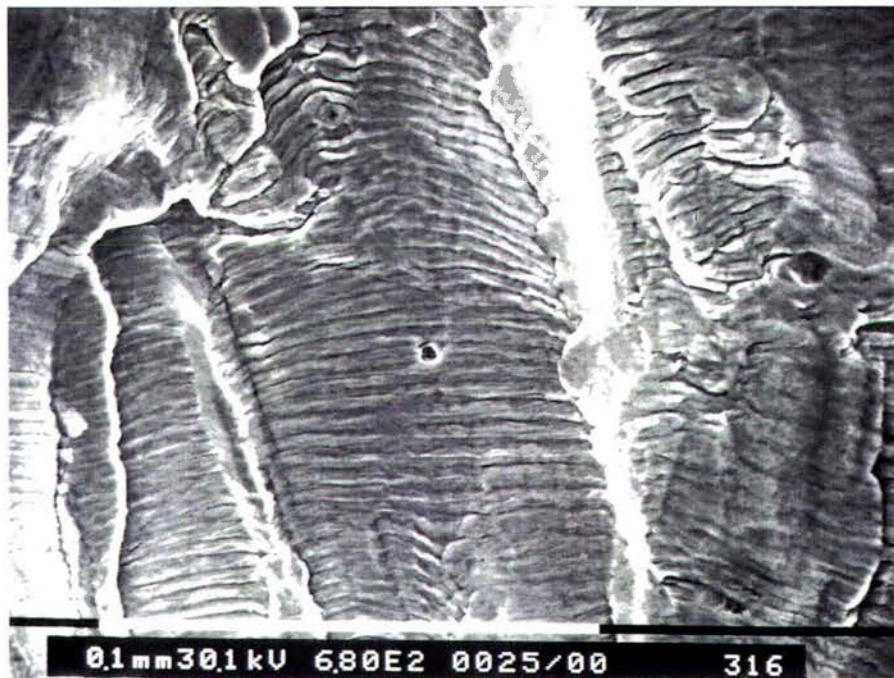
PHOTO. 17. FISSURE PRINCIPALE (THERMOMECHANIQUE)
(COUPE à MI-EPAISSEUR)

PLANCHE 7



ACIER 316 L

PHOTO. 18: STRIES de FATIGUE (ESSAI à 500°C)



ACIER 316 L

PHOTO. 19: STRIES de FATIGUE (ESSAI à 500°C)

3-3-5) Discussion :

L'acier 316 L est sensible à la fatigue thermomécanique : les durées de vie obtenues dans ce type d'essai sont nettement inférieures à celles relevées sous conditions isothermes aux températures extrêmes du cycle thermique pour une même amplitude de déformation totale. De plus, le niveau de température conditionne étroitement la durée de vie du matériau ainsi que son comportement et il apparaît donc qu'il n'est pas possible de simuler un essai thermomécanique par un essai isotherme.

Les études microscopiques effectuées ne permettent pas d'expliquer les différences existant entre les durées de vie obtenues ; par contre, il apparaît que les temps de maintien aux déformations extrêmes n'engendrent pas de fluage dans le cas de l'acier 316 L, et que l'amorçage des fissures qui est trans et intergranulaire, a lieu à partir de la surface de l'éprouvette.

Dans le cas de l'acier 316 L, seule la définition du dommage à partir de la déformation plastique est applicable. Le modèle d'endommagement basé sur l'évolution de la charge présente des valeurs négatives du fait de l'écroutissage cyclique du matériau, ce qui physiquement est difficilement expliquable.

Essais à contrainte imposée.

3 - 4) Alliage TZM :

3 - 4 - 1) Cycles et matériau :

Matériau constituant le "Divertor" des réacteurs à fusion nucléaire du NET TEAM, un alliage base molybdène TZM a été étudié en fatigue isotherme et thermomécanique suivant les cycles décrits figure 50 en mode contrainte imposée $\Delta\sigma$. La gamme de contraintes allant de 800 MPa à 1200 MPa, et les températures extrêmes du cycle thermique étant de 350 et 500° C. La composition chimique de l'alliage est donnée tableau 12, ses caractéristiques physiques tableau 13. Le matériau est initialement 60-80% prédéformé, fourni par la société Plansee, mais non recristallisé.

élément	Mo	C	H	O	N	Ti	Zr
	99,3%	250ppm	<5ppm	250ppm	<5ppm	5000ppm	800ppm

Tableau 12 : Composition de l'alliage TZM.

Température T (° C)	Conductivité Thermique (W/mm K)	Densité g/mm ³	Chaleur spécifique Cp (J/gK)	E N/mm ²	Coef. Poisson ν	Coef. dilatation α (1/K)
20	0,125	10.2.10 ⁻³	0,24	300.10 ³	0.32	5,3.10 ⁻⁶
500	0,115		0,25	260.10 ³		5,6.10 ⁻⁶
1000	0,100		0,29	220.10 ³		6.10 ⁻⁶
1500	0,087		0,33	140.10 ³		6,5.10 ⁻⁶
2000	0,075		0,4	40.10 ³		7,2.10 ⁻⁶
2500	0,067		0,5			8.10 ⁻⁶

Tableau 13 : Caractéristiques physiques de l'alliage TZM /44/.

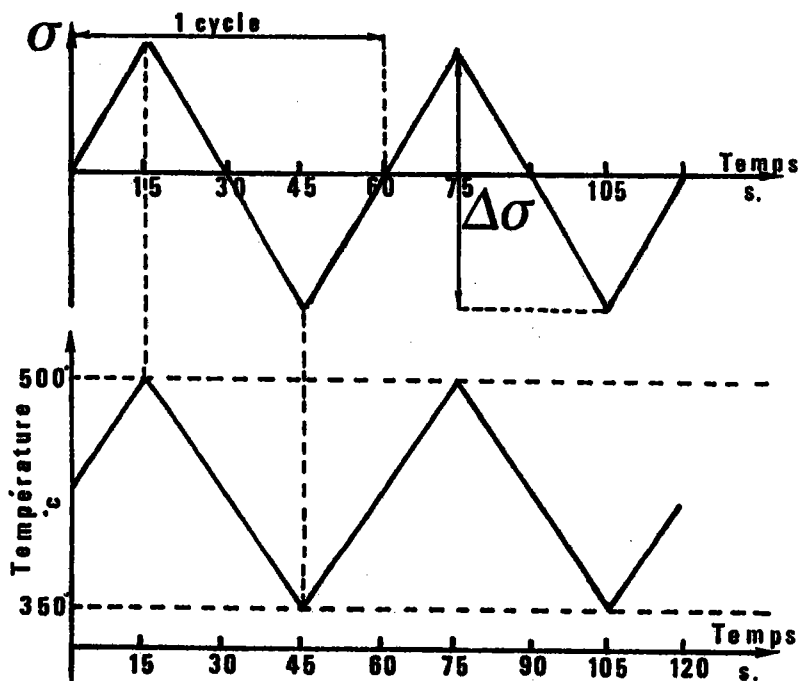


Figure 50 : Cycles mécanique et thermique appliqués.

3-4-2) Résultats :

Différents types d'essais ont été menés : des essais isothermes à 350° C et 500° C, avec une amplitude de contrainte de : $\Delta\sigma = 800$ MPa, $\Delta\sigma = 1000$ MPa, $\Delta\sigma = 1200$ MPa ; chaque essai étant doublé, voire triplé si nécessaire. Nous avons également réalisé des essais de fatigue thermomécanique avec les cycles triangulaires décrits figure 50, sous les mêmes amplitudes de contrainte imposée. Les durées de vie obtenues dans chaque cas sont reportées tableau 14 ; il apparaît que le matériau TZM est très sensible à l'effet combiné de cyclage mécanique et thermique ; et il est à noter une importante dispersion dans le cas de l'essai isotherme à 500° C sous une contrainte appliquée $\Delta\sigma = 1000$ MPa.

Essai		N_r (cycles)	N_r moyen (cycles)
Thermomécanique	800 MPa	5254-5638	5446
	1000 MPa	132-148	140
	1200 MPa	20-16	18
Iso 500° C	800 MPa	6018-6454	6236
	1000 MPa	502-321-418	413
	1200 MPa	25-27	26
Iso 350° C	800 MPa	6364-6633	6498
	1000 MPa	377-382	379
	1200 MPa	35-37	36

Tableau 14 : Durées de vie de l'alliage TZM en conditions isothermes et thermomécaniques sous contrainte imposée.

Les courbes de Wohler ($\Delta\sigma = f(N_r)$) obtenues sont représentées figure 51.

En essais isothermes à 500° C, les points se placent sur une droite d'équation :

$$\Delta\sigma = 1,527 \cdot 10^9 (N_r)^{-0,0739} \quad (97)$$

$$\text{ou } N_r = 9,26 \cdot 10^{26} (\Delta\sigma)^{-12,176} \quad (98)$$

Et à 350° C :

$$\Delta\sigma = 1,587 \cdot 10^9 (N_r)^{-0,0780} \quad (99)$$

$$\text{ou } N_r = 1,11 \cdot 10^{28} (\Delta\sigma)^{-12,734} \quad (100)$$

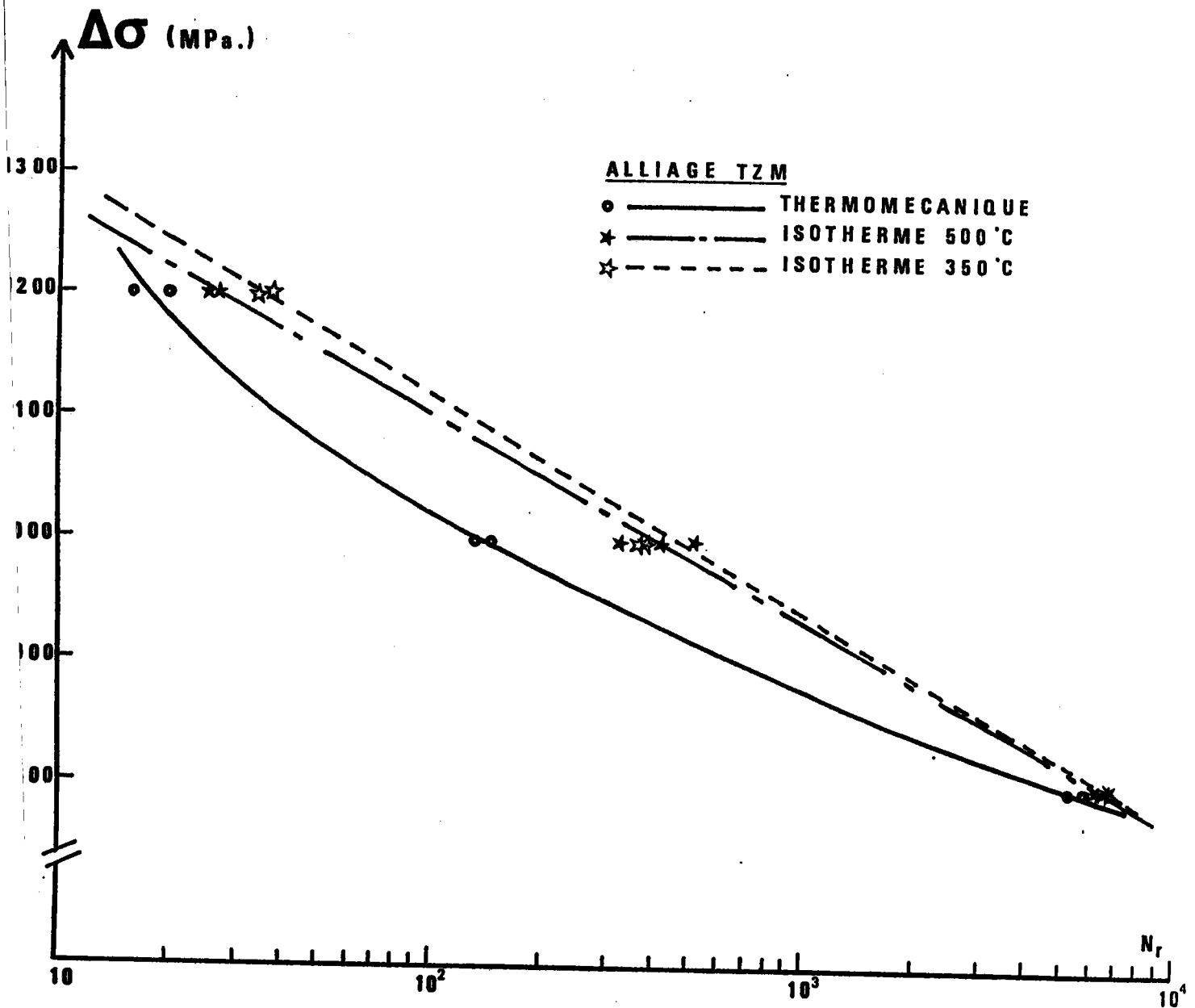


FIGURE 51: COURBE DE WÖHLER

3-4-2-1) Essais thermomécaniques :

Des exemples de boucles d'hystérésis obtenues sont représentées figures 52 et 53. Les boucles, quelque soit le niveau de contrainte appliqué sont fortement ouvertes durant les premiers cycles puis s'inversent (la déformation en traction est inférieure à la déformation en compression). Un effet de rochet apparait mais n'est pas identique dans tous les cas de figure ; à 800 MPa les boucles se déplacent en compression (\leftarrow) puis repartent en traction (\rightarrow) pour finalement revenir en compression (\leftarrow) tout en s'élargissant, alors qu'à 1000 MPa le rochet a lieu uniquement dans le sens positif des déformations (\rightarrow). Le tableau 15 résume ce phénomène ainsi que la durée de chacune des étapes.

Essai	Durée boucles ouvertes (% de N_r)	Sens de déplacement des boucles	Durée de déplacement (% de N_r)		
			\leftarrow	\rightarrow	\leftarrow
800 MPa	0.5	\leftarrow \rightarrow \leftarrow	1.3	58.5	40.2
1000 MPa	7	\rightarrow	/	100	/
1200 MPa	100	\rightarrow	/	100	/

Tableau 15 : Evolution des boucles d'hystérésis suivant le niveau de contrainte appliqué en fatigue thermomécanique sur alliage TZM.

Sur ces boucles d'hystérésis, nous définissons différentes déformations comme décrit figure 54 :

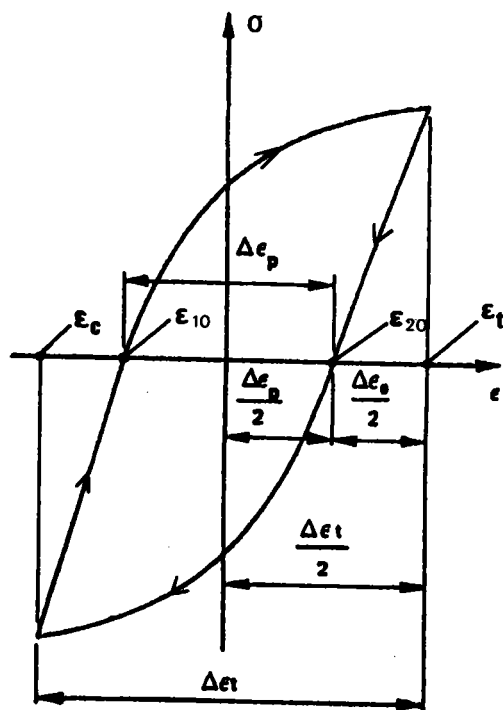


Figure 54 : Définition des déformations.

- une déformation en traction notée ε_t
- une déformation en compression notée ε_c
- une amplitude de déformation totale :

$$\Delta\varepsilon_T = \varepsilon_t - \varepsilon_c \quad (101)$$

- une déformation à contrainte nulle lors de la montée en charge notée ε_{10}
- une déformation à contrainte nulle lors du déchargement notée ε_{20}
- une amplitude de déformation plastique :

$$\Delta\varepsilon_p = \varepsilon_{20} - \varepsilon_{10} \quad (102)$$

- une déformation moyenne notée ε_m telle que :

$$\varepsilon_m = (\varepsilon_{20} + \varepsilon_{10})/2 \quad (103)$$

situant le centre de la boucle d'hystérésis.

L'évolution de ces déformations, dans chaque cas de chargement en fonction du rapport de cycles N/N_r , est donnée figures 55, 56, 57. A 800 MPa, cette évolution est fortement non-linéaire, seules les déformations totales et plastiques évoluent d'une façon croissante. Cette non linéarité ainsi que les valeurs positives et négatives des déformations représentent les évolutions des boucles d'hystérésis décrites précédemment. Par contre, à 1000 MPa et 1200 MPa, les déformations évoluent d'une façon croissante, et dans le premier cas, les déformations totales et plastiques sont linéairement croissantes suivant des lois du type :

$$\Delta\varepsilon_T (\%) = 0,674 (N/N_r) \quad (104)$$

et
$$\Delta\varepsilon_p (\%) = 0,573 (N/N_r) \quad (105)$$

A 1000 MPa, le matériau se plastifie d'une façon régulière et les déformations sont accumulées d'une façon identique à chaque cycle. Dans le cas des essais à 1200 MPa, le comportement du matériau est différent ; après 10 % de la durée de vie, les déformations augmentent d'une façon brutale jusqu'à 60 % du rapport N/N_r .

L'examen de l'évolution de la déformation totale $\Delta \epsilon_t$ permet l'étude du comportement cyclique du matériau, à savoir écrouissage ou adoucissement. Les résultats sont reportés tableau 16.

Essai	Écrouissage	Adoucissement
800 MPa	de 0 à 2 % de N/N_r de 98 à 100% de N/N_r	de 2 à 98 % de N/N_r
1000 MPa	/	100 % de N/N_r adoucissement linéaire
1200 MPa	avant rupture de 88 à 100% de N/N_r	de 12 à 88 % N/N_r

Tableau 16 : Comportement cyclique de l'alliage TZM en fatigue thermomécanique.

Le tableau 17 résume les valeurs des déformations extrêmes atteintes précédant la rupture.

Essai	ϵ_t %	ϵ_c %	$\Delta \epsilon_t$ %	ϵ_{10} %	ϵ_{20} %	ϵ_m %	$\Delta \epsilon_p$ %
800 MPa	-0,085	0,253	0,338	-0,117	0,218	0,05	0,335
1000 MPa	0,606	1,28	0,674	0,62	1,193	0,9	0,573
1200 MPa	1,12	2,86	1,74	1,1	2,76	1,93	1,56

Tableau 17 : Déformations avant rupture.

Les figures 58 et 59 représentent l'évolution de ces déformations extrêmes en fonction du nombre de cycles à rupture.

D'une façon générale, le matériau s'adoucit cycliquement. Par contre, à 800 MPa, il possède un écrouissage secondaire précédant la rupture, ainsi qu'un écrouissage lors des premiers cycles. A 1000 MPa, le matériau s'adoucit cycliquement alors qu'à 1200 MPa une phase d'écrouissage apparaît avant la rupture.

En ce qui concerne l'évolution des déformations extrêmes avant rupture, celles-ci ne possèdent pas un comportement très linéaire, seule la déformation dite moyenne est une droite.

EVOLUTIONS CONTINUES-DEFORMATION (NET TEAM ALLIAGE TZM)

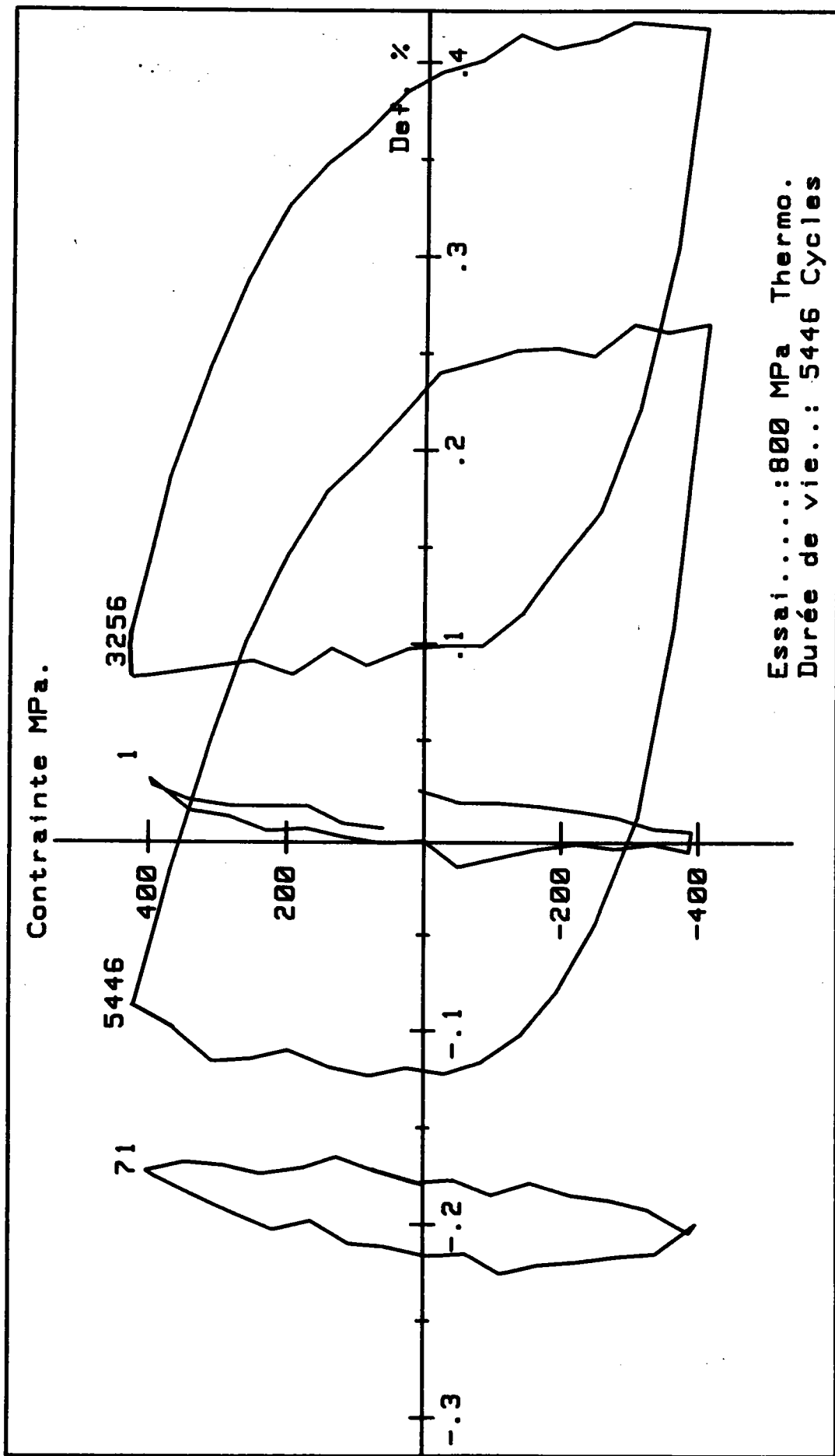


FIGURE 52

COURBES CONTRAINTE-DEFORMATION (NET TEAM ALLIAGE TZM)

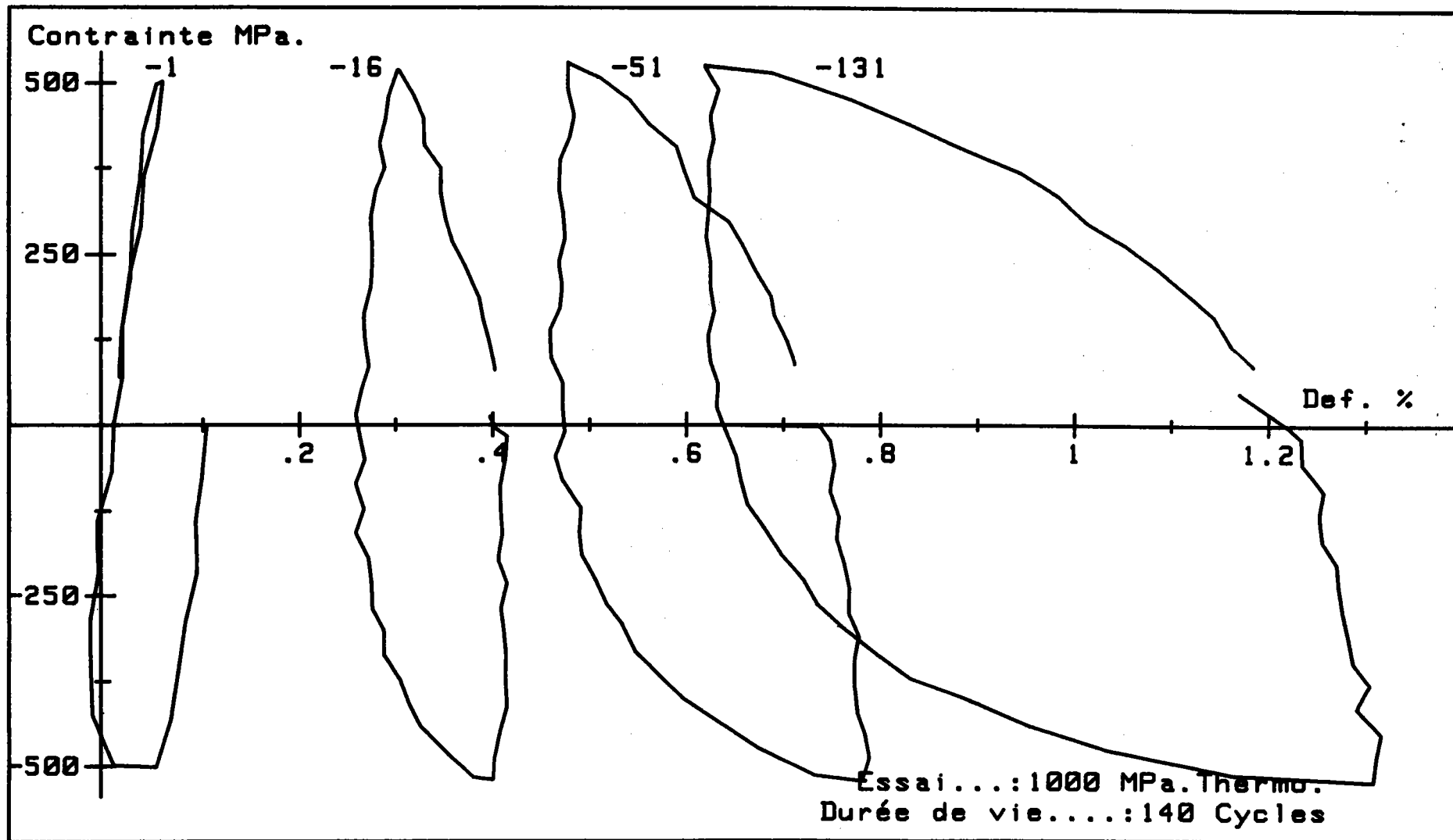


FIGURE 53

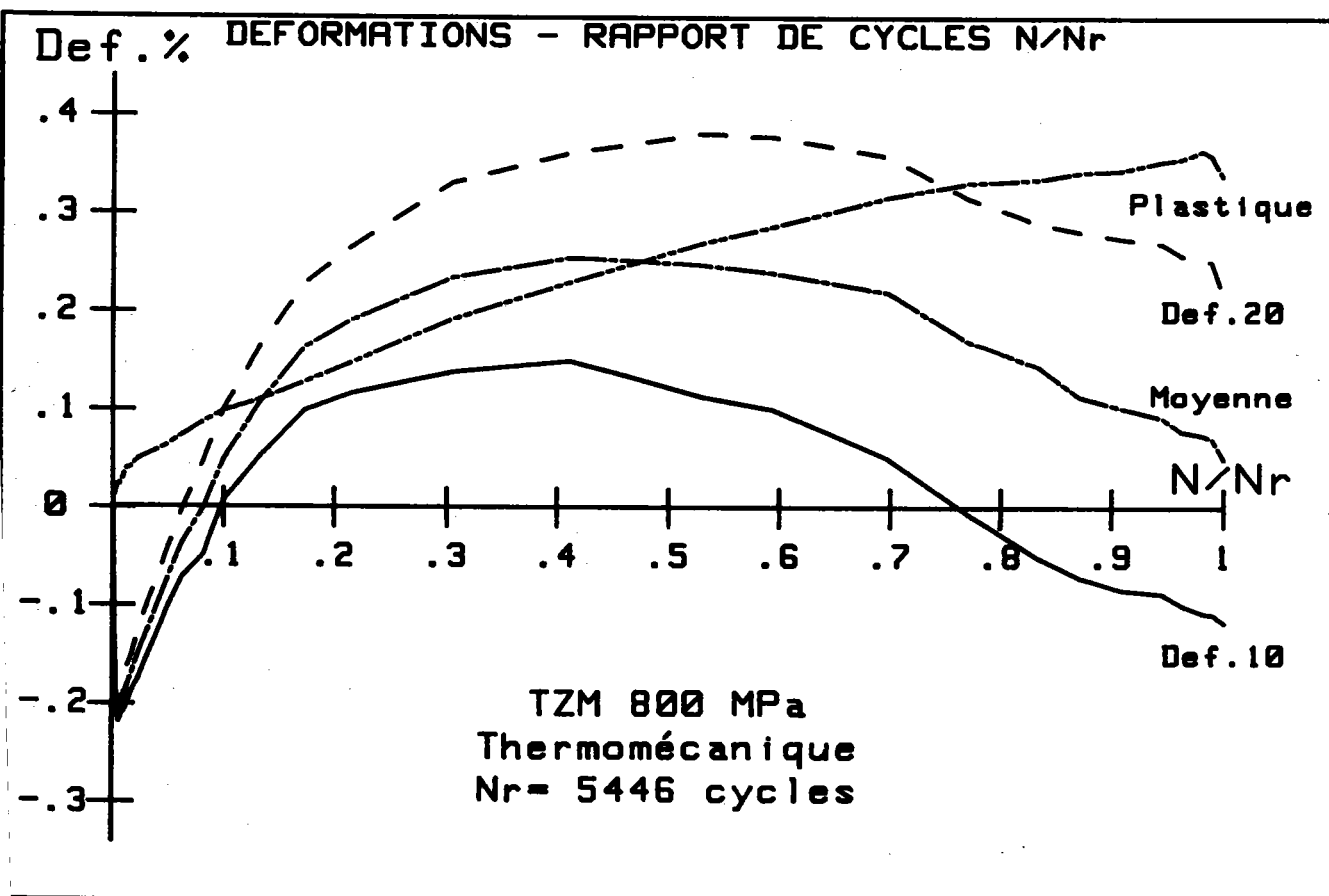
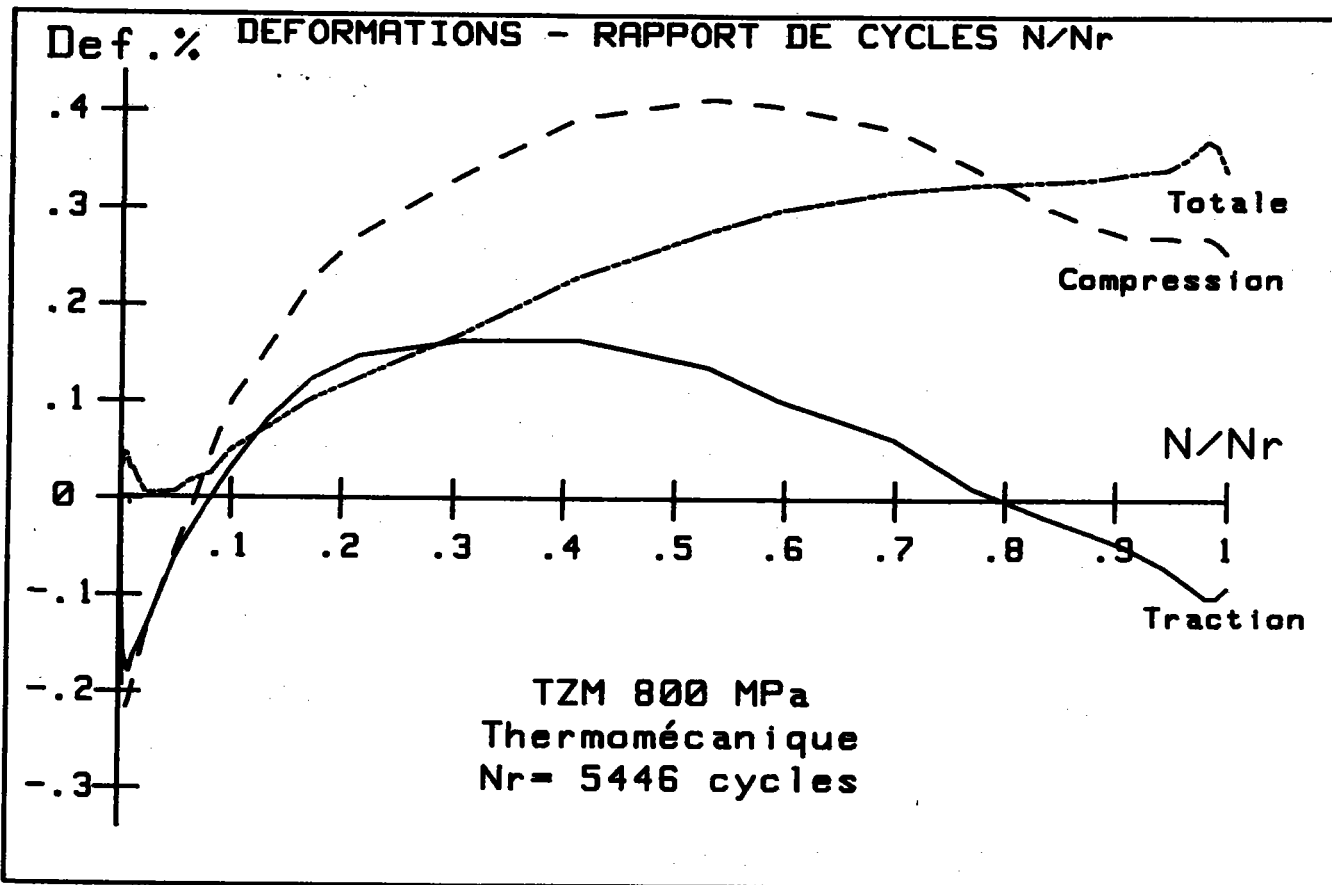


FIGURE 55

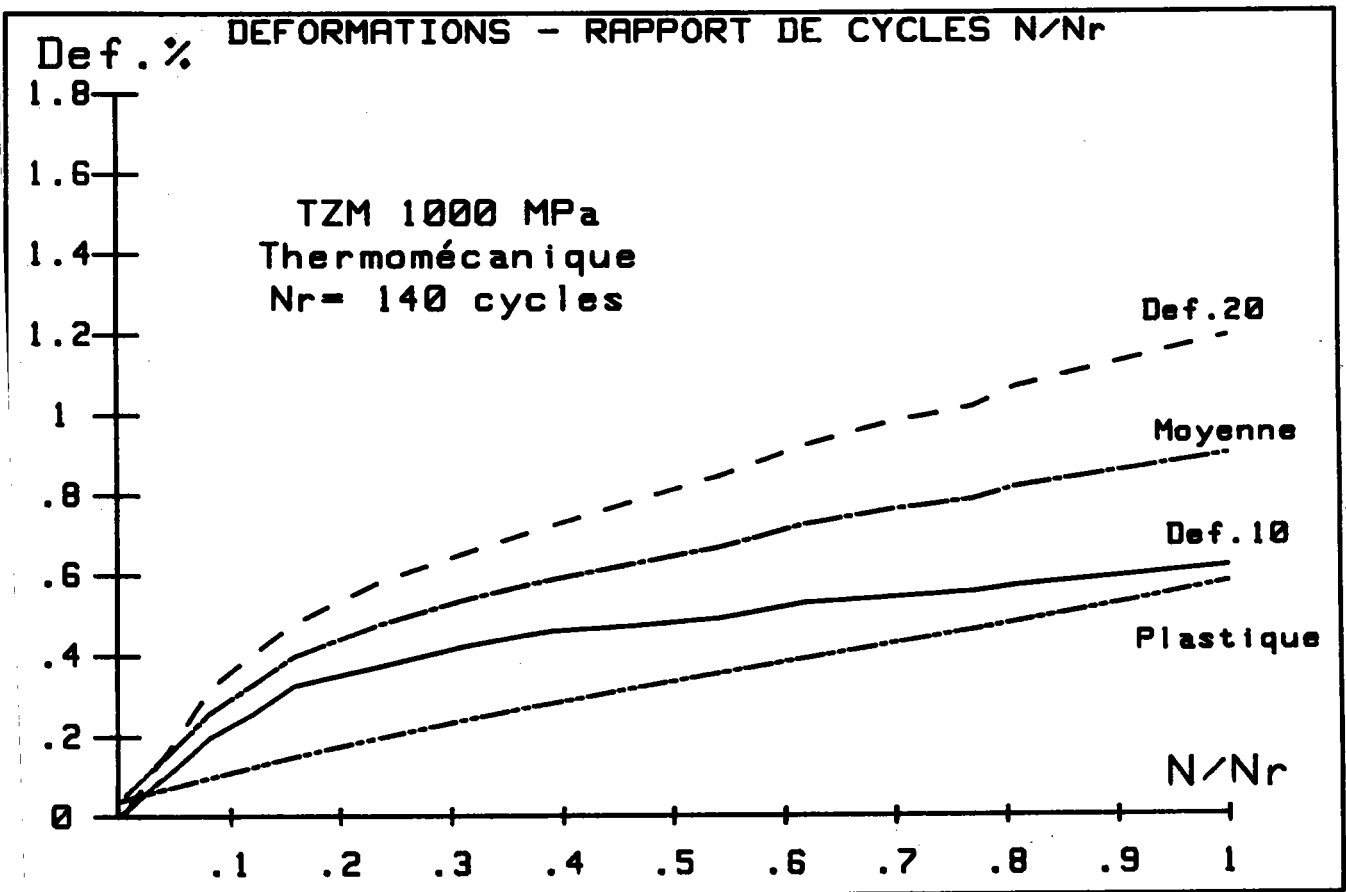
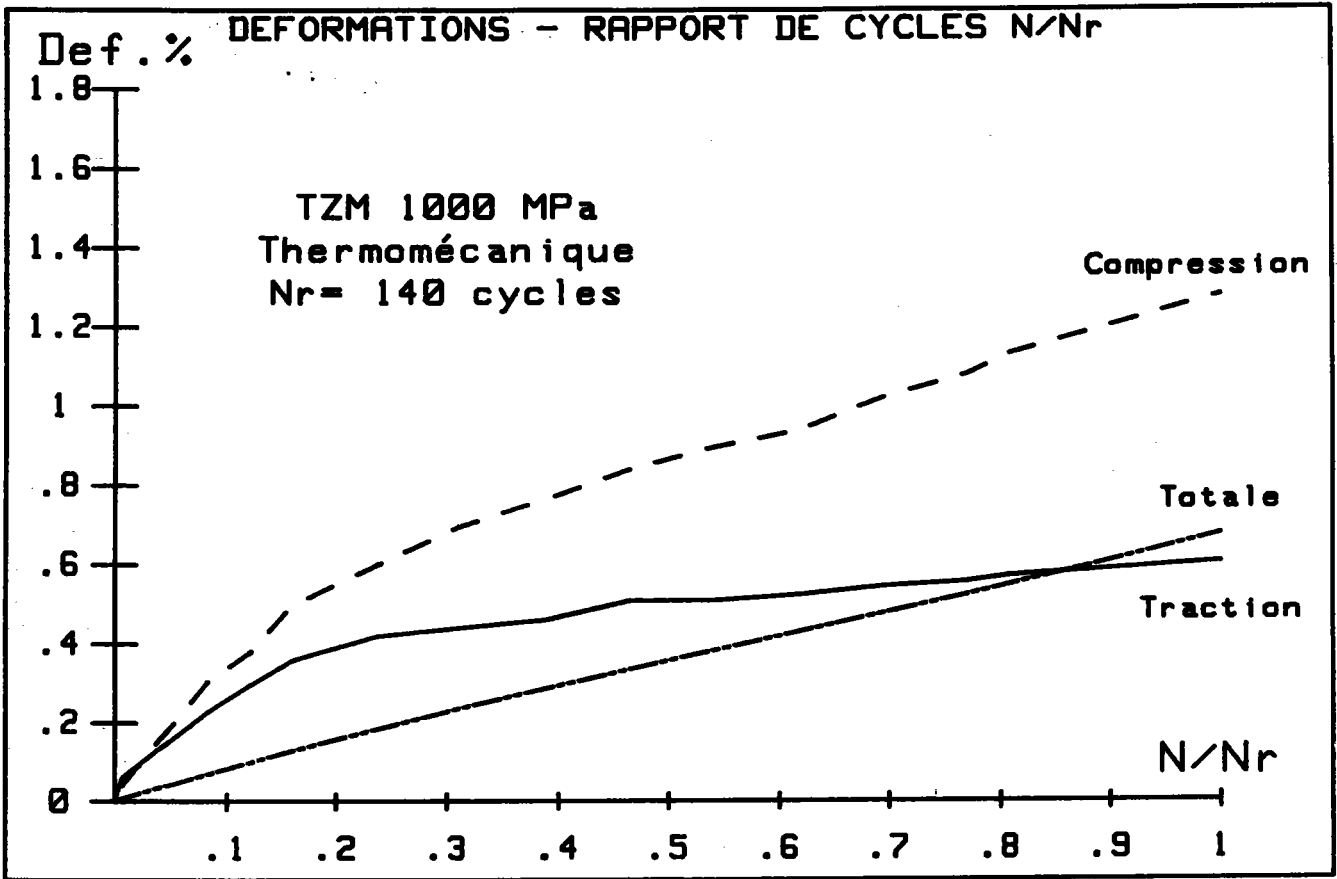


FIGURE 56

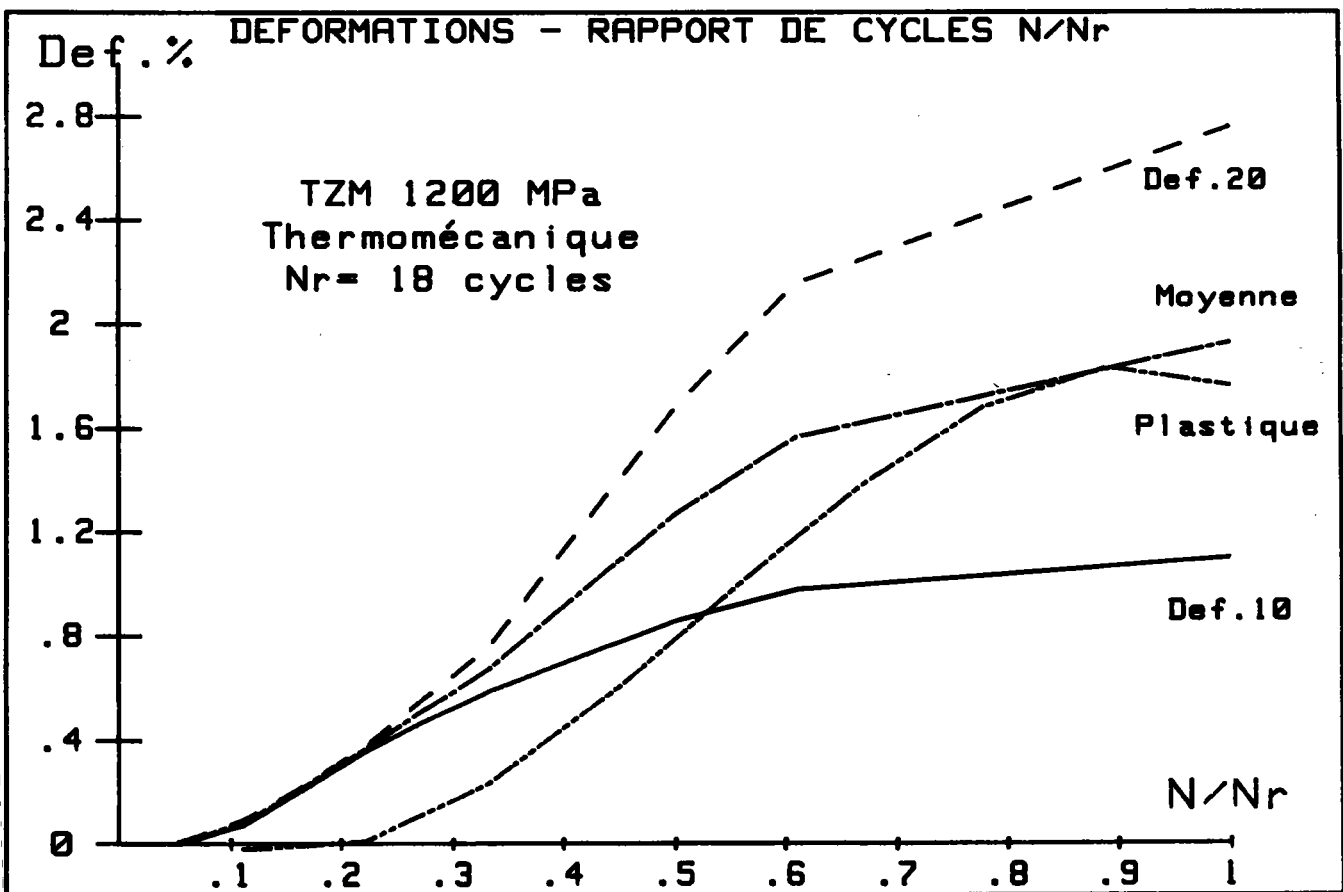
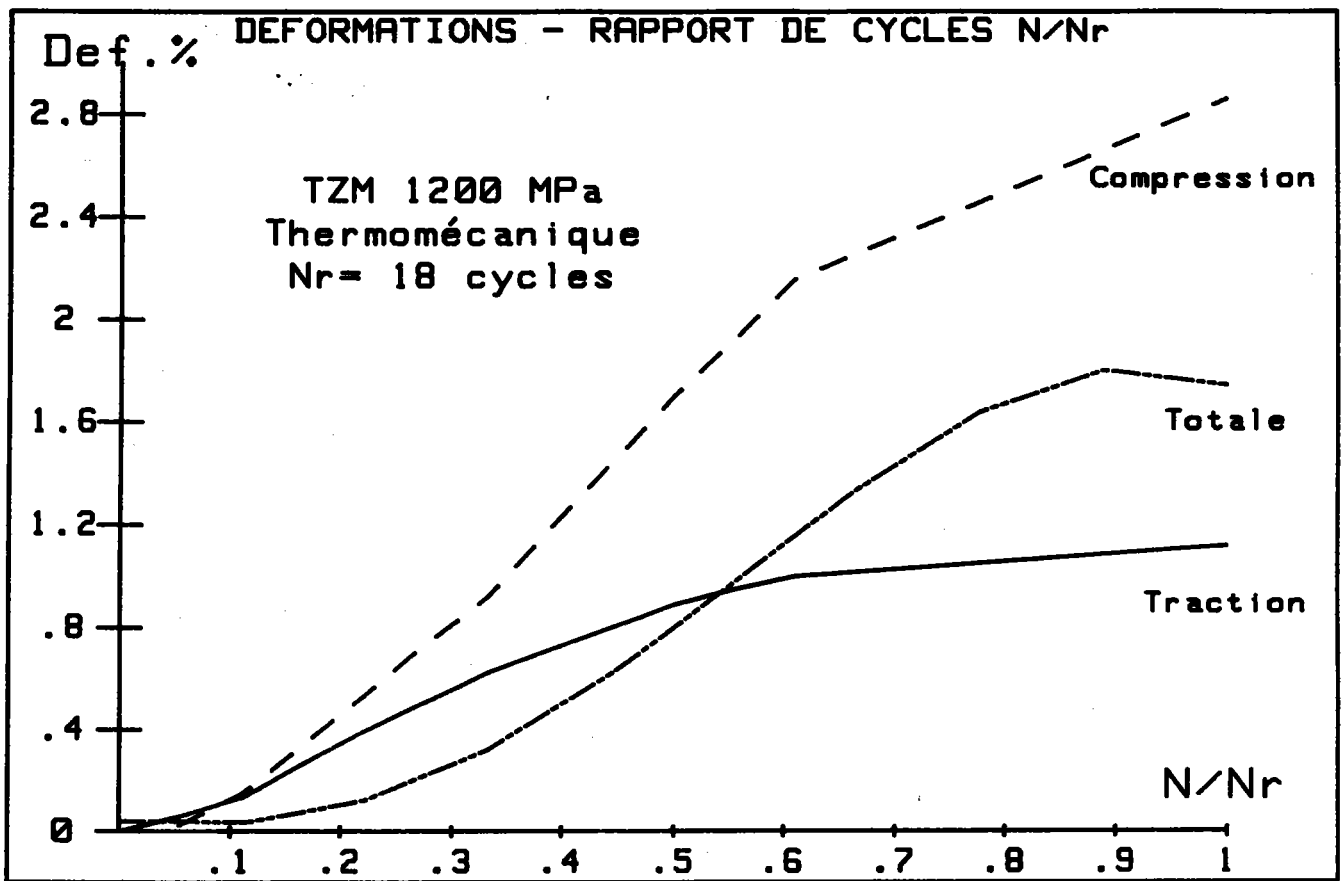


FIGURE 57

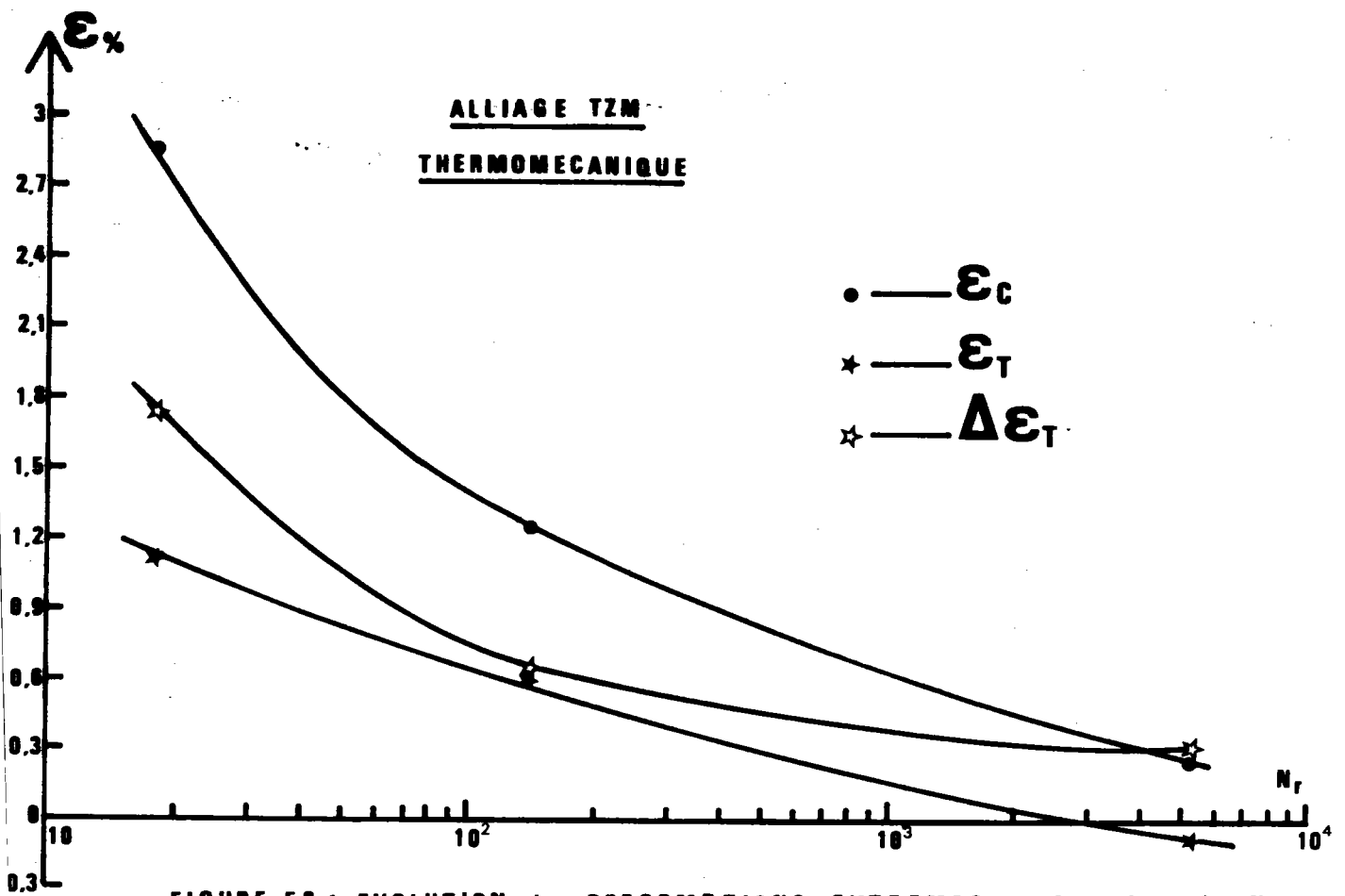


FIGURE 58 : EVOLUTION des DEFORMATIONS EXTREMES en fonction de N_r

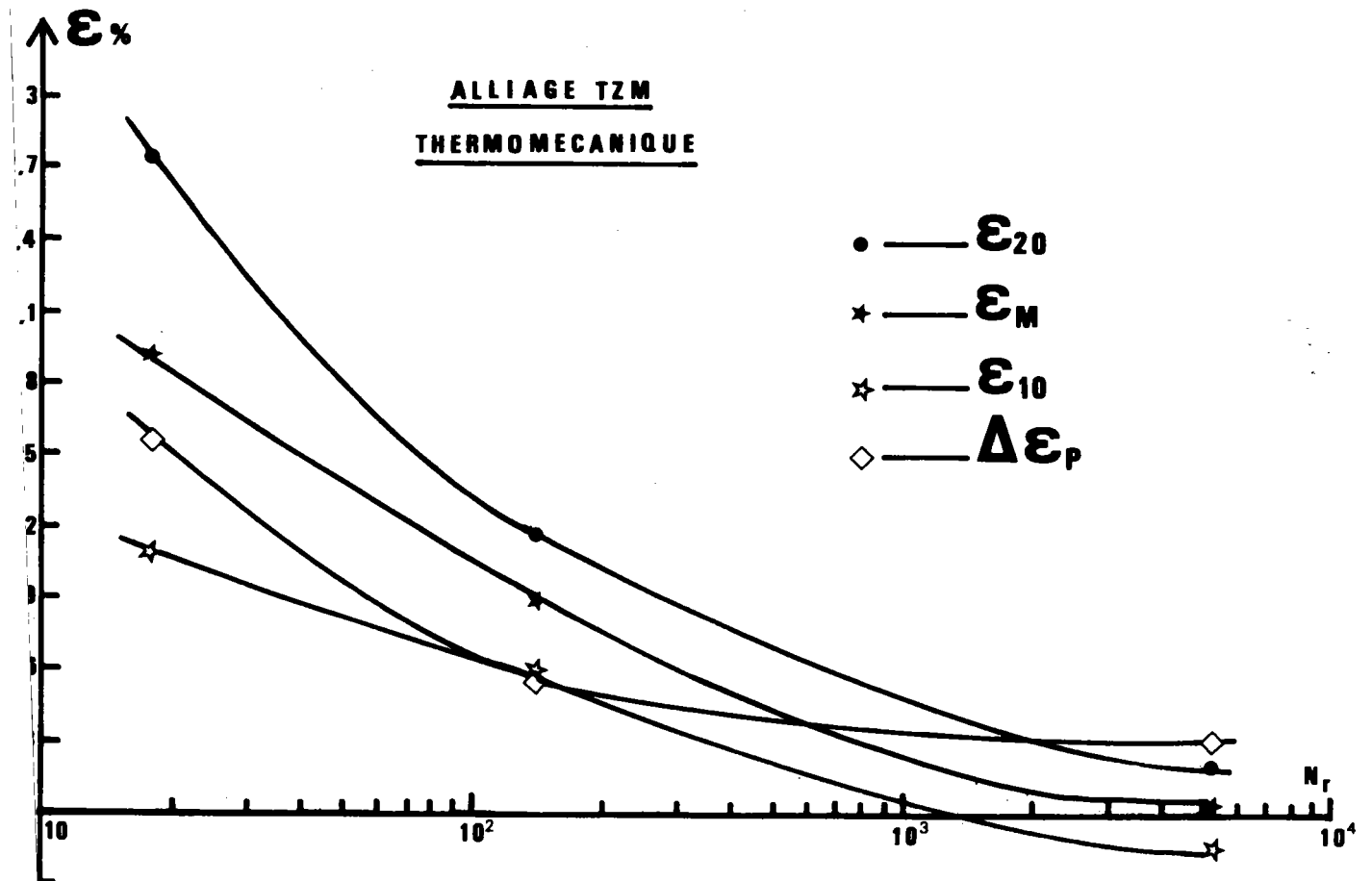


FIGURE 59 : EVOLUTION des DEFORMATIONS EXTREMES en fonction de N_r

3 - 4 - 2 - 2) Essais isothermes :

Des essais isothermes, aux températures extrêmes du cycle thermique, ont été menés, avec des amplitudes de contrainte appliquée de 800, 1000 et 1200 MPa. Les durées de vie obtenues étant reportées tableau 14.

A) Essais à 500° C :

De même que précédemment, il existe un effet de rochet. Suivant le niveau de contrainte appliquée, les boucles d'hystérésis obtenues ont tendance à se déplacer vers les valeurs positives, et/ou vers les valeurs négatives de déformations. Le tableau 18 résume cette évolution.

Essai	Durée boucles ouvertes (% de N_r)	Sens de déplacement	Durée de déplacement (% de N_r)
800 MPa	0,1	1 → ← 2 3 →	0,5 - 0,5 - 99
1000 MPa	100	→	100
1200 MPa	100 *	→	100

* (fortement ouvertes)

Tableau 18 : Description de l'évolution des boucles d'hystérésis à 500° C.

Les figures 60 et 61 représentent l'évolution des déformations telles que définies figure 54 en fonction du nombre de cycles dans le cas des essais à 800 MPa, cette évolution est plus régulière que précédemment, alors qu'à 1000 MPa, les courbes présentent un brusque décrochement aux alentours de 3 % du rapport N/N_r , de plus l'évolution des déformations plastique et totale n'est plus linéaire comme dans le cas de l'essai thermomécanique, par contre le matériau s'adoucit toujours cycliquement. Le tableau 19 résume le comportement cyclique du matériau suivant l'amplitude de contrainte imposée.

Essai	Ecrouissage	Adoucissement
800 MPa	de 0,5 à 1 % de N/N_r	de 0 à 0,5 % de N/N_r de 1 à 100% de N/N_r
1000 MPa	/	100 % de N/N_r
1200 MPa	/	100 % de N/N_r

Tableau 19 : Comportement cyclique de l'alliage TZM à 500° C.

Le tableau 20 indique les valeurs extrêmes des déformations atteintes avant rupture suivant l'amplitude de contrainte imposée et les figures 62 et 63 représentent cette évolution en fonction de N_R .

Essai	ϵ_t ‰	ϵ_c ‰	$\Delta\epsilon_t$ ‰	ϵ_{10} ‰	ϵ_{20} ‰	ϵ_m ‰	$\Delta\epsilon_p$ ‰
800 MPa	1,089	1,638	0,549	1,147	1,55	1,35	0,402
1000 MPa	1,18	2,04	0,86	1,26	1,99	1,63	0,79
1200 MPa	1,53	2,9	1,37	1,6	2,95	2,27	1,35

Tableau 20 : Valeurs des déformations avant rupture à 500° C.

L'évolution des déformations extrêmes n'est pas linéaire en fonction du nombre de cycles à rupture N_R , et les valeurs des déformations atteintes à 500° C sont supérieures à celles atteintes en conditions thermomécaniques. De plus le matériau s'écrouit moins sous conditions isothermes à 500° C.

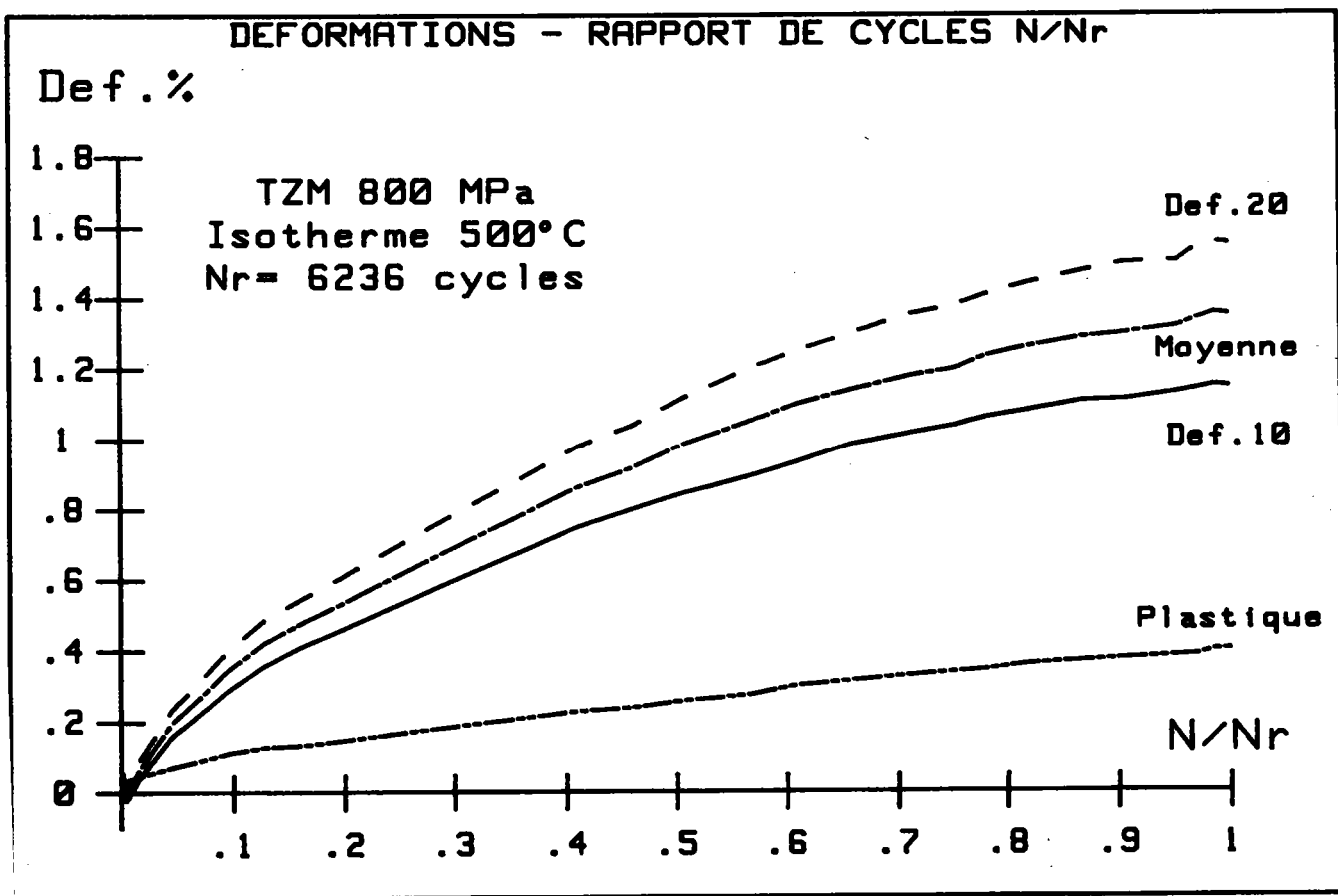
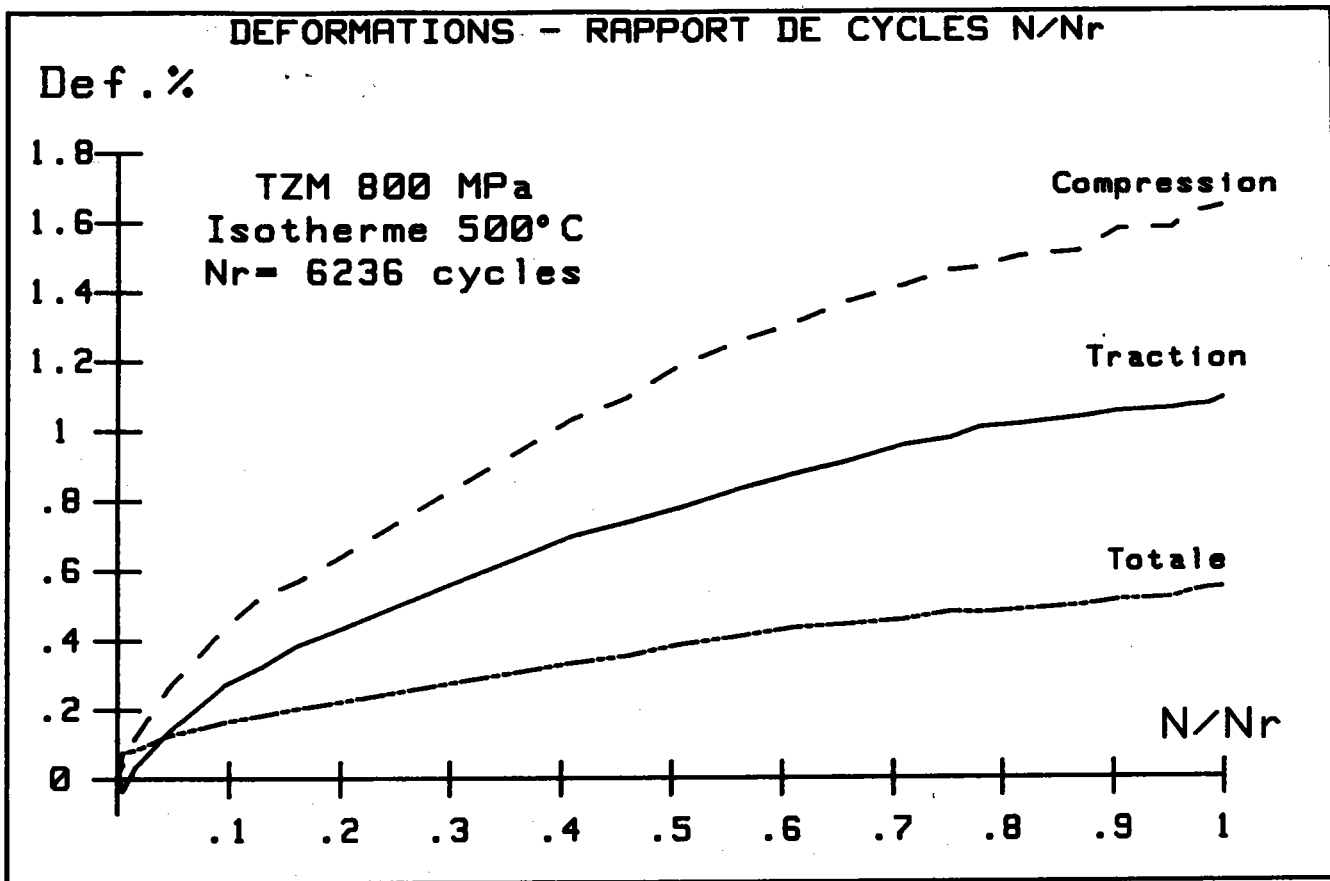


FIGURE 60

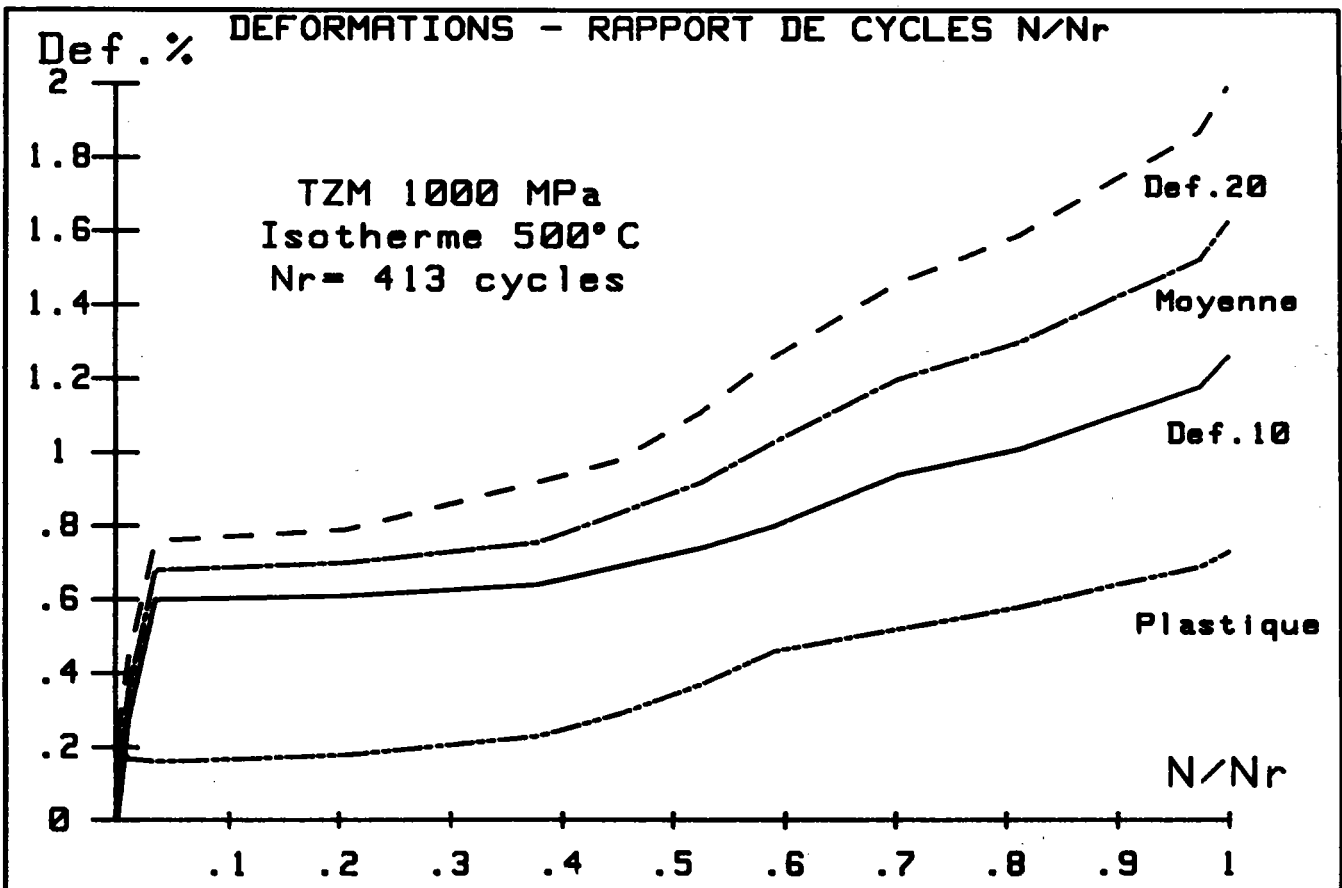
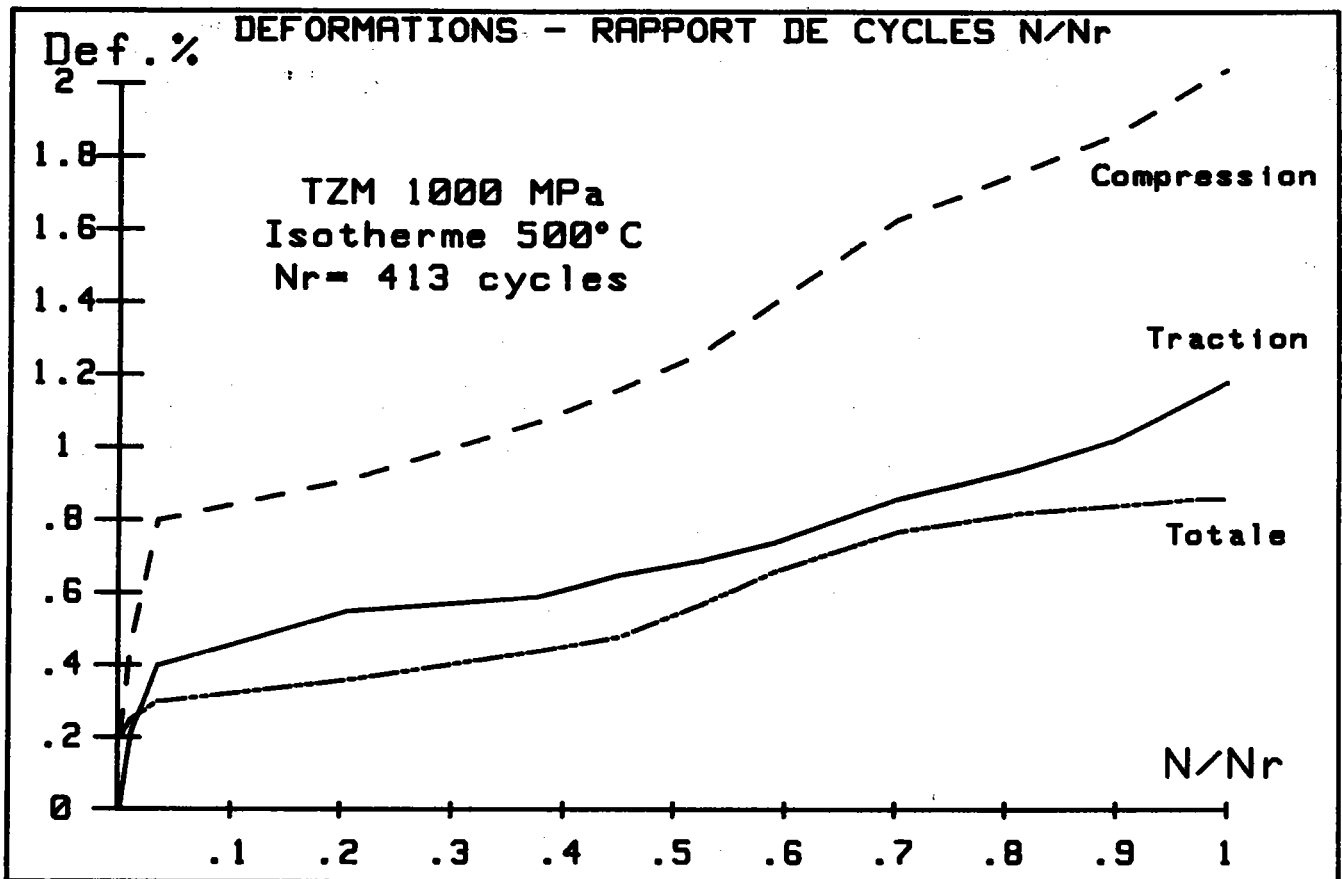


FIGURE 61

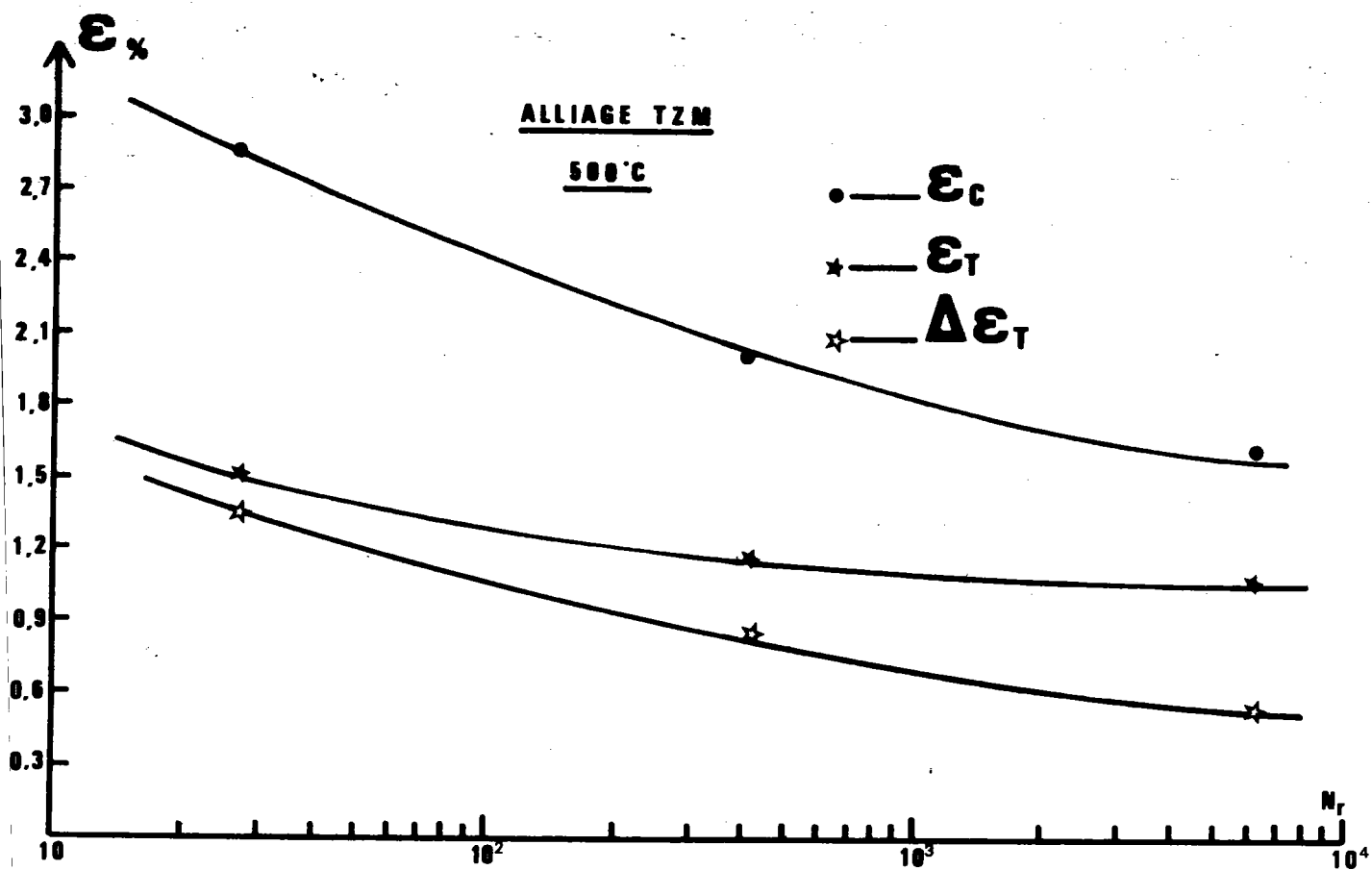


FIGURE 62 : EVOLUTION des DEFORMATIONS EXTREMES en fonction de N_r

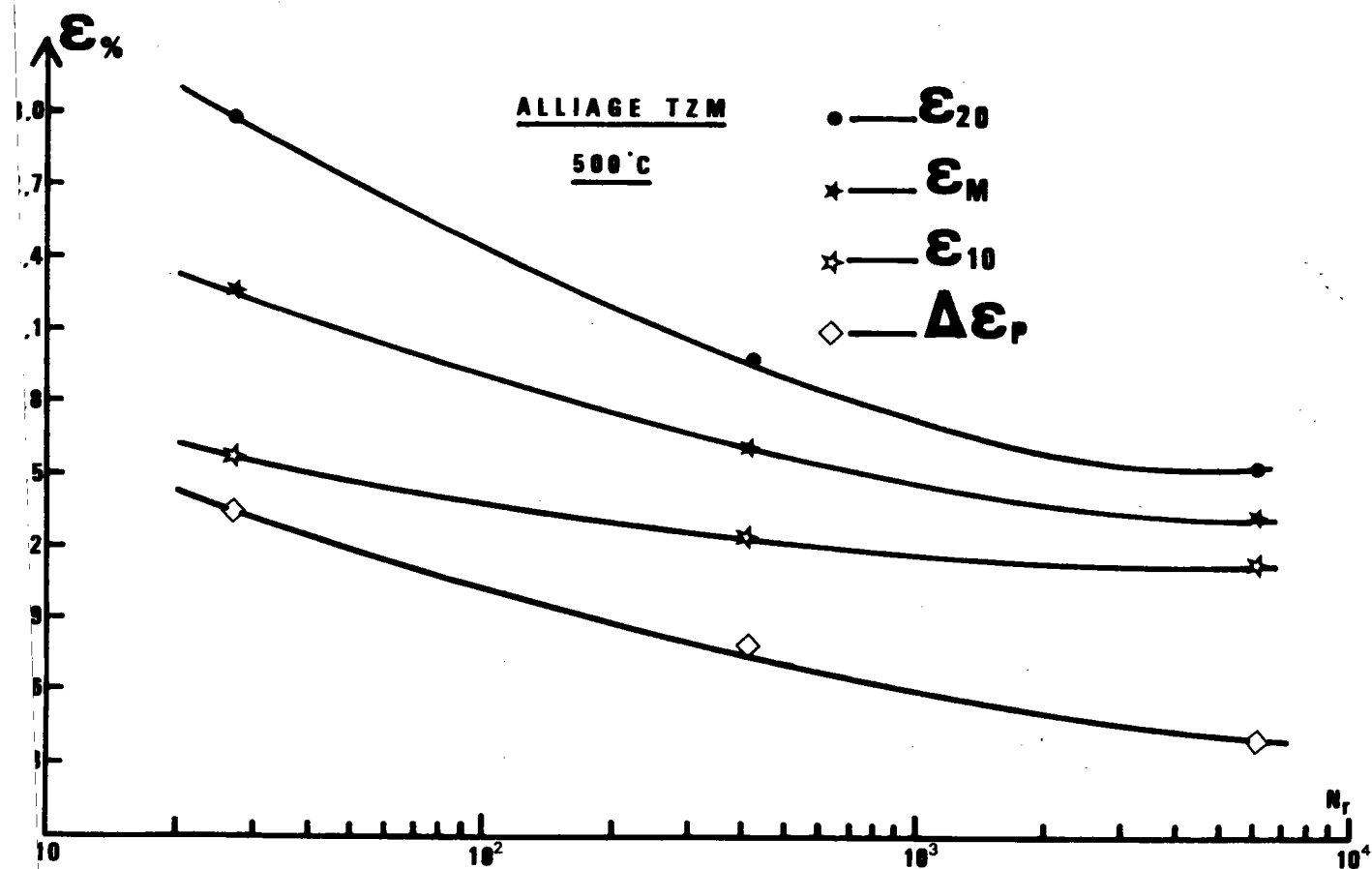


FIGURE 63 : EVOLUTION des DEFORMATIONS EXTREMES en fonction de N_r

B) Essais à 350° C :

L'effet de rochet est également apparent et les boucles d'hystérésis ont tendance à s'inverser comme décrit précédemment. Le tableau 21 résume cette évolution.

Essai	Durée boucles ouvertes (% de N_r)	Sens de déplacement	Durée de déplacement (% de N_r)
800 MPa	0,3	← 2 →	2 - 98
1000 MPa	50	← 2 →	9 - 91
1200 MPa	100	→	100

Tableau 21 : Evolution des boucles d'hystérésis à 350° C.

Les figures 64 et 65 représentent l'évolution des déformations comme définies figure 54, en fonction du rapport de cycles N/N_r dans le cas des essais à 800 MPa et 1000 MPa ; cette évolution étant fortement non-linéaire. Le tableau 22 résume le comportement cyclique du matériau.

Essai	Ecrouissage	Adoucissement
800 MPa	de 1 à 9 % de N/N_r	de 0 à 1 % de N/N_r de 9 à 100% de N/N_r
1000 MPa	de 0 à 10 % de N/N_r	de 10 à 100% de N/N_r
1200 MPa	/	100 % de N/N_r

Tableau 22 : Comportement cyclique de l'alliage TZM à 350° C.

Notons également que le matériau s'adoucit fortement avant rupture, surtout dans le cas de l'essai à 800 MPa.

Le tableau 23 présente les valeurs extrêmes des déformations atteintes avant rupture ; ces résultats sont reportés figures 66 et 67.

Essai	ϵ_t %	ϵ_c %	$\Delta\epsilon_t$ %	ϵ_{10} %	ϵ_{20} %	ϵ_m %	$\Delta\epsilon_p$ %
800 MPa	1,1	2,11	1,01	1,45	2,11	1,78	0,66
1000 MPa	1,14	1,98	0,84	1,1	1,88	1,49	0,78
1200 MPa	1,32	2,5	1,18	1,4	2,4	1,9	1

Tableau 23 : Valeurs des déformations avant rupture à 350° C.

L'évolution de ces déformations est fortement non-linéaire, de plus il apparait que les déformations obtenues avant rupture lors des essais à 800 MPa sont supérieures à celles obtenues à 1000 MPa.

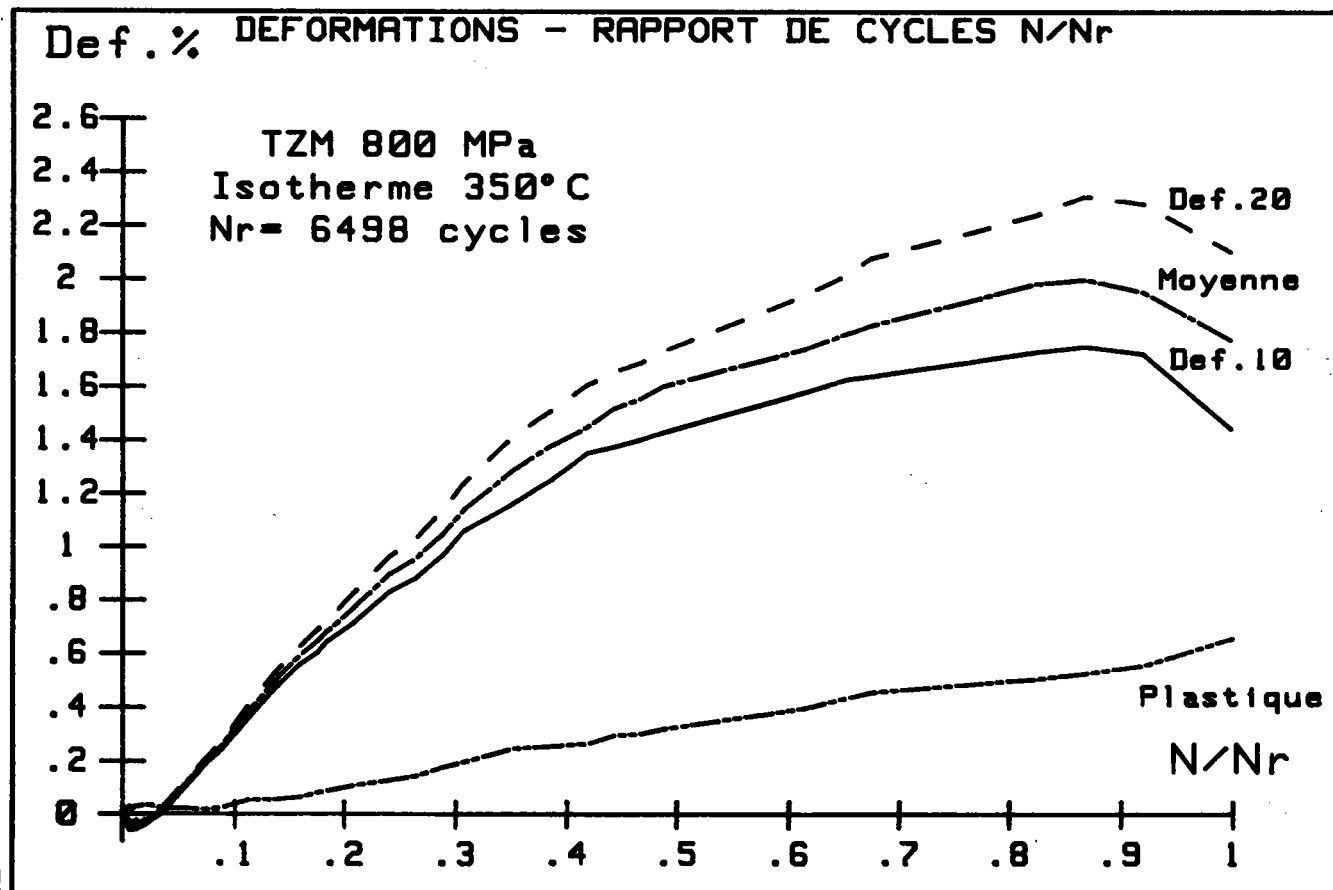
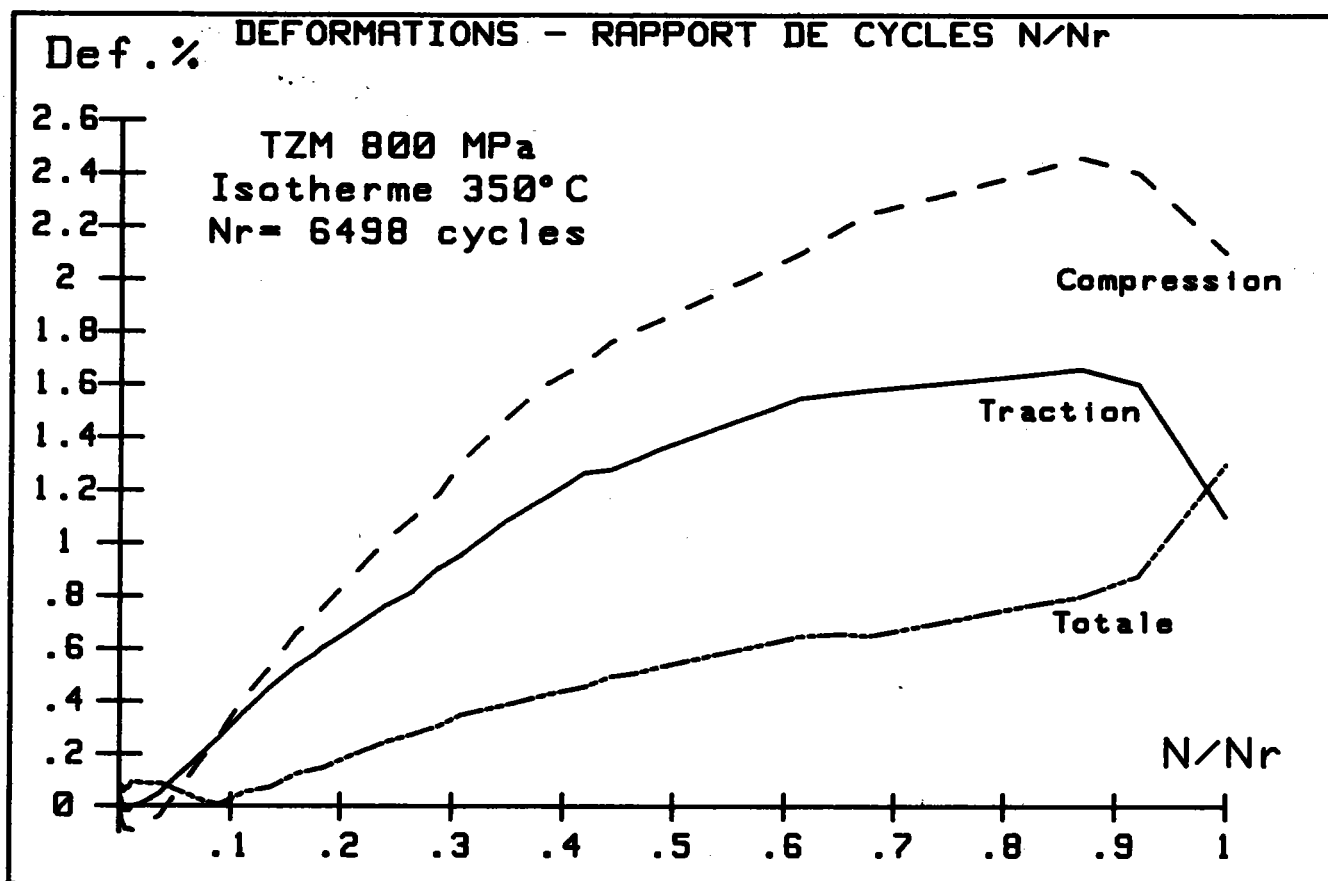


FIGURE 64

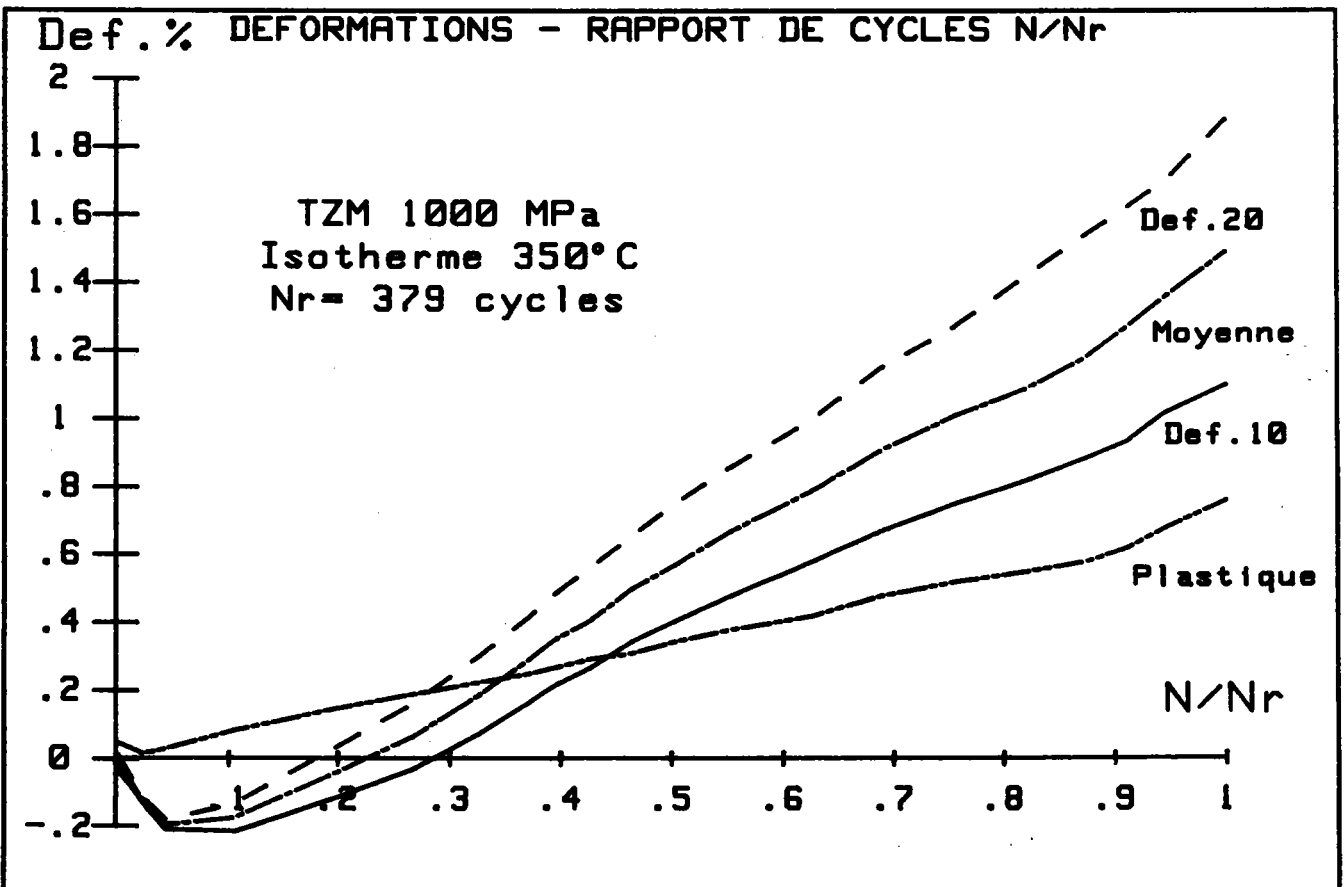
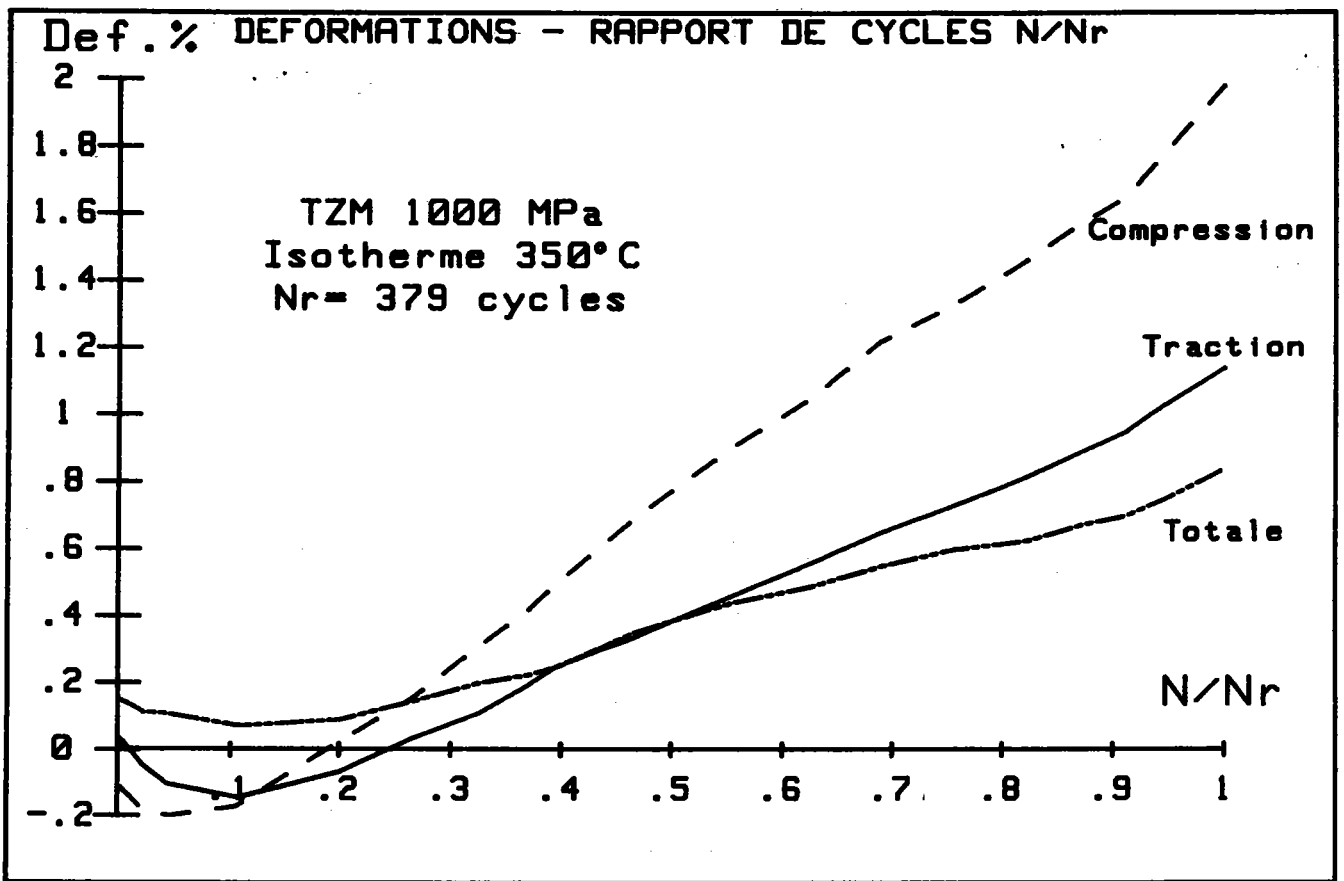


FIGURE 65

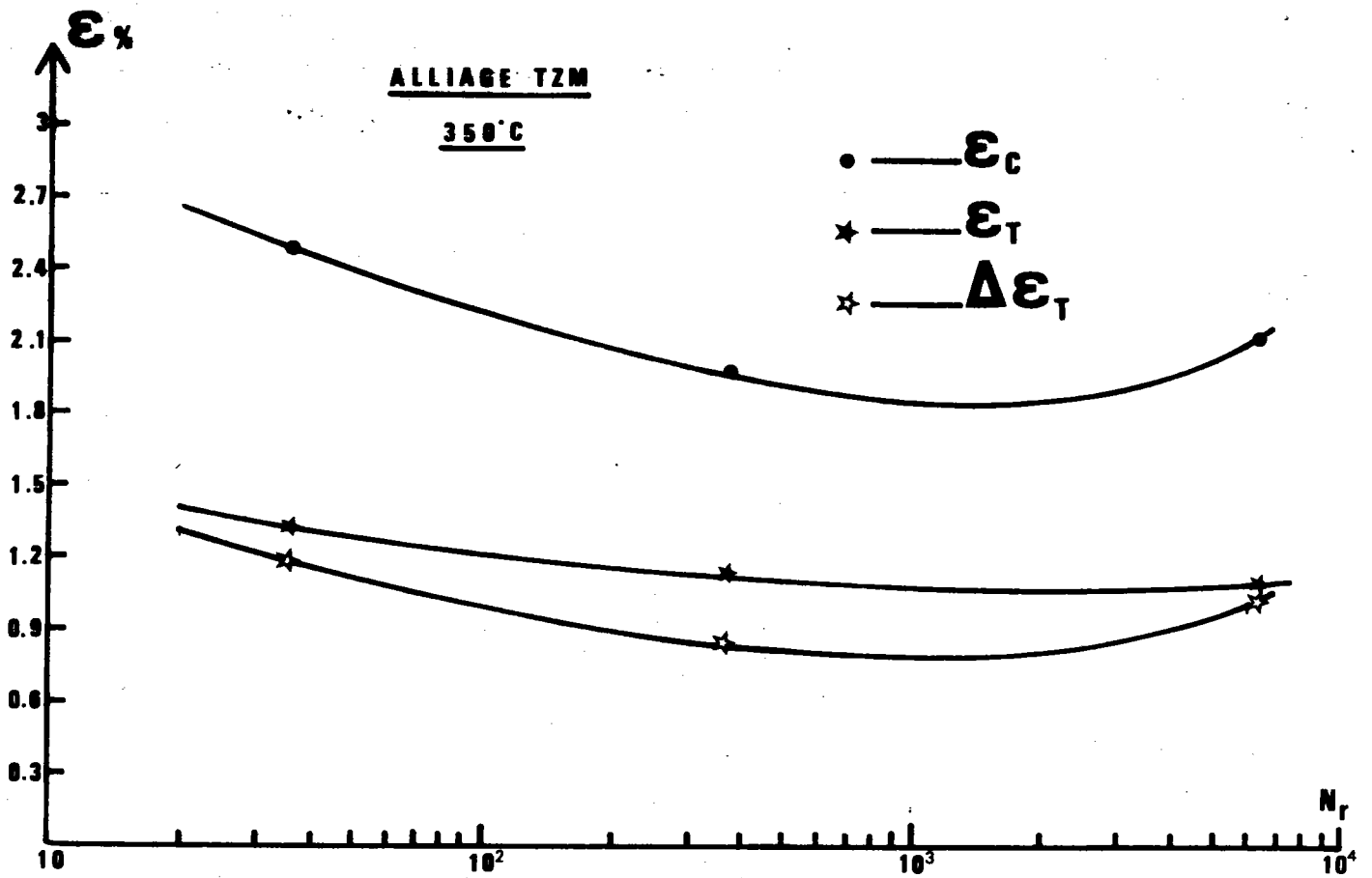


FIGURE 66 : EVOLUTION des DEFORMATIONS EXTREMES en fonction de N_r

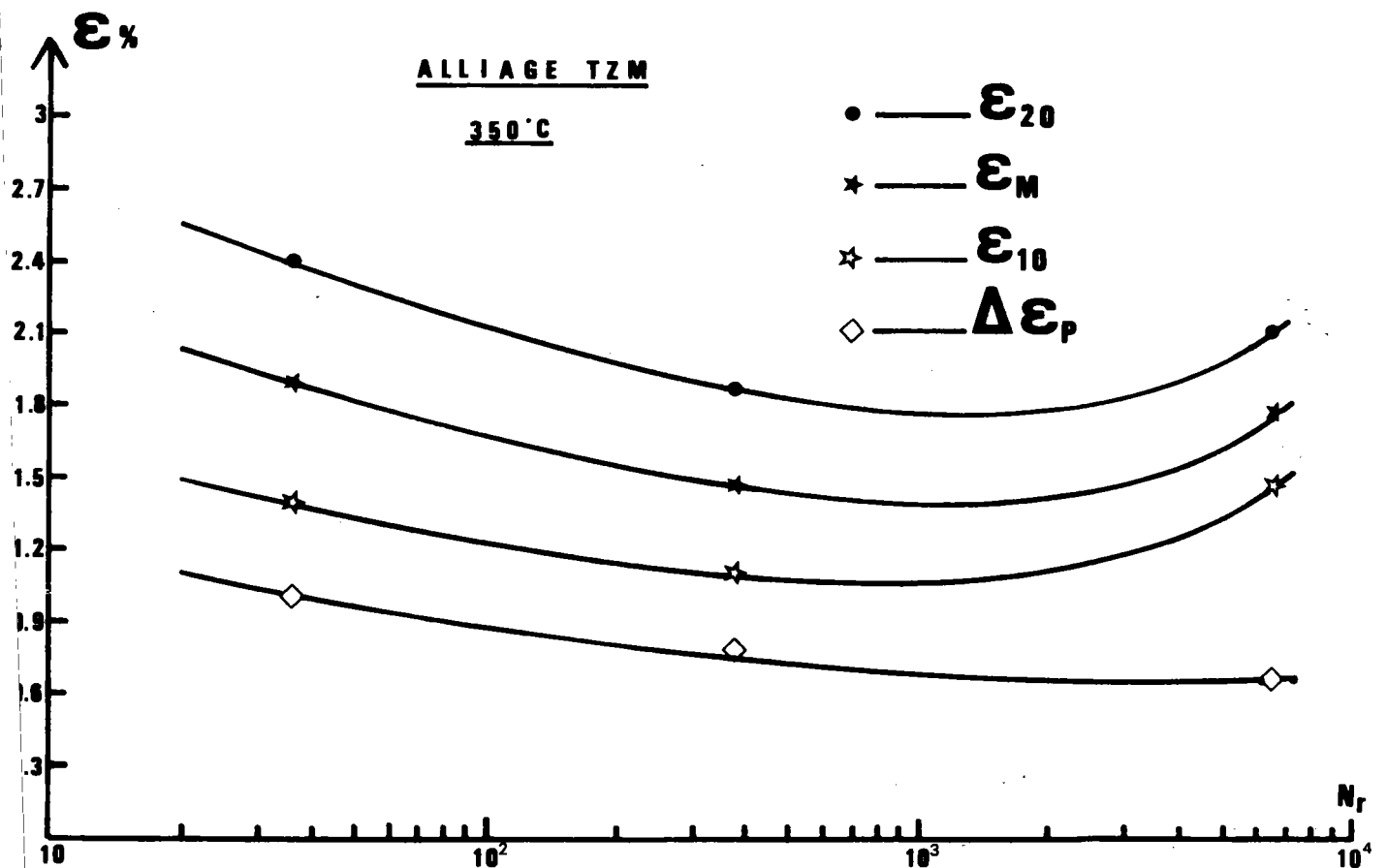


FIGURE 67 : EVOLUTION des DEFORMATIONS EXTREMES en fonction de N_r

3-4-2-3) Comparaison :

L'alliage TZM est fortement sensible aux effets de la fatigue thermomécanique ; en effet les durées de vie obtenues dans ce type d'essais sont inférieures à celle obtenues en conditions isothermes.

Le comportement de l'alliage est différent suivant le type d'essai effectué (isotherme ou thermomécanique) ; les boucles d'hystérésis n'évoluent pas de façon similaire avec toutefois un effet de rochet toujours présent.

Les déformations plastiques atteintes avant rupture sont plus importantes, à 800 et 1000 MPa, dans le cas de l'essai isotherme à 500° C que lors des autres essais, alors qu'à 1200 MPa, c'est en conditions thermomécaniques que la déformation plastique est supérieure aux autres cas. Le niveau de température contribue donc à la plastification du matériau ainsi qu'à l'évolution de son comportement du point de vue écrouissage, adoucissement ; il conditionne de plus l'effet de rochet.

3 - 4 - 3) Dommmages :3 - 4 - 3 - 1) Dommmage plastique :

De même que dans l'étude précédente, nous définissons un critère de dommage dit "plastique" De tel que :

$$De = (\Delta\varepsilon_{pi} - \Delta\varepsilon_{po}) / (\Delta\varepsilon_{pf} - \Delta\varepsilon_{po}) \quad (106)$$

La figure 68 représente l'évolution de ce dommage durant les trois types d'essais à 1000 MPa ainsi que sous conditions isothermes à 800 MPa et thermomécaniques à 1200 MPa d'amplitude de contrainte imposée.

Cette évolution, mis à part le cas à 1000 MPa n'est pas linéaire, elle est composée de deux ou trois domaines suivant le type d'essai. Le tableau 24 résume l'évolution de chaque stade en précisant la durée de celui-ci ainsi que le pourcentage de dommage atteint .

Essai	Stade I	De	Stade II	De	Stade III	De
800 MPa 500° C	12 %	25 %	88 %	75 %	/	/
800 MPa 350° C	10 %	4 %	75 %	74 %	15 %	22 %
1000 MPa 500° C	22 %	8 %	78 %	92 %		
1000 MPa 350° C	/	/	80 %	77 %	20 %	23 %
1000 MPa thermo	/	/	100 %	100%	/	/
1200 MPa thermo	22 %	0	39 %	71 %	39 %	29 %

Tableau 24 : Evolution du dommage plastique dans le cas des essais à contrainte imposée sur alliage TZM.

Bien que les durées de chaque stade soient différentes, l'endommagement du matériau dans le second domaine est quasi identique dans la majorité des cas (800 MPa à 350 et 500° C, 1000 MPa à 350° C et 1200 MPa en conditions thermomécaniques).

D'une façon générale, la plus grande partie du dommage est obtenue durant le second stade de son évolution. Aucune autre similitude n'apparaît entre les différents essais.

Signalons enfin que les évolutions du dommage lors des essais isothermes à 1200 MPa ainsi que thermomécanique à 800 MPa. ne sont pas représentés du fait que les valeurs de dommage atteinte tendent à être négatives ou très supérieures à 1 ; ce qui physiquement est difficilement compréhensible.

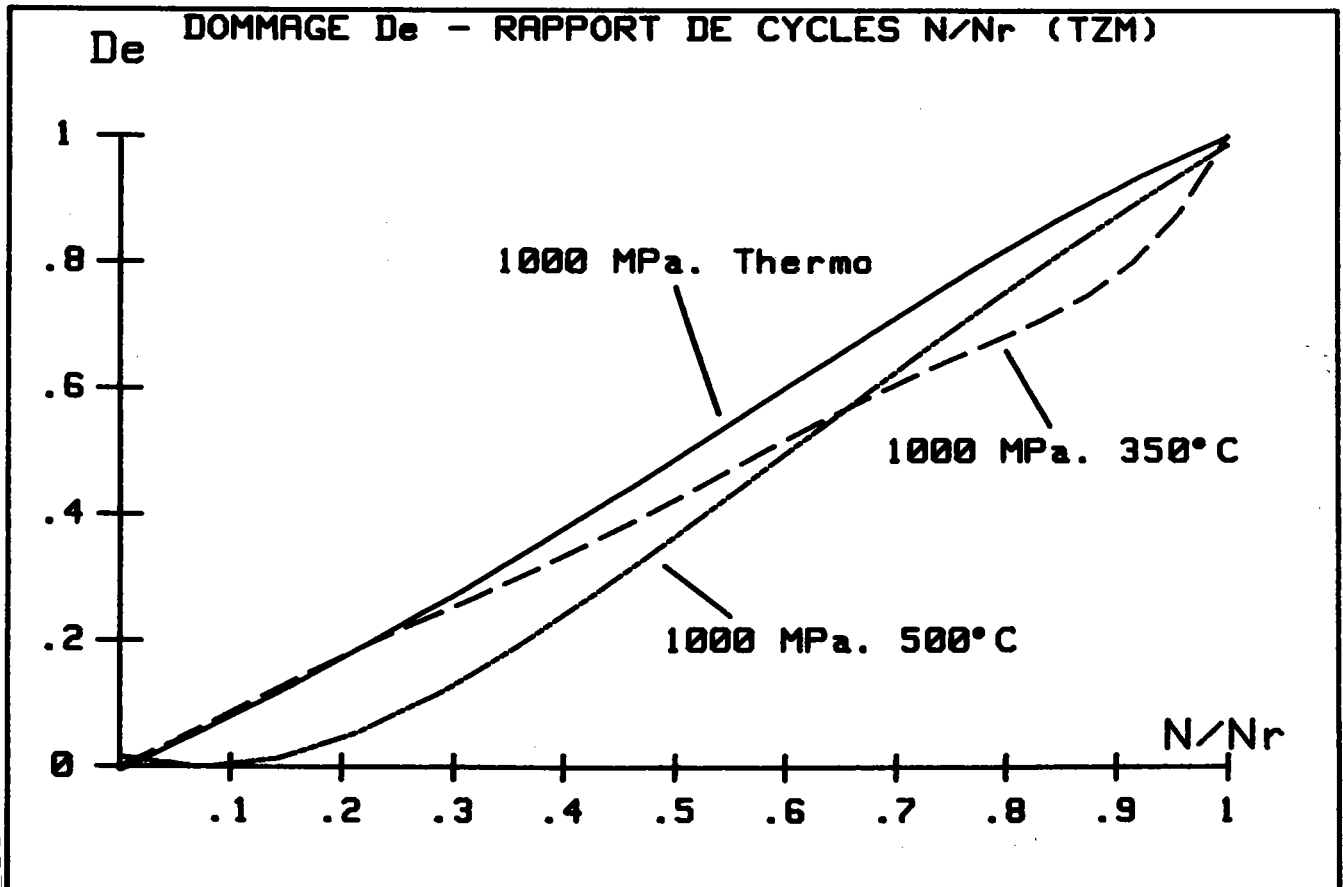
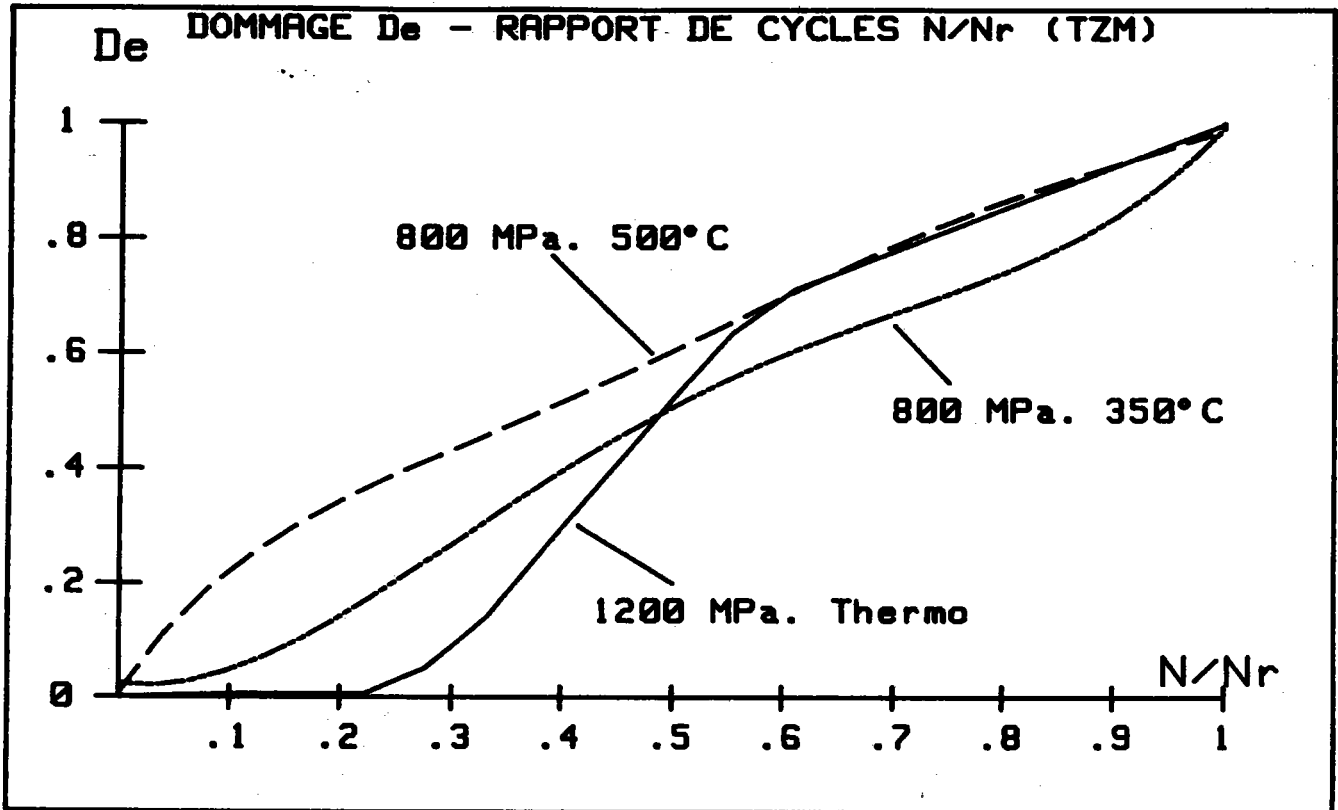


FIGURE 68

3 - 4 - 3 - 2) Dommmage selon Chaboche :

Chaboche /32/ considère que la loi cyclique est une fonction puissance du type :

$$\Delta\varepsilon_p = [\Delta\sigma/K_C (1 - D)]^{m_C} \quad (107)$$

avec $\Delta\varepsilon_p$ étant l'amplitude de déformation plastique, m_C et K_C des coefficients dépendant du matériau et des conditions d'essai, déterminés au cycle stabilisé, pour lequel, suivant l'auteur, le dommage D est nul. Dans ce cas, l'amplitude de déformation plastique $\Delta\varepsilon_p^*$ s'écrit :

$$\Delta\varepsilon_p^* = (\Delta\sigma/K_C)^{m_C} \quad (108)$$

En reportant ces différents résultats d'essais dans un diagramme $\Delta\sigma = f(\Delta\varepsilon_p^*)$ au cycle stabilisé, nous déterminons K_C et m_C . Puis, en combinant ces deux équations, nous obtenons une première loi présentée par Chaboche /32/ qui exprime l'évolution de l'endommagement, selon l'équation

$$D = 1 - [\Delta\varepsilon_p^*/\Delta\varepsilon_p]^{1/m_C} \quad (109)$$

Dans le cas de l'alliage TZM, du fait que nous n'avons pas de phénomène de stabilisation des boucles d'hystérésis, nous considérerons la déformation plastique à mi-durée de vie du matériau afin de déterminer les coefficients K_C et m_C nécessaires à la définition du dommage ; ceux-ci sont reportés tableau 25.

Essai	Iso 500° C	Iso 350° C	Thermomécanique
K_C	1091,4	598,4	1741,8
m_C	2,301	2,893	1,917

Tableau 25 : Valeurs de K_C et m_C suivant le type d'essai effectué.

L'évolution du dommage ainsi défini est reportée figure 69 pour chaque type d'essai.

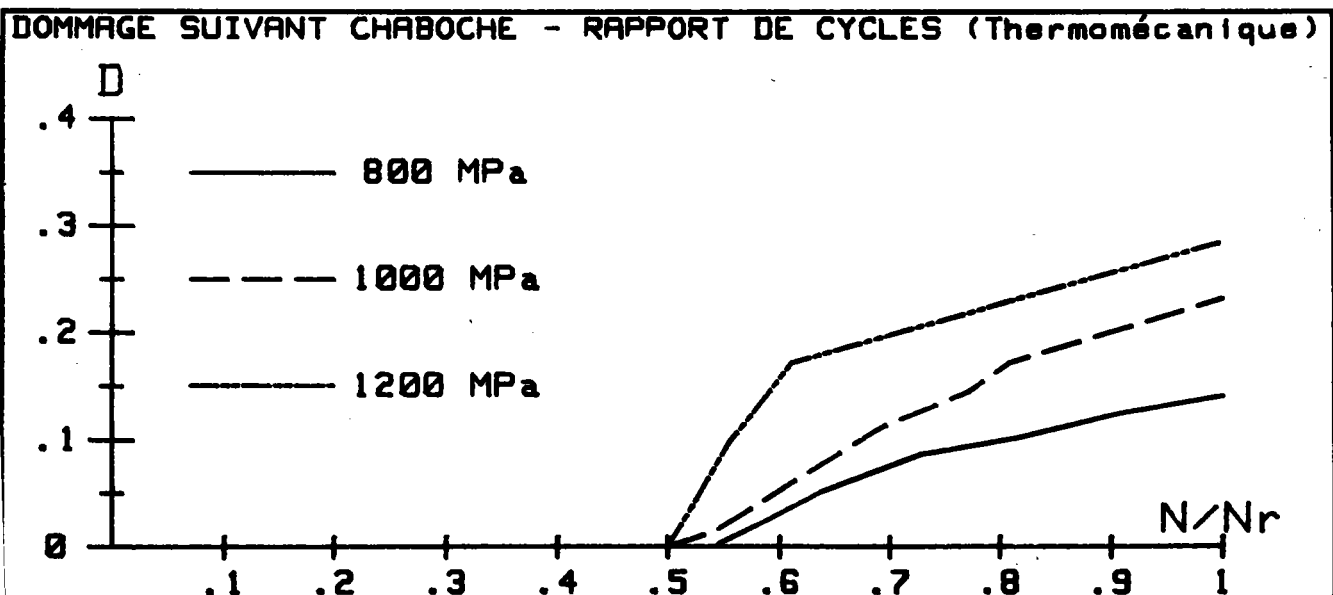
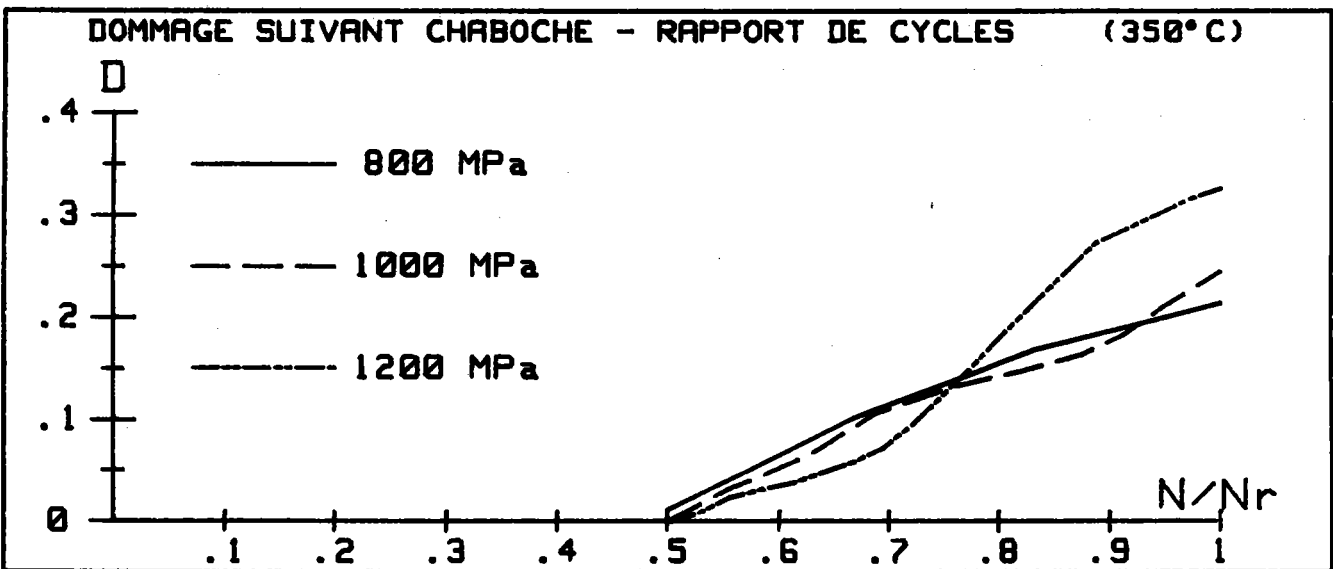
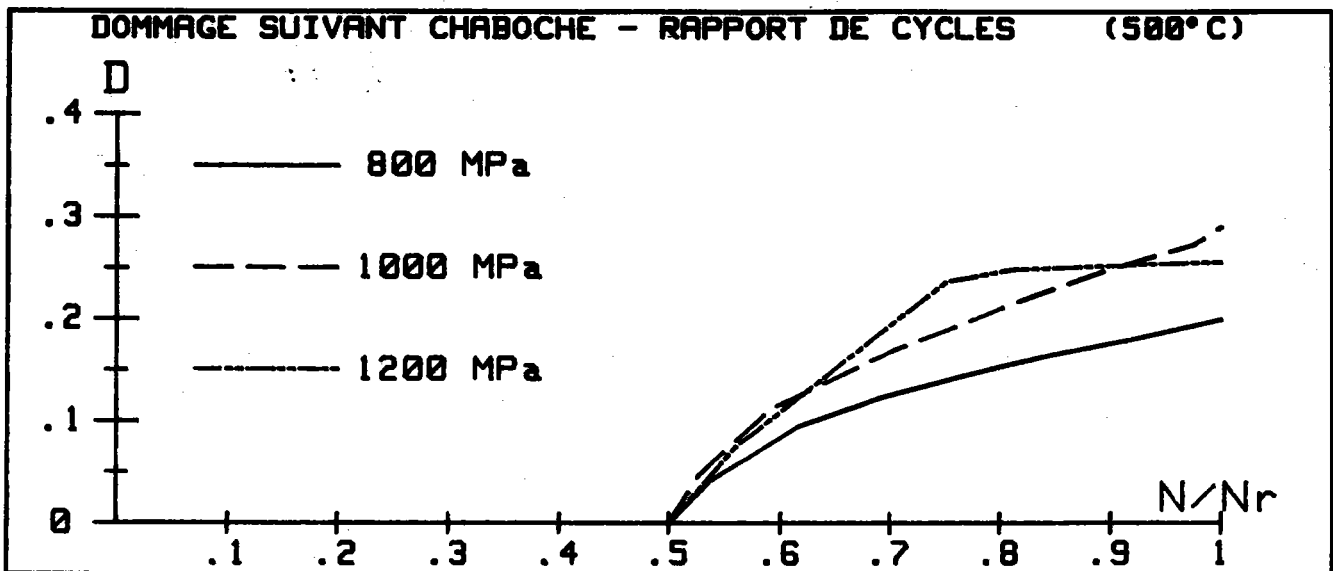


FIGURE 69

L'évolution qui est fortement non-linéaire, ainsi que le niveau de dommage atteint à rupture ont différents dans chaque cas (tableau 26).

Essai	350° C			500° C			Thermomécanique		
	800 MPa	1000 MPa	1200 MPa	800 MPa	1000 MPa	1200 MPa	800 MPa	1000 MPa	1200 MPa
D	21%	24,2%	32,5%	20%	28,7%	25,6%	21%	24,2%	32,5%

Tableau 26 : Valeurs de dommage obtenues à rupture.

Le niveau de dommage atteint à rupture croît en fonction de la contrainte appliquée, mis à part dans le cas des essais isothermes à 500° C où le niveau maximum est atteint pour une amplitude de contrainte appliquée de 1000 MPa.

Signalons que l'allure des courbes obtenues dans le cas de l'alliage TZM n'est pas conforme à celles généralement observées par l'auteur /32/, telles que décrites dans le chapitre premier, ce qui interdit toute modélisation de la durée de vie suivant la théorie de Chaboche /32/.

Les valeurs extrêmes de dommage atteintes avant rupture ne sont pas tangentes à 1 comme signalé par l'auteur /32/. De plus à la vue de l'allure des courbes obtenues (figure 69), il s'avère que plus on s'approche de la rupture, moins le matériau s'endommage rapidement ; ce qui physiquement n'est pas cohérent.

La théorie de l'endommagement telle que présentée par Chaboche /32/, suivant la relation (109), ne semble pas adaptée à l'alliage TZM en essais de fatigue oligocyclique isotherme et thermomécanique.

3 - 4 - 4) Observations microscopiques :

A 800 MPa, sous conditions thermomécaniques, bien que le faciès présente une rupture fragile (photo 20), une zone semble indiquer un comportement plus ductile du matériau (photo 21), sur laquelle apparaît un grand nombre de fissures et d'inclusions. Le reste de l'éprouvette laisse apparaître du clivage (photo 22), caractéristique de la rupture fragile. Dans cette zone moins fragile, outre la présence d'inclusions nombreuses en Zircon, (photos 23 et 24), des stries de fatigue sont présentes (photo 25). Il apparaît donc que le matériau possède un comportement fragile, avec une zone de fatigue très réduite ; la fissure, une fois amorcée, se propage très rapidement à partir de la surface de l'éprouvette.

Sous une amplitude de contrainte appliquée de 1000 MPa, et sous conditions thermomécaniques, le matériau possède un comportement entièrement fragile (photo 26) et la rupture s'amorce à partir de la surface (photo 27). Dans les principales fissures se trouvent d'importants amas inclusionnaires composés de Cuivre, Zinc, Zircon, dénotant une relative inhomogénéité du matériau (photos 28 et 29).

En conditions isothermes à 500° C ainsi qu'à 350° C, sous une amplitude de contrainte de 1000 MPa, la rupture est entièrement fragile (photo 30), les fissures ont tendance à suivre les joints de grains (photo 21), et, de même que précédemment, des amas inclusionnaires ainsi que des inclusions de Zr, se trouvent dans certaines fissures alors qu'aucune strie n'apparaît.

En fatigue thermomécanique sous une amplitude de contrainte de 1200 MPa, de même que précédemment, la rupture est entièrement fragile (photo 32). La photo 33 représente une zone de clivage avec une fissure contenant des inclusions.

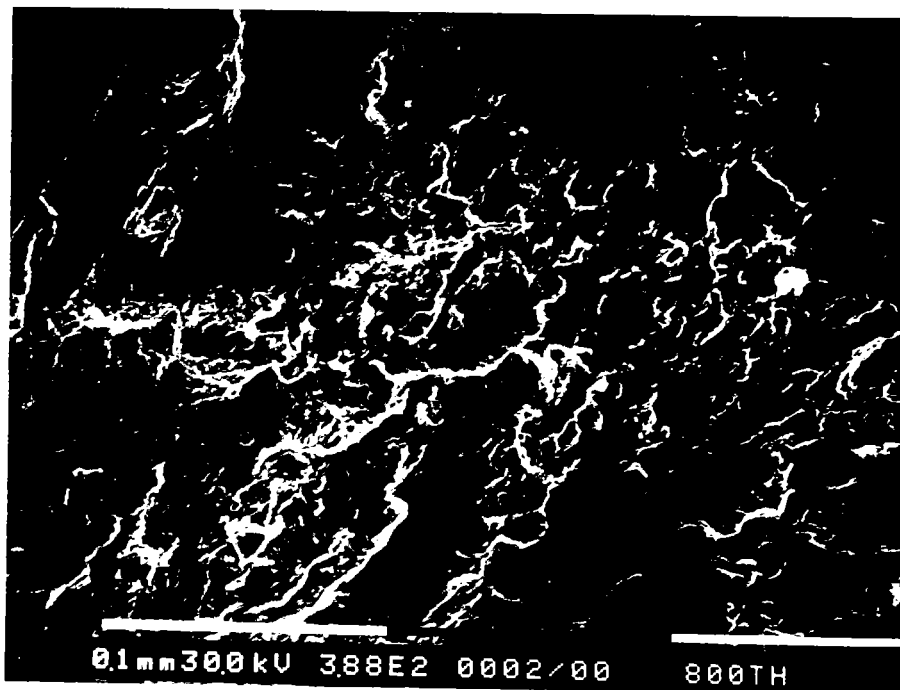
Notons également que la structure non homogène du matériau (amas inclusionnaires) se retrouve lors d'un essai de traction réalisé à froid (photos 34 et 35).

Quelque soit le type d'essai réalisé (isotherme ou thermomécanique), quelque soit l'amplitude de contrainte appliquée, l'alliage TZM est caractérisé par une rupture entièrement fragile, malgré une petite zone de fatigue apparaissant à 800 MPa. Cette fragilité semble de plus accrue par l'inhomogénéité du matériau.



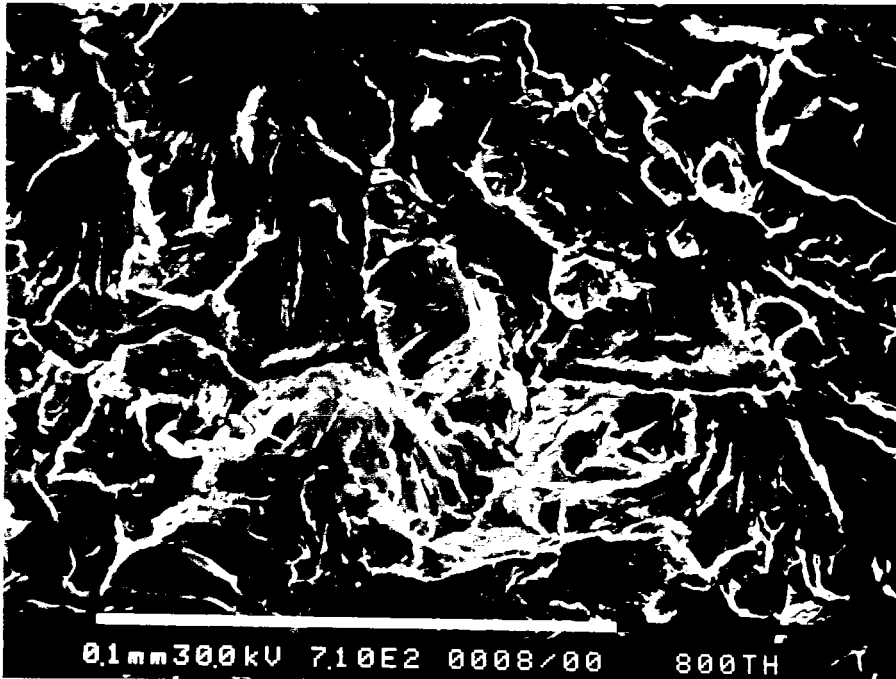
ALLIAGE TZM

PHOTO. 20: ESSAI à 800 MPa. THERMOMECHANIQUE
FACIES de RUPTURE



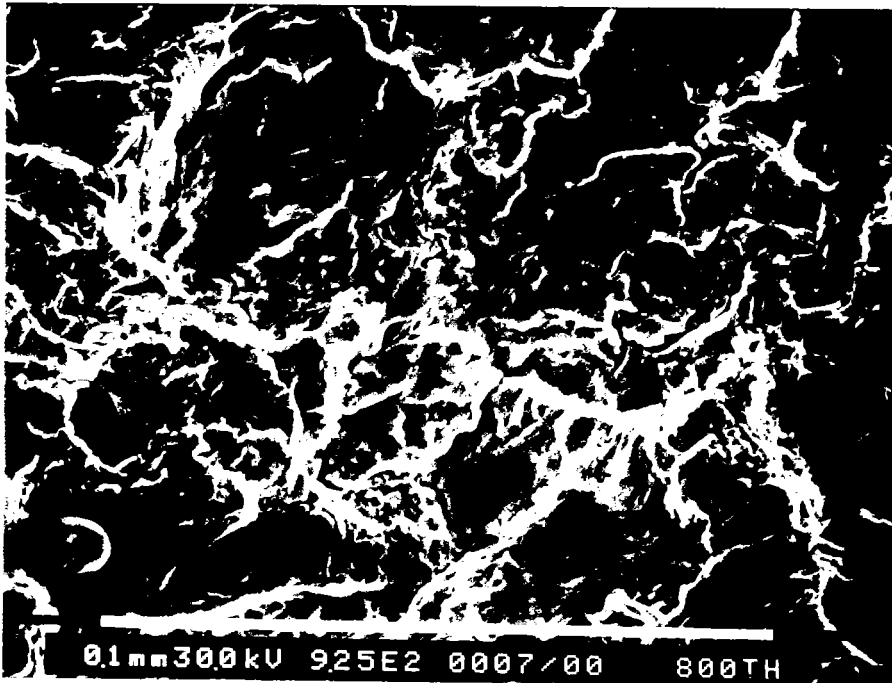
ALLIAGE TZM

PHOTO. 21: DETAIL de PHOTO 20 (QUART SUPERIEUR GAUCHE)



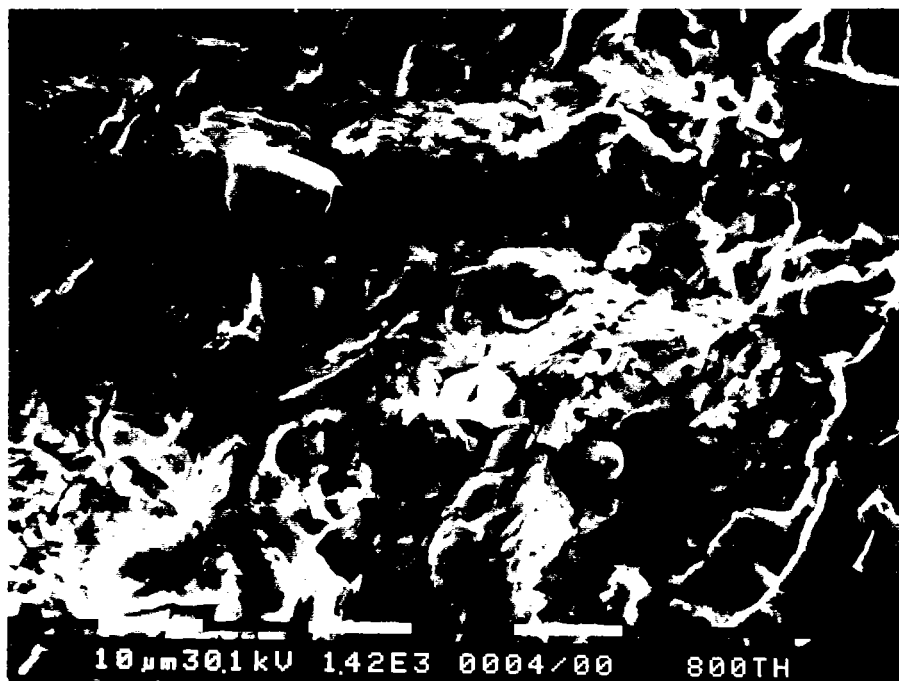
ALLIAGE TZM

PHOTO. 22. ZONE FRAGILE (800 MPa. THERMOMECANIQUE)



ALLIAGE TZM

PHOTO. 23. DETAIL de PHOTO. 21, MICROFISSURES



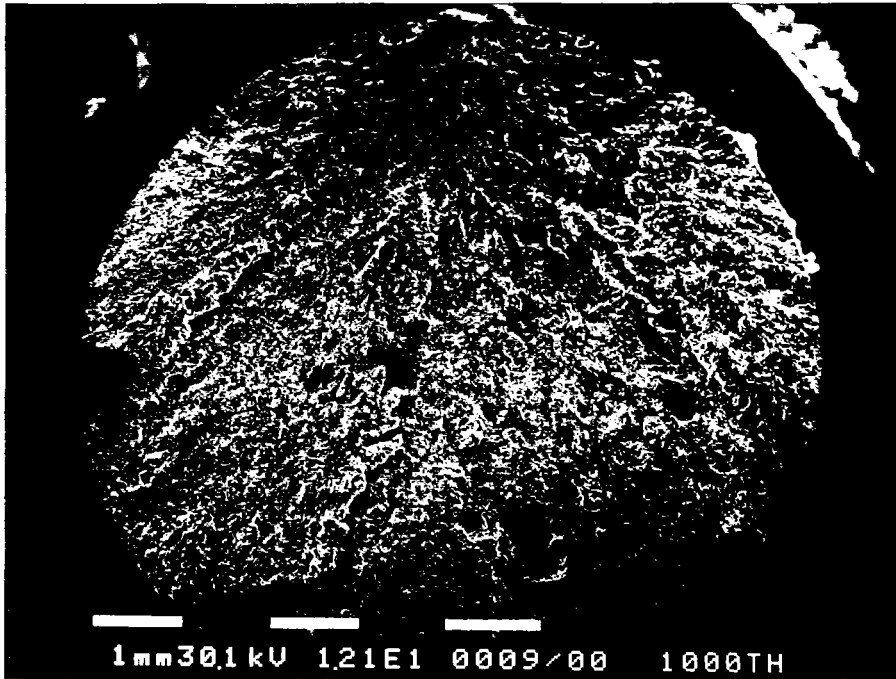
ALLIAGE TZM

PHOTO. 24: DETAIL de PHOTO. 21, FISSURES et INCLUSIONS



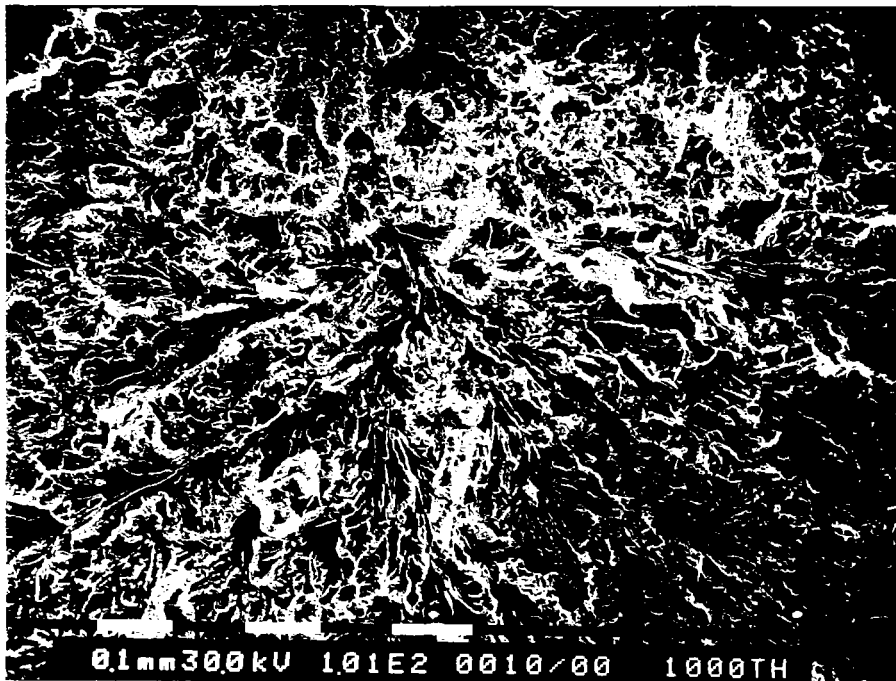
ALLIAGE TZM

PHOTO. 25: DETAIL de PHOTO. 21, STRIES



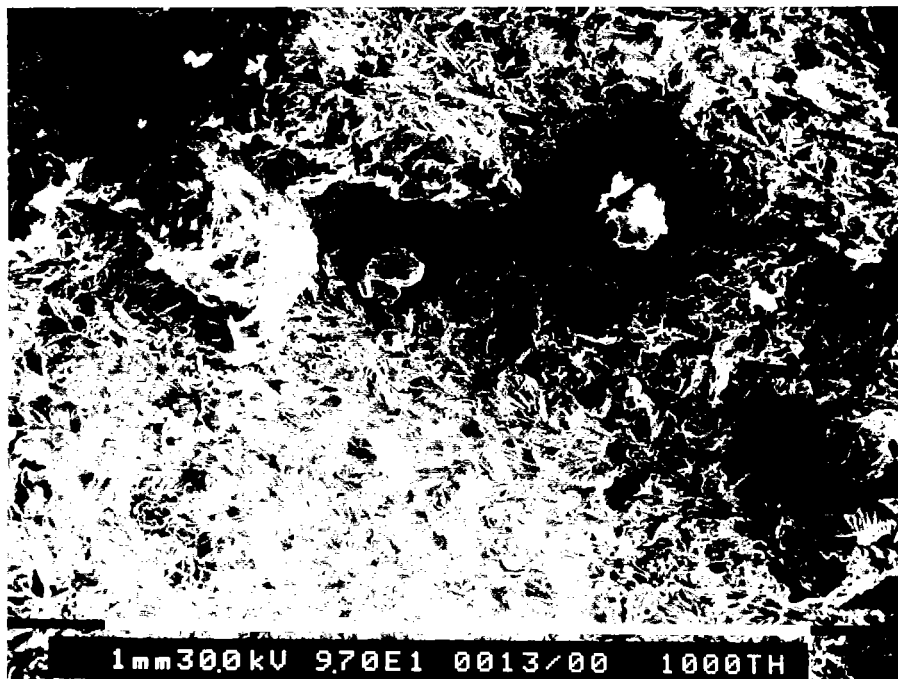
ALLIAGE TZM

PHOTO. 26. ESSAI à 1000 MPa. THERMOMECHANIQUE
FACIES de RUPTURE



ALLIAGE TZM

PHOTO. 27. DETAIL de PHOTO. 26 (zone supérieure)



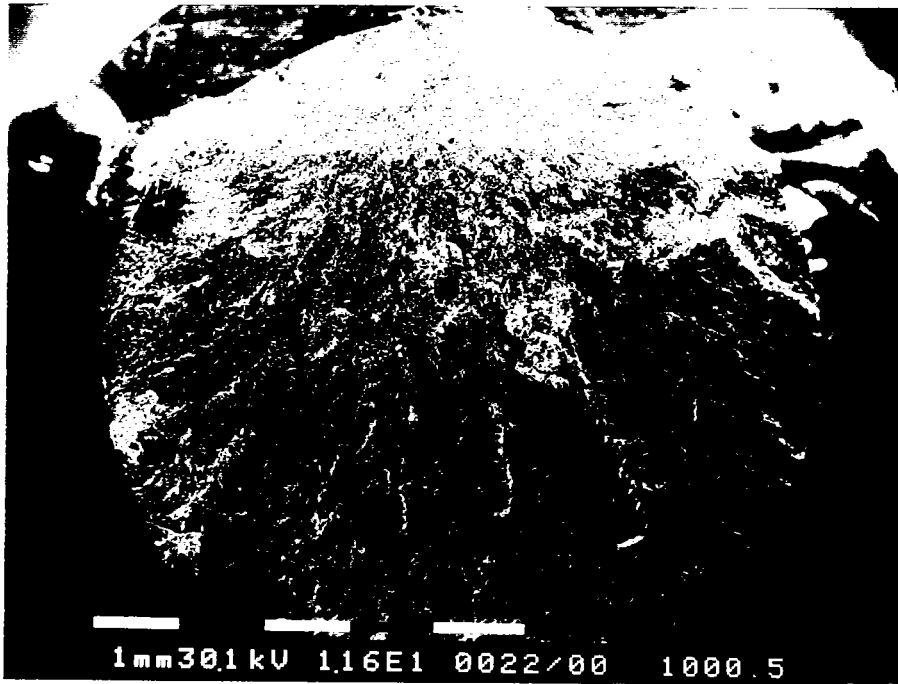
ALLIAGE TZM

PHOTO. 28. DETAIL de PHOTO. 26, AMAS INCLUSIONNAIRES



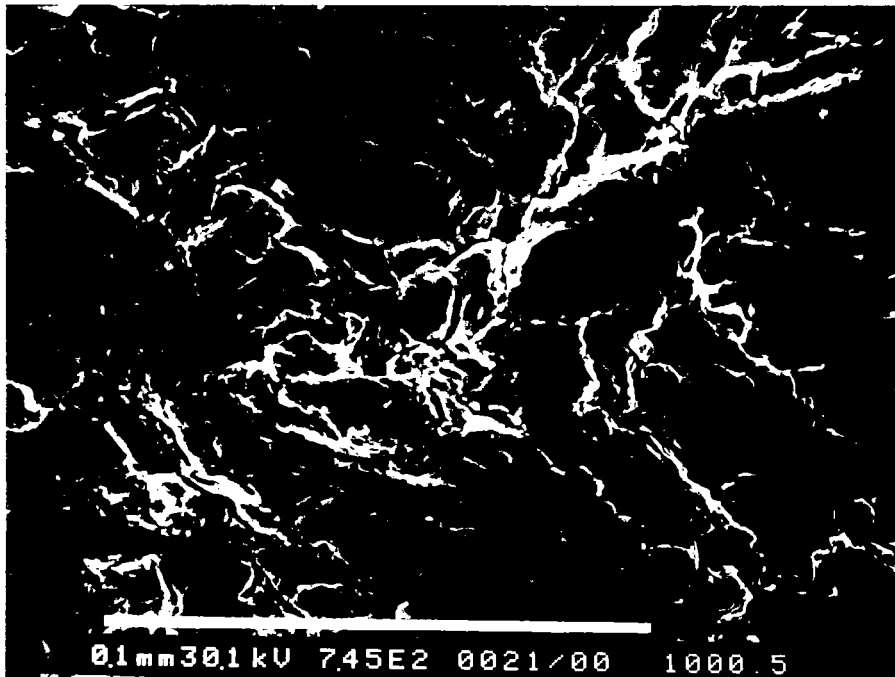
ALLIAGE TZM

PHOTO. 29. DETAIL de PHOTO. 28, AMAS



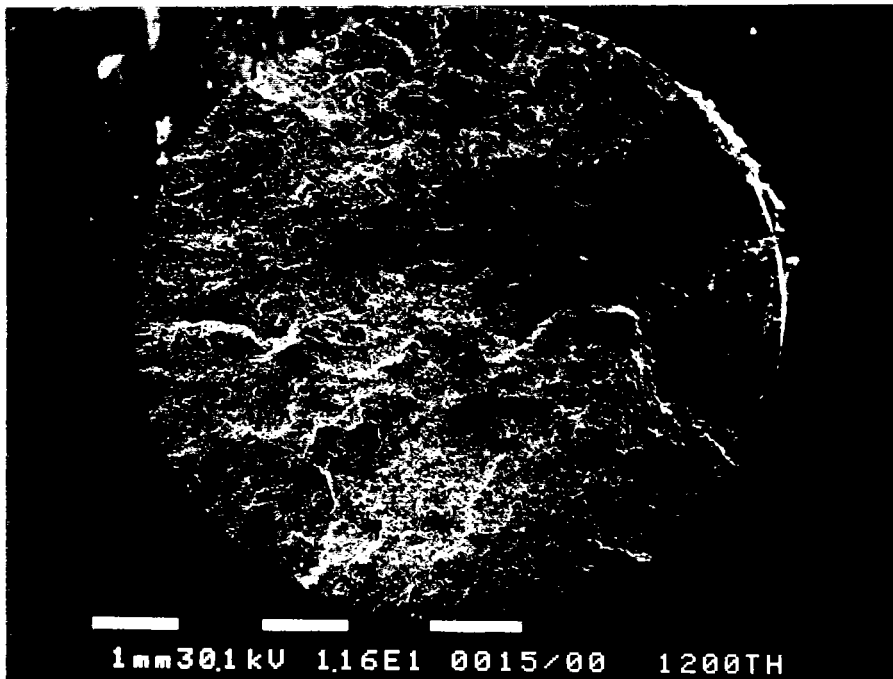
ALLIAGE TZM

PHOTO. 30: ESSAI ISOTHERME à 500°C et 1000 MPa.
FACIES de RUPTURE



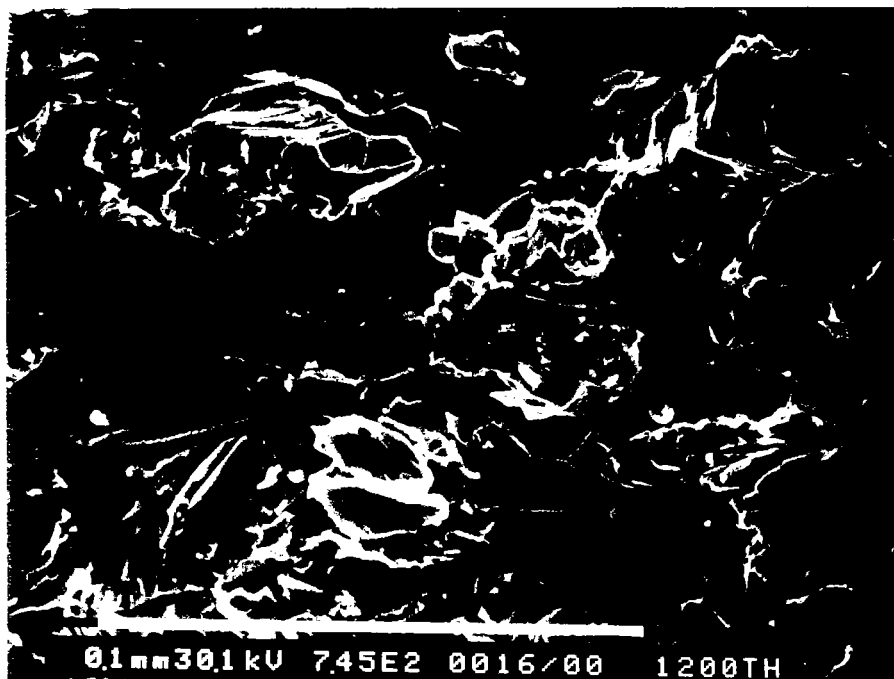
ALLIAGE TZM

PHOTO. 31: DETAIL de PHOTO. 30, FISSURES



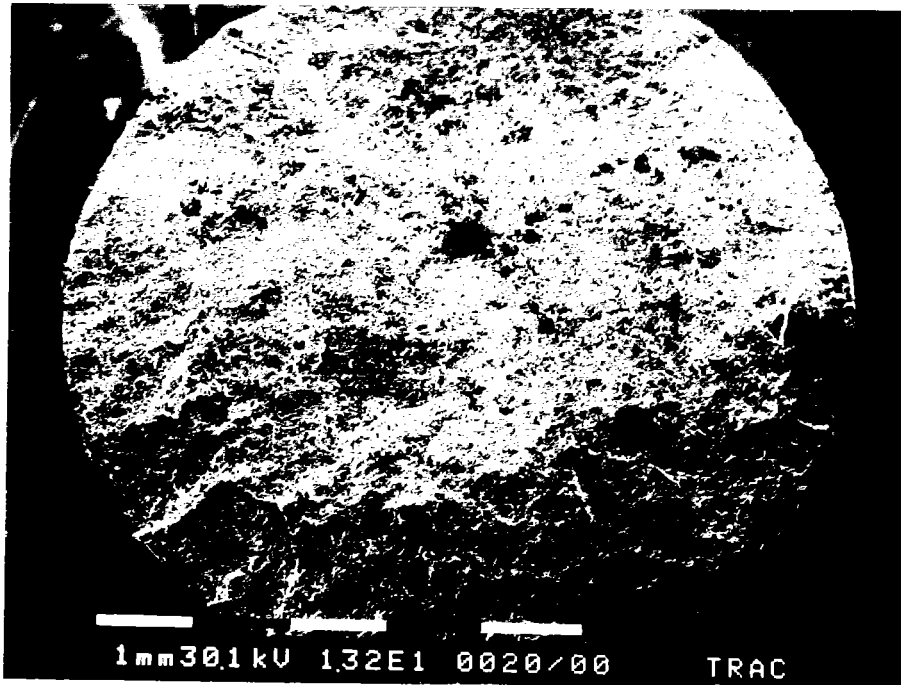
ALLIAGE TZM

PHOTO. 32: ESSAI THERMOMECHANIQUE à 1200 MPa.
FACIES de RUPTURE



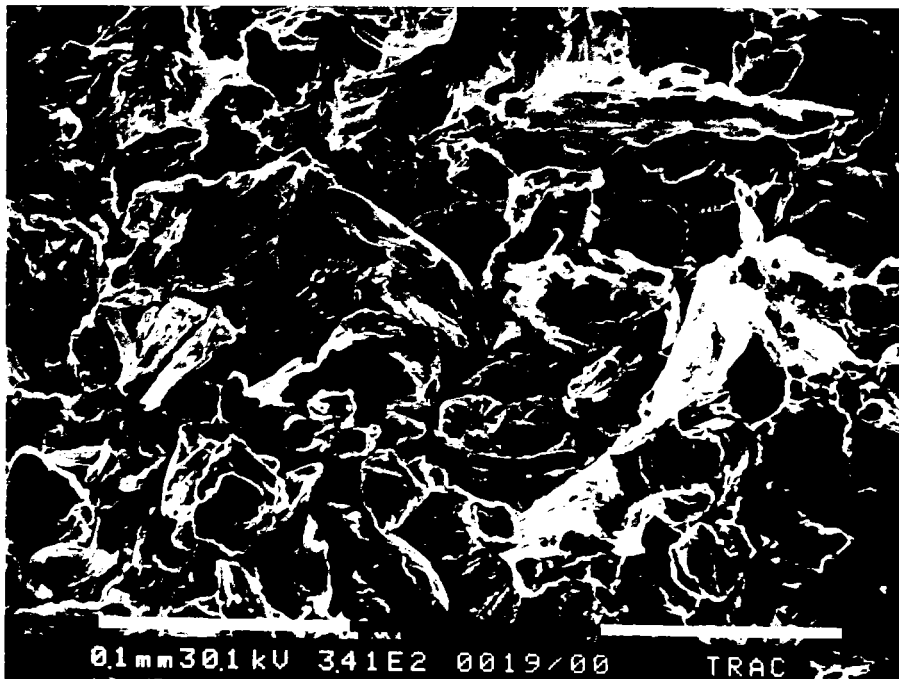
ALLIAGE TZM

PHOTO. 33: DETAIL de PHOTO. 32, FISSURE



ALLIAGE TZ

PHOTO. 34: ESSAI de TRACTION
FACIES de RUPTURE



ALLIAGE TZ

PHOTO. 35: DETAIL de PHOTO. 34
AMAS INCLUSIONNAIRES

3 - 4 - 5). Discussion :

Les essais concernant l'alliage TZM ont été effectués sous amplitude de contrainte imposée du fait de l'importante fragilité du matériau qui interdisait la conduite d'essais sous déformation imposée.

Il apparaît que l'alliage TZM est très sensible à la fatigue thermomécanique et l'évolution de son comportement est caractérisée par un effet de rochet complexe, observé par d'autres auteurs /58/ et /59/, qui dépend du niveau de contrainte appliqué et de la température.

L'étude au microscope électronique à balayage (M.E.B) révèle la présence de stries dans une zone réduite de fatigue pour les essais réalisés sous une amplitude de contrainte de 800 MPa ; dans tous les autres cas, la rupture est entièrement de nature fragile. De plus, l'alliage TZM présente une inhomogénéité certaine.

Du fait même de la nature des essais effectués (contrainte imposée), il fut impossible d'appliquer un modèle de dommage basé sur l'évolution de la charge maximale en traction, celle-ci étant imposée. L'étude du modèle de dommage basé sur la déformation plastique de chaque boucle d'hystérésis n'est pas réalisable pour tous les essais, certaines valeurs de dommage étant négatives. Ce phénomène est du à l'évolution complexe des déformations dépendant du type d'essai effectué.

Les courbes d'évolution du dommage, suivant la théorie présentée par Chaboche /32/ et compte tenu du comportement du matériau, sont très éloignées de celles généralement observées par l'auteur. Il s'avère que la vitesse d'endommagement diminue lorsque l'on s'approche de la rupture ; ce qui physiquement n'est pas cohérent. Ce phénomène est expliqué par le fait que la déformation plastique croît continuellement après le cycle stabilisé, alors que lors des études menées par Chaboche, la déformation plastique évolue de façon inverse.

3 - 5) Conclusion :

Cette étude composée d'essais de fatigue isotherme et thermomécanique sur trois matériaux différents a permis de préciser les points suivants :

- l'acier Cr-Mo-V, en fatigue thermomécanique est sensible à la durée du cycle thermique ainsi qu'au sens de départ du premier 1/2 cycle (à savoir : départ en traction ou en compression). De plus, les durées de vie obtenues sur éprouvettes correspondent à celles obtenues lors d'essais de démarrage et d'arrêt sur rotor de turbine en grandeur réelle, effectués par la société Alstom.

- l'acier 316L est sensible à la fatigue thermomécanique, les durées de vie obtenues sont inférieures à celles obtenues en conditions isothermes pour une même amplitude de déformation totale, durées de vie décroissant en fonction de l'augmentation de température. De même, le comportement du matériau est fortement sensible aux conditions thermiques auxquelles il est soumis.

- l'alliage TZM est également très sensible à la fatigue thermomécanique en essais à contrainte imposée. Son comportement est très varié suivant le type d'essai et le niveau de contrainte appliqué ; par contre la rupture est toujours de type fragile et aucune des théories d'endommagement appliquées n'est satisfaisante.

- il n'existe pas de théorie d'endommagement, simple à mettre en oeuvre et universellement applicable.

Dans le chapitre 4, nous allons tenter d'appliquer les différents modèles de prévision de durée de vie cités au chapitre premier, aux divers résultats obtenus lors de cette étude expérimentale.

CHAPITRE IV

Application de différents modèles de prévision de la durée de vie

Chapitre IV

Application de différents modèles de prévision de la durée de vie

4 - 1) Introduction	154
4 - 2) Application de modèles de prévision de durée de vie en fatigue thermomécanique sur les résultats obtenus sur l'acier Cr-Mo-V	154
4 - 2 - 1) Modèle de TAIRA	154
4-2-2) Modèle basé sur la séparation en fréquence	155
4-2-3) Modèle de Degallaix	156
4-2-4) Modèle dit du "Spanning factor"	157
4-2-5) Modèle de GILGERT	158
4-2-6) Bilan	159
4-2-7) Conclusion	159
4 - 3) Application des modèles de prévision de durée de vie sur les résultats obtenus sur l'acier 316L	160
4 - 3 - 1) Résultats	160
4 - 3 - 2) Conclusion	161
4 - 4) Conclusion sur les modèles	162

4 - 1) Introduction

Dans le premier chapitre, nous avons vu qu'il existe un certain nombre de modèles de prévision de la durée de vie et ce, en fatigue thermique, isotherme et thermomécanique. Dans ce quatrième chapitre, nous allons tenter de déterminer la durée de vie de deux matériaux étudiés dans chaque type d'essai ; à savoir les aciers Cr-Mo-V et 316L.

4 - 2) Application de modèles de prévision de durée de vie en fatigue thermomécanique sur les résultats obtenus sur l'acier Cr-Mo-V

4 - 2 - 1) Modèle de TAIRA

Le concept de température équivalente de TAIRA /20/ suggère qu'un essai en fatigue thermomécanique entre deux températures T_1 et T_2 , avec $T_2 > T_1$, pour une amplitude de déformation plastique $\Delta\varepsilon_p$ donnée, est équivalent à un essai en fatigue isotherme à la même déformation plastique, mais à une température équivalente T_e , définie par :

- $T_e = (T_1 + T_2)/2$ si l'écart entre T_1 et T_2 est "petit"
- $T_e = T_2$ si l'écart est grand

La déformation plastique en fatigue thermomécanique, notée $\Delta\varepsilon_{ptm}$, est définie selon TAIRA /21/ par la relation :

$$\Delta\varepsilon_{ptm} = \Delta\varepsilon_t - \sigma_{T_2}/E_{T_2} - \sigma_{T_1}/E_{T_1} \quad (110)$$

- où
- σ_{T_2} est la contrainte à la déformation maximale correspondant à la température T_2 ,
 - σ_{T_1} étant la contrainte à la déformation minimale correspondant à la température T_1 ,
 - E_{T_1} et E_{T_2} , les modules de Young pris respectivement à la température T_1 et T_2 .

Ces différents paramètres sont déterminés sur la boucle d'hystérésis stabilisée en fatigue thermomécanique.

D'après nos essais :

$$T_e = (T_1 + T_2)/2 = 425 \text{ } ^\circ\text{C}$$

(111)

D'où :

	$\Delta\varepsilon_{ptm} \%$	N_r calculé	N_r expérimental	Erreur %
Alsthom interne	0,6224	613	302	103 %
Alsthom externe	0,518	802	382	110 %

Tableau 27 : Résultats selon le modèle de TAIRA /26/

4-2-2) Modèle basé sur la séparation en fréquence

Ce modèle proposé par COFFIN /24/ tient compte de la fréquence de cyclage en traction sous la forme :

$$\Delta\varepsilon_p = C_1 \{N_r (\gamma/2)^{k-1}\}^{-\beta} \quad (112)$$

où N_r est le nombre de cycles à rupture

C_1, k, β des constantes

γ la fréquence en traction

$\Delta\varepsilon_p$ la déformation plastique

D'après les travaux de MELTON /25/, nous obtenons :

	$\Delta\varepsilon_p \%$	N_r calculé	N_r expérimental	Erreur %
Alsthom interne	0,7313	299	302	1 %
Alsthom externe	0,6451	346	382	9 %

Tableau 28 : Résultats obtenus d'après le modèle de séparation en fréquence.

4 - 2 - 3.) Modèle de Degallaix :

Selon cet auteur, la durée de vie est reliée à la variation de la déformation plastique $\Delta\varepsilon_p$ et à la température T par la relation :

$$1/N_r = A_1 (\Delta\varepsilon_p)^{B_1} e^{-Q/RT} + A_2 (\Delta\varepsilon_p)^{B_2} \quad (113)$$

Par une méthode de simulation numérique par itérations successives, il est possible de déterminer les différents coefficients A_1 , B_1 , Q , A_2 , B_2 . Dans le cas de l'acier Cr-Mo-V, nous obtenons :

$$A_1 = 70550 \cdot 10^{-5}$$

$$B_1 = 1,334$$

$$A_2 = 225 \cdot 10^{-5}$$

$$B_2 = 1,542$$

$$Q = 8,891 \text{ Kcal/mol/K}$$

$$R = 2 \cdot 10^{-3} \text{ Kcal/mol/K}$$

Nous pouvons donc caractériser la prévision de durée de vie par la relation :

$$1/N_r = 70550 \cdot 10^{-5} (\Delta\varepsilon_p)^{1,334} \cdot e^{-8,891/(2 \cdot 10^{-3} \cdot T)} + 225 \cdot 10^{-5} (\Delta\varepsilon_p)^{1,542} \quad (114)$$

avec $\Delta\varepsilon_p$ l'amplitude de déformation plastique et T la température en Kelvin.

L'expression (113), suivant la méthode présentée au premier chapitre, nous permet de déterminer le dommage produit au cours d'un cyclage thermomécanique, par l'intermédiaire des expressions (74) et (75).

Cette intégration n'est réalisable que si nous connaissons l'évolution de la déformation plastique $\Delta\varepsilon_p$ en fonction de la température T, durant le cycle stabilisé en fatigue thermomécanique. Ces fonctions $\Delta\varepsilon_p = f(T)$ sont déterminées à partir des essais.

Nous obtenons donc :

	N_r calculé	N_r expérimental	Erreur %
Alsthom interne	297	302	2
Alsthom externe	369	382	3

Tableau 29 : Résultats obtenus d'après le modèle de Degallaix.

4 - 2 - 4) Modèle dit du "Spanning Factor" :

Ce concept, proposé par TAIRA /39/ permet de calculer la durée de vie en fatigue thermomécanique, lors d'un essai effectué entre deux températures T_1 et T_2 ($T_1 < T_2$), grâce à des résultats provenant d'essais isothermes réalisés aux deux températures T_1 et T_2 .

La durée de vie en fatigue thermomécanique est donnée par la relation :

$$N_r(T_1, T_2) = 2[N_r(T_1)/N_r(T_2)]^{1-\delta} / [1 + N_r(T_1)/N_r(T_2)] \times N_r(T_2) \quad (115)$$

avec : $\delta = 2/3 \beta(T_2)$.

$\beta(T_2)$ étant la valeur absolue de la pente de la droite plastique de MANSON à la température T_2 ; $N_r(T_2)$ étant la durée de vie, pour une même déformation, obtenue en cyclage isotherme à la température T_2 et $N_r(T_1)$ la durée de vie, pour une même déformation, obtenue en cyclage isotherme à la température minimale T_1 .

D'après Gilgert /5/ :

$$\beta = 0,705$$

	N_r calculé	N_r expérimental	Erreur %
Alsthom interne	960	302	217
Alsthom externe	1056	382	176

Tableau 30 : Résultats obtenus par le concept de "Spanning factor".

4 - 2 - 5) Modèle de Gilgert :

Dans son modèle défini par la relation suivante :

$$g (\Delta\varepsilon_m / 2)^s = N_r \quad (116)$$

Gilgert /5/ base ses calculs sur la notion de déformation mécanique ($\Delta\varepsilon_m$) définie comme suit :

$$\Delta\varepsilon_m = \Delta\varepsilon_t - \Delta\varepsilon_{th} \text{ si } \Delta\varepsilon_t > \Delta\varepsilon_{th} + 0,2 \% \quad (117)$$

$$\Delta\varepsilon_m = \Delta\varepsilon_t + \Delta\varepsilon_{th} \text{ si } \Delta\varepsilon_t < \Delta\varepsilon_{th} - 0,2 \% \quad (118)$$

avec $\Delta\varepsilon_t$ étant l'amplitude de déformation totale et $\Delta\varepsilon_{th}$ l'amplitude de déformation thermique ; g et s sont des constantes.

Dans le cas de l'acier Cr-Mo-V, Gilgert /5/ obtient :

$$g = 11,686 \cdot 10^{-3} \quad s = - 2,022$$

$$\text{d'où : } N_r = 11,686 \cdot 10^{-3} (\Delta\varepsilon_m / 2)^{-2,022} \quad (119)$$

Ce qui donne :

	$\Delta\varepsilon_t \%$	$\Delta\varepsilon_{th} \%$	$\Delta\varepsilon_m \%$	N_r calculé	N_r exp.	Erreur %
Alsthom interne	0,9	0,26	0,64	1295	302	328
Alsthom externe	0,9	0,21	0,69	966	382	152

Tableau 31 : Résultats d'après le modèle de Gilgert /5/.

4 - 2 - 6) Bilan des résultats obtenus :

	Alsthom interne			Alsthom externe		
	N _r calc.	N _r exp.	Erreur %	N _r cal.	N _r exp.	Erreur %
TAIRA	613	302	103	802	382	110
Séparation en fréquence	299	302	1	346	382	9
Degallaix	297	302	2	369	382	3
Spanning factor	960	302	217	1056	382	176
Gilgert	1295	302	328	966	382	152

Tableau 32 : Bilan.

4 - 2 - 7) Conclusion :

Dans le cas des cycles complexes réalisés, trois des modèles appliqués conduisent à des résultats éloignés de la réalité. La dispersion est de l'ordre d'un facteur 4 dans le cas "Interne" et d'un facteur 2,8 dans le cas "Externe".

La dispersion obtenue dans le cas du modèle du "Spanning factor" peut être expliquée par le fait que les durées de vie isothermes sont issues d'essais ayant des formes de cycles triangulaires /5/. Afin d'affiner les résultats, il serait donc nécessaire de réaliser des essais isothermes avec les cycles mécaniques décrits figure 29. Comme nous l'avons vu au chapitre premier, la forme ainsi que la fréquence des cycles ont une importance capitale sur la durée de vie des matériaux.

De même pour le modèle de Gilgert /5/, les coefficients sont déterminés à partir d'essais de formes triangulaires. Il serait donc nécessaire de refaire un protocole d'essai avec les cycles de la figure 29. Les résultats obtenus d'après le modèle de TAIRA peuvent être expliqués par le fait que l'auteur suppose que le paramètre n est constant, alors que comme nous l'avons vu (chapitre 1), il dépend fortement de la température.

Par contre les modèles de "Séparation en fréquence" ainsi que de "Degallaix" permettent d'obtenir des prévisions de durée de vie très proche de la réalité expérimentale avec cependant une remarque : afin d'obtenir tous les coefficients nécessaires à la mise en application de ces modèles, il est impératif de réaliser un grand nombre d'essais à différentes températures, ainsi qu'un essai thermomécanique afin de déterminer la valeur de la déformation plastique du cycle stabilisé.

Il apparaît donc, dans le cadre de cette étude, qu'il soit plus intéressant et nettement moins onéreux d'effectuer des essais complexes plutôt que de se fier à des modèles de prévision de durée de vie laborieux à mettre en oeuvre et nécessitant également un grand nombre d'essais afin d'être entièrement définis.

4 - 3) Application des modèles de prévision de durée de vie sur les résultats obtenus sur l'acier 316L :

4 - 3 - 1) Résultats :

Quatre modèles de prévision de la durée de vie sont appliqués dans le cas des essais isothermes à 150° C et 500° C :

- Modèle de TAIRA /20/
- Modèle de séparation en fréquence /24/
- Modèle de Degallaix /35/
- Modèle de Gilgert /5/.

En plus de ces quatre modèles définis comme dans l'étude précédente, le concept du "Spanning Factor" sera appliqué aux résultats thermomécaniques. Les différents coefficients nécessaires à l'application de ces théories, à savoir : ϵ^f , c , C_1 , k , sont issus de la littérature /23/. De même que les coefficients nécessaires à l'application du modèle de Degallaix, calculés par une méthode d'itérations, sont basés sur des résultats issus des références /23,43,44/ ainsi que les coefficients g et s des travaux de Gilgert /23,43,44/. Les valeurs obtenues sont reportées tableau 33, et les durées de vie calculées tableau 34.

Essai	Iso 150	Iso 500	Thermomécanique
ϵ^f %	71,51	63,46	64,38
c %	- 0,5965	- 0,6373	- 0,619
C_1 %	0,155	1,512	0,354
k %	0,7	0,94	0,84
A1	64450.10^{-5}	64450.10^{-5}	64450.10^{-5}
B1	1,624	1,624	1,624
A2	$69,049.10^{-5}$	$69,049.10^{-5}$	$69,049.10^{-5}$
B2	1,795	1,795	1,795
Q Kcal/mole/K	4,79	4,79	4,79
R Kcal/mole/K	2.10^{-3}	2.10^{-3}	2.10^{-3}
δ	/	/	0,576
g	$3,95.10^{-3}$	$3,95.10^{-3}$	$3,95.10^{-3}$
s	- 2,202	- 2,202	- 2,202
$\Delta\epsilon_p$ %	0,69	0,6	0,66
$\Delta\epsilon_{ptm}$ %	0,69	0,6	0,673
$\Delta\epsilon_m$ %	0,68	0,26	0,58

Tableau 33 : Valeurs nécessaires à la modélisation dans le cas de l'acier 316L.

Modèle \ Essai		Iso 150° C	Iso 500° C	Thermomécanique
Taira	Nr calc.	3134	1501	1584
	Nr exp.	2515	961	792
	Erreur %	25	56	100
Degallaix	Nr calc.	2786	1183	288
	Nr exp.	2515	961	792
	Erreur %	11	23	64
Séparation en fréquence	Nr calc.	1403	443	419
	Nr exp.	2515	961	792
	Erreur %	44	54	47
Gilgert	Nr calc.	1077	8947	1529
	Nr exp.	2515	961	792
	Erreur %	57	831	93
Spanning factor	Nr calc.	/	/	924
	Nr exp.	2515	961	792
	Erreur %	/	/	17

Tableau 34 : Résultats des prévisions de durée de vie (Acier 316 L).

4-3-2) Conclusion :

En fatigue isotherme les modèles donnent généralement des résultats satisfaisants ; la théorie la plus performante semblant être celle de Degallaix. Les valeurs de durée de vie obtenues par ces différentes théories s'éloignent de la réalité expérimentale lorsque la température s'élève ; de plus le modèle de Gilgert ne semble pas adapté aux essais isothermes à 500° C ainsi qu'aux essais thermomécaniques. Dans ce dernier type d'essais, il semble d'ailleurs que, mis à part le modèle de "Spanning factor" qui donne de brillants résultats, aucune théorie n'est adaptée pour la prédiction de la durée de vie sur l'acier 316 L avec les cycles complexes réalisés.

Signalons tout de même qu'une partie de l'écart enregistré entre les durées de vie expérimentales et calculées est due au fait qu'un grand nombre des valeurs des coefficients nécessaires est tiré de la littérature ou issus d'approximations diverses ; cela étant obligatoire à moins de posséder le temps et les moyens nécessaires afin de réaliser les nombreux protocoles d'essais nécessaires à l'obtention des valeurs des coefficients d'une façon expérimentale : alternative qui serait plus rationnelle mais totalement inadaptée à ce genre d'étude concrète sur un problème précis.

4 - 4) Conclusion sur la modélisation :

Cinq modèles de prévision de la durée de vie ont été appliqués dans cette étude : aucun d'eux n'est totalement fiable.

Le modèle de TAIRA /20/, dans le cas de l'acier Cr-Mo-V, donne des valeurs de durée de vie éloignées de celles obtenues expérimentalement, alors que lors des essais isothermes effectués sur l'acier 316 L, les résultats obtenus sont relativement satisfaisants. Ces différences peuvent être expliquées par le fait que l'auteur définit une température équivalente en fatigue thermomécanique notée T_e et qu'il considère que différents paramètres tels, que n et $\lambda(T)$, sont constants, alors qu'ils varient en fonction de la température. De plus, la notion de température "haute" et "basse" n'est pas définie précisément.

Les résultats obtenus par le modèle de Degallaix sont très satisfaisants dans le cas des essais de fatigue thermomécanique sur l'acier Cr-Mo-V, de même qu'en conditions isothermes lors de l'étude de l'acier 316 L. Lors des essais thermomécaniques effectués sur ce dernier matériau, les durées de vie calculées s'éloignent des valeurs expérimentales. Cet écart peut être expliqué par le fait que les courbes nécessaires à la détermination des différents coefficients A_1 , B_1 , A_2 , B_2 et Q sont issues de la littérature. Afin d'obtenir de meilleurs résultats, il serait donc nécessaire d'effectuer un nombre important d'essais complémentaires ; ce qui n'était pas le sujet de notre travail mais qui peut faire l'objet d'une étude ultérieure.

Le concept de séparation en fréquence permet d'obtenir des valeurs de durée de vie qui ne sont pas trop éloignées de l'expérience, surtout dans le cas de l'acier Cr-Mo-V. Ces résultats, notamment lors de l'étude sur l'acier 316 L, pourraient être meilleurs si tous les coefficients nécessaires à la mise en oeuvre du modèle étaient déterminés à partir d'essais basés sur les mêmes cycles, dans les mêmes conditions expérimentales que lors de cette étude au lieu d'être issus de la littérature.

Lors de l'étude concernant l'acier Cr-Mo-V, l'écart important relevé entre les valeurs de durée de vie calculées par le concept du "Spanning factor" et celles observées expérimentalement, est expliqué par le fait que les durées de vie nécessaires en fatigue isotherme sont issues des travaux menés par Gilgert /5/, dans des conditions expérimentales différentes. Il serait donc nécessaire d'effectuer des essais complémentaires, aux températures extrêmes du cycle thermique avec le cycle mécanique présenté figure 29 ; ce qui semble confirmer les résultats obtenus dans le cas de l'acier 316 L qui sont très proches de la réalité expérimentale.

Enfin, le modèle de Gilgert /5/ ne semble pas applicable dans de telles conditions expérimentales sur les aciers 316 L et Cr-Mo-V.

Le seul modèle de prévision de la durée de vie que nous pouvions appliquer aux essais menés sur l'alliage TZM était le concept d'endommagement de Chaboche. Or, à la vue de l'évolution du dommage basé sur cette théorie, cela fut impossible. Il est bien évident que nous pouvons toujours décrire un tel comportement par une loi empirique qui physiquement serait difficilement explicable ; nous n'avons donc pas appliqué de modèle de prévision de durée de vie aux résultats obtenus sur l'alliage TZM.

Le modèle de prévision de durée de vie le plus performant, dans le cas des matériaux étudiés dans ce travail semble donc être le modèle de Degallaix. Mais, quelque soit la théorie employée, il est quasi-indispensable de réaliser un nombre important d'essais afin de définir tous les coefficients nécessaires à la mise en oeuvre des modèles.

CONCLUSION GENERALE

Il est nécessaire, pour réaliser des essais de fatigue thermomécanique dans des conditions proches de la réalité, de disposer d'une installation où la sollicitation mécanique et les moyens de chauffage sont pilotés par ordinateur ; c'est certes une méthode complexe et coûteuse, mais qui permet de telles simulations, quelque soit leur degré de complexité.

D'une façon générale, des essais de fatigue thermomécanique conduisent à une durée de vie inférieure à des essais de fatigue isotherme à même amplitude de déformation (ou de contrainte) à la température la plus élevée de cycle thermique. Nos constatations sur acier 316 L et Cr-Mo-V rejoignent celles de plusieurs auteurs et en particulier celles de Gilgert /5/.

Diverses modélisations pour prévoir la durée de vie en fatigue thermomécanique ont été utilisées, à savoir : Taira, Degallaix, le concept de séparation en fréquence, celui du "Spanning factor" ainsi que le modèle de Gilgert.

A notre point de vue, le modèle de TAIRA, du fait de sa simplicité et des nombreuses approximations qu'il contient, conduit à des valeurs trop éloignées de la réalité expérimentale. La théorie de Gilgert est purement empirique et présente les mêmes défauts que TAIRA.

Nous avons obtenus des résultats satisfaisants avec le modèle de Degallaix.

Le modèle dit du "Spanning factor" donne de bons résultats uniquement dans le cas où nous possédions des données précises sur le matériau (316 L), issus d'essais isothermes effectués avec le même cycle mécanique que lors des essais thermomécaniques.

Le concept de séparation en fréquence conduit à des valeurs de durée de vie satisfaisantes, mais nécessite, de même que les autres modèles, un nombre important d'essais afin d'être entièrement défini.

Il ne nous a pas été possible d'utiliser la théorie de Chaboche lors des essais sur l'alliage TZM, la définition de l'endommagement selon cet auteur, ainsi que l'évolution de la courbe de dommage conduisant à des résultats auxquels il est impossible de donner une signification physique.

D'une façon générale, la modélisation de la durée de vie en fatigue thermomécanique, dans l'état actuel de nos connaissances, est loin d'être satisfaisante et nous recommandons, afin de traiter ce problème, de simuler sur un équipement approprié, les variations de déformation (ou de contrainte) et de température de l'élément de volume.

Références Bibliographiques

- / 1 / M.A. MINER** "Cumulative damage in fatigue"
Journal of Applied Mechanics, vol. 2,12 (1945), p. 1.
- /2/ T.H. ERISMANN** "Unconventional reflection on damage accumulation"
Engineering fracture mechanics, 8 (1976), p. 115-121.
- /3/ J.L. CHABOCHE** "Life time predictions and cumulative damage
under high temperature conditions"
A.S.T.M. STP 770 (1982), p. 81-104.
- /4/ S.H. KIM** "The effect of intermittent rest periods at elevated temperatures on
fatigue resistance of 4140 steel"
Congrès de Melbourne (1982).
- / 5 / J.GILGERT** "Fatigue thermomécanique : aspects expérimentaux et modélisation.
Application aux aciers à turbine"
Thèse de Docteur - Ingénieur, Institut Polytechnique de Lorraine -
13 Décembre 1985.
- /6/ MANSON** "Fatigue, a complex subject - Some simple approximation"
COFFIN Experimental Mechanics, (1965).
BASQUIN
- / 7 / L.REMY** "Application de la fatigue isotherme à l'étude de la fatigue
J.REUCHET thermique"
J.THIERY Rapport Armines 8401 - (1981).
C.HERMAN
- /8/ N.MARCHAND** "Thermal-Mechanical fatigue behaviour of Nickel base Superalloys"
Thèse de Docteur es sciences (1986), M.I.T, Boston U.S.A.

- /9/ G. DEGALLAIX "Comportement d'un acier martensitique à 12 % Cr en fatigue oligocyclique à haute température"
Mémoires et Etudes Scientifiques, (1982), Revue de Métallurgie - pp.21-31.
- /10/ D.A MILLER "A review of material response and life prediction techniques under
R.H PRIEST fatigue - creep loading conditions"
E.G ELLISON High Temperature Materials and Process, (1984), vol 6, N° 314,
p 155-194.
- /11/ D.A SPERA "What is thermal fatigue"
ASTM STP 612, (1976), p. 3-9.
- /12/ K.D SHEFFLER "Vacuum thermal mechanical fatigue behaviour of two iron base
alloys"
ASTM STP 612, (1976), p. 214-226.
- /13/ C. BILL "Preliminary study of thermomechanical fatigue of polycrystalline
J. VERILLY MAR-M-200"
A. Mc GRAW NASA TP 2280, FEBRUARY, (1984).
R. HALFORD
- /14/ S.S.MANSON "Creep fatigue analysis by strain range partitionning"
G.R HALFORD NASA Technical Memorandum,(1971), NASA TMX 67838.
H. HIRSBERG
- /15/ S.S MANSON "Separation of the strain components for use in strainrange
G.R HALFORD partitionning"
AJ NACHTIGALL NASA Technical Memorandum, (1975), NASA TMX 71737.
- /16/ M.H. HIRSCHBERG "Strain range partitionning - A tool for characterizing high
G.R HALFORD temperature low cycle fatigue"
NASA T.M (1975) NASA TM X 71691
- /17/ G.R HALFORD "Life prediction of thermal mechanical fatigue using strainrange
S.S MANSON partitionning"
ASTM STP 612, (1976), p. 239-254.

- /18/ S.S MANSON "The challenge to unify treatment of high temperature fatigue -
A partisan proposal based on SRP"
ASTM STP 520, (1973), p. 744-775.
- /19/ W. HOFFELNER "On life time predictions with the Strain Range Partitionning
K.N MELTON method"
C. WÜTHRICH Fatigue of Engineering Materials and Structures, (1983), vol. 6,
N° 1, p. 77-87.
- /20/ S. TAIRA "Relationship between thermal fatigue and low cycle fatigue at
elevated temperature"
ASTM STP 520, (1973), p.80-101.
- /21/ S. TAIRA "Effect of mean temperature and temperature range on thermal
M. FUJINO fatigue strength of a low carbon steel"
HAJIT Mechanical Behaviour of Material, (1980), 2, p.49.
- /22/ L.F COFFIN Metall. Trans., 3, (1972), p.1777.
- /23/ L.F COFFIN "Fatigue at high temperature"
ASTM STP 520, (1973), p. 5-34.
- /24/ L.F COFFIN ASME-MPC-Symp. on Creep-Fatigue Interactions, New-York,
(1976), p.349.
- /25/ K.N MELTON "Strain wave shape and frequency effects on the high temperature,
low cycle fatigue behaviour of a 1 Cr-Mo-V ferritic steel"
Materials Science and Engineering, p.21-28, (1982).
- /26/ F. GAROFALO "Déformation et rupture par fluage"
DUNOD (1970).
- /27/ CAZAUX "Fatigue des métaux"
POMEY DUNOD (1969).
RABBE
JANSSEN

- /28/ J.L CHABOCHE "Description thermodynamique et phénoménologie de la viscoplasticité cyclique avec endommagement"
Thèse Université Pierre et Marie Curie, (1978), Paris 6.
- /29/ J.L CHABOCHE "Aspect phénoménologique de la rupture par endommagement"
J. LEMAITRE Journal de Mécanique Appliquée, Vol. 2, N° 3, (1978), p. 317-365.
- /30/ Y.N RABOTNOV "Creep rupture in proceedings"
12 th International Congrès on Applied Mechanics, (1968).
- /31/ KATCHANOV "Time of the rupture process under creep conditions"
T2T AKAD. NAVK. SSR Oddt. NAVK, N° 8 (1958), p. 26-31.
- /32/ J.L CHABOCHE "Une loi différentielle d'endommagement de fatigue avec cumulation non linéaire"
Revue Française de Mécanique - N° 50, (1974), p.71-82.
- /33/ S. SAVALLE "Méthodes de calcul associées aux lois de comportement cyclique et
J.P CULIE d'endommagement"
Recherche Aérospatiale, N° 5, 9, (1978), p. 263-278.
- /34/ G. DEGALLAIX "A damage law for predicting the elevated temperature low cycle
S. DEGALLAIX fatigue life of a martensitic stainless steel"
J. FOCT Material Science and Engineering, 58, (1983), p. 55-62.
- /35/ G. DEGALLAIX "Calcul de l'endommagement en fatigue à chaud d'un acier inoxydable
S. DEGALLAIX martensitique. Application à la prévision de la durée de vie en fatigue
J.Y DAUPHIN thermique"
J. FOCT C.R Acad. Sc. Paris, t 295, (1982), p.21-23.
- /36/ MARQUIS "Modélisation et identification de l'érouissage anisotrope des
métaux"
Thèse de Docteur 3ème cycle - Université de Paris 6 (1979).
- /37/ G. CAILLETAUD "Description et simulation numérique d'essais de fatigue thermique
J.P CURIE sur éprouvette lisse"
H. KACZMAREK Recherche Aérospatiale, n° 2,3, (1981), p. 85-87.

- /38/ G. CAILLETAUD** "Modélisation mécanique d'instabilités microstructurales en viscoplasticité cyclique à température variable"
Thèse de Docteur Ingénieur, Université Pierre et Marie Curie, Paris 6 (1979).
- /39/ S. TAIRA**
F. MOTOAKI
H. TAKASHI "A method for life prediction of thermal fatigue by isothermal fatigue testing"
Proceedings, (1973), Symposium on Mechanical Behaviour of Materials, The Society of Material Science, KYOTO, JAPAN, 1974, p. 257-264.
- /40/ C.E JASKE** "Thermal-mechanical low cycle fatigue of AISI 1010 steel"
ASTM STP 612 (1976), p. 170-198.
- /41/ T. UDOGUCHI**
T. WADA "Thermal effect on low cycle fatigue strength of steels"
Proceedings of International Conference on Thermal Stresses and Thermal Fatigue - Berkeley (1969).
- /42/ A.E CARDEN** "Thermal fatigue evaluation"
ASTM STP 465 (1970), p. 163-188.
- /43/ T. MAGNIN**
S. DRIVER
C. GORLIER "The influence of Environment and Temperature on the Fatigue Mechanisms of 316 L single and polycrystals"
Colloque Plasticite - Lausanne (1987).
- /44/ Document interne** "N.E.T TEAM"
Juillet 87.
- /45/ M. RAGUET** "Endommagement en fatigue oligocyclique à haute température. Application aux essais à deux niveaux dans le cas d'un Acier"
Thèse de Docteur Ingénieur - 31 Octobre 1981. Université de Technologie de Compiègne.
- /46/ F.R. SHANLEY** "A theory of fatigue based on un bonding during reversed slip"
The Rand Corp. Rapport p.350, 1955.
- /47/ S. KOMMER** "The effect of overstressing fatigue on the endurance life of steel"
Proceeding ASTM, vol.45, p.532-543, 1945.

- / 4 8 / D.L HENRY "A theory of fatigue damage accumulation in steel"
Trans ASME vol.77, p.913-918, 1955.
- / 4 9 / J. LEMAITRE "Sur le couplage endommagement, élasticité"
S.P. CORDEBOIS C.R. Académie des Sciences PARIS
S. DUFALLY T. 288 Série B, p.391-394, 24 Juin 1979.
- / 5 0 / G.R. HALFORD "The energy required for fatigue"
Journal of materials Vol.1, n°1, Mars 1966, p.3-17.
- / 5 1 / S.F. POLHEMUS C.E. Spaeth, W.H. VOGEL
ASTM STP 500 1973 - p.245-258.
- / 5 2 / GRUMBACH M. Rev. Mét., 68, n°4 (1971), p.245-258.
HENRY G.
RABBE P.
- / 5 3 / POMEY G. Rev. Mét., 64, n°5 (1971), p.447-460.
- / 5 4 / J. LEMAITRE "Mécanique des Matériaux Solides"
J.L. CHABOCHE Dunod (1985).
- / 5 5 / SLOTT. "Controlled Strain Testing Procedures"
STENTZ R.H. ASTM STP 465, (1969).
BERMING T.
- / 5 6 / TILLY G.P. "Strain and Rupture behaviour under High-stress Reversals"
Journal of Strain Analysis, vol.2, n°3, 1967.
- / 5 7 / VIDAL G. "Influence du sens du premier demi-cycle en fatigue oligocyclique"
BERNAD J.L. Rech. Aérosp. n° 1976-4, Juillet-Août.
- / 5 8 / J. POLAK "High cycle Plastic Stress-Strain response of metals"
M. KLESNIL Materials Science and Engineering, 1974, 15 p.231-237.
P. LUKAS

/59/ J. BURBACH

**"Zum zyklischen Verformungsverhalten einiger technischer
Werstoffe"**

**Technische Mitteilungen Krupp Forschungsberichte, 1970, 28,
p.55-102.**