Comportement en fatigue-relaxation de l'alliage 800 (Z 5 NCT A 33-21) à 550° C : influence du vieillissement et prévision à long terme

Abdellah El- Gharad

▶ **To cite this version:**

Abdellah El- Gharad. Comportement en fatigue-relaxation de l'alliage 800 (Z 5 NCT A 33-21) à 550° C : influence du vieillissement et prévision à long terme. Mécanique des matériaux [physics.class-ph]. Université Paul Verlaine - Metz, 1986. Français. NNT : 1986METZ020S . tel-01775550

HAL Id: tel-01775550

https://hal.univ-lorraine.fr/tel-01775550

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

N° d'Ordre : 056 Année 1986

THÈSE

présentée

A LA FACULTÉ DES SCIENCES DE
L'UNIVERSITÉ DE METZ

pour obtenir le

GRADE DE DOCTEUR

DE L'UNIVERSITE DE METZ

par

A. EL GHARAD

Sujet : — **COMPORTEMENT EN FATIGUE-RELAXATION DE L'ALLIAGE 800 (Z 5 NCT A 33-21) A 550°C**

— **INFLUENCE DU VIEILLISSEMENT ET PRÉVISION A LONG TERME.**

Soutenue le 13 Juin 1986, devant la Commission d'Examen :

MM. C. **LEVAILLANT** (CEMEF)		
G. **PLUVINAGE** (METZ)	**Rapporteurs**	
L. **RIMLINGER** (REIMS)		
J. **GRATTIER** (EDF)		
M. **LEBIENVENU** (METZ)	**Examinateurs**	
P. **PETREQUIN** (CEA)		
J.J. **ENGEL** (EDF)	**Invité.**	

BIBLIOTHÈQUE UNIVERSITAIRE - METZ
N° inv 1986040 S
Cote S/M3 86/20
Loc Magasin

REMERCIEMENTS

Ce travail a été effectué au Laboratoire de Fatigue du Département "Etude des Matériaux" de la Direction des Etudes et Recherches d'Electricité de France.

Je tiens à exprimer ici toute ma reconnaissance à Monsieur G. PLUVINAGE, Professeur à l'Université de METZ, qui m'a encouragé à entreprendre cette thèse.

Je voudrais exprimer le témoignage de mes remerciements à Messieurs J.R. DONATI, P. SAINT-PAUL et S.H. MASSON pour m'avoir accueilli dans leur unité en mettant à ma disposition tous les moyens nécessaires à la réalisation de ce travail.

Je voudrais remercier tout particulièrement Messieurs P. PETREQUIN du C.E.A., C. LEVAILLANT de l'Ecole des Mines de Paris, Monsieur LEBIENVENU, Maître de Conférences à l'Université de METZ et Monsieur L. RIMLINGER, Professeur à l'Université de REIMS qui ont bien voulu manifester leur intérêt pour ce travail en participant à ce Jury.

Je tiens à exprimer ma profonde reconnaissance à mon ami J. GRATTIER qui, par ses conseils fructueux, m'a donné le goût de la recherche en m'encourageant tout au long de cette étude. Qu'il soit aussi remercié d'avoir accepté de participer au Jury.

Mes remerciements vont également à mes amis J.J. ENGEL et J.C. VAN DUYSEN pour l'intérêt qu'ils ont porté à cette étude et les discussions fructueuses qui ont permis la bonne réalisation de ce travail.

Enfin, que tous les membres du "Département Etudes des Matériaux" des Renardières, qui ont participé de près ou de loin à cette étude, trouvent ici l'expression de ma reconnaissance et tout particulièrement H. LE CORRE et ses collègues du Laboratoire de Fatigue.

RESUME

Des essais de fluage, de fatigue oligocyclique continue et de fatigue relaxation ont été effectués à 550°C sur un produit en alliage 800 grade 2. L'influence d'un vieillissement préalable de 3000 h à 550°C a été étudiée. Des examens métallurgiques ont permis de mettre en évidence les modes de déformation et de rupture et de caractériser l'endommagement pour les différents types d'essais.

La modélisation des courbes de relaxation a été effectuée grâce à deux modèles distincts qui permettent chacun des extrapolations vers les longues durées de maintien.

Des prévisions à long terme de la durée de vie en fatigue-relaxation sous faibles déformations ont été obtenues par l'application de deux méthodes de prise en compte de l'interaction fatigue-fluage reposant :

- la première, sur une approche mécanique avec un cumul non linéaire des dommages de fatigue et de fluage, définis à partir de variables mécaniques externes;
- la seconde, sur une approche métallurgique des endommagements internes du matériau définis par des mesures quantitatives sur coupe métallographique.

MOTS CLES

Alliage inoxydable - Alliage 800 - Vieillissement - Evolution structurale - Propriétés mécaniques - Fluage - Fatigue continue - Fatigue relaxation - Endommagement - Modélisation - Prévision à long terme.

SUMMARY

Creep and Low Cycle Fatigue tests with and without hold time have been carried out at 550°C on a bar of alloy 800 grade 2. The influence of a previous ageing during 3000 h at 550°C has been studied. Metallurgical investigations allowed to analyze the deformation and breaking modes and to characterize the damage for the different types of tests.

Modelization of relaxation curves has been performed with two distinct models allowing both extrapolations to very long hold times.

Long term life predictions for creep fatigue tests with long dwell time and small deformations have been obtained by application of two methods of creep fatigue interaction :

1) Mechanical approach with a non-linear cumulation of fatigue and creep damage both of them being related to external mechanical variables.
2) Metallurgical approach with a damage concept based on quantitative metallographic measurements.

KEY WORDS

Stainless steel - Alloy 800 - Ageing - Structural Evolution - Mechanical properties - Creep - Low Cycle Fatigue - Cyclic relaxation tests - Damage - Modelling - Long term life prediction.

SOMMAIRE

CHAPITRE I INTRODUCTION GENERALE

I.1 - INTRODUCTION

I.2 - DEFINITION DES DIFFERENTES NUANCES D'ALLIAGE 800

I.2.1 - Définition du grade 1.

I.2.2 - Définition du grade 2.

I.3 - SPECIFICATION DE LA COMPOSITION CHIMIQUE POUR SUPERPHENIX

I.4 - OBJECTIF ET PROGRAMME DE L'ETUDE

CHAPITRE II REVUE BIBLIOGRAPHIQUE DES CARACTERISTIQUES STRUCTURALES DE L'ALLIAGE 800 A L'ETAT DE GRADE 1 ET DE GRADE 2

II.1 - STRUCTURE A L'ETAT DE RECEPTION

II.1.1 - Structure du grade 2.

II.1.2 - Structure du grade 1.

II.2 - EVOLUTION STRUCTURALE APRES MAINTIEN EN TEMPERATURE

II.2.1 - Précipitation des carbures.

II.2.2 - Influence de la précipitation de carbures sur la sensibilité à la corrosion intergranulaire.

II.2.3 - Précipitation des phases intermétalliques.

CHAPITRE III CARACTERISATION DU PRODUIT EN ALLIAGE 800 ETUDIE A L'ETAT DE GRADE 2

III.1 - OBJET

III.2 - IDENTIFICATION DU PRODUIT ETUDIE

III.3 - CARACTERISATION DU GRADE 2 DU PRODUIT ETUDIE

- III.3.1 - Obtention de la structure de grade 2.
- III.3.2 - Résultats des essais de caractérisation
  - III.3.2.1 - Examens de structure et mesures de dureté Vickers.
  - III.3.2.2 - Caractéristiques de traction.

III.4 - ETUDE DU VIEILLISSEMENT

- III.4.1 - Evolution de la dureté au cours du vieillissement.
- III.4.2 - Evolution de la microstructure au cours du vieillissement.
  - III.4.2.1 - Examens au microscope optique.
  - III.4.2.2 - Examens en microscopie électronique par transmission
- III.4.3 - Influence de l'évolution structurale sur la sensibilité à la corrosion intercristalline.
- III.4.4 - Composition chimique au voisinage des joints de grains.

III.5 - CONCLUSION.

CHAPITRE IV COMPORTEMENT EN FLUAGE DU PRODUIT B108, EN ALLIAGE 800 ETUDIE A L'ETAT DE GRADE 2 A 550°C

IV.1 - OBJET

IV.2 - ESSAIS DE FLUAGE

- IV.2.1 - Modalités des essais
- IV.2.2 - Description de l'état pré-consolidé

IV.3 - RESULTAT DES ESSAIS EFFECTUES A 550°C

IV.4 - COMPARAISON DES RESULTATS OBTENUS SUR LES DIFFERENTS ETATS DU MATERIAU

- IV.4.1 - Définition des différentes contraintes utilisables pour la loi de fluage à rupture.
- IV.4.2 - Détermination des lois de fluage à rupture

IV.5 - OBSERVATIONS METALLURGIQUES

IV.6 - CONCLUSIONS

CHAPITRE V COMPORTEMENT EN FATIGUE CONTINUE ET EN FATIGUE-RELAXATION DE L'ALLIAGE 800 GRADE 2 A 550°C A L'ETAT DE RECEPTION ET A L'ETAT VIEILLI 3000 HEURES A 550°C

V.1 - INTRODUCTION

V.2 - METHODE EXPERIMENTALE

V.3 - RESULTATS DES ESSAIS DE FATIGUE-CONTINUE ET DE FATIGUE-RELAXATION

V.3.1 - Résultats des essais de fatigue-continue.

3.1.1 - Comportement du produit sous sollicitations cycliques.

3.1.2 - Courbes de consolidation cyclique et monotone.

3.1.3 - Courbes de résistance à la fatigue.

3.1.4 - Comparaison avec des résultats obtenus antérieurement sur des produits en alliage 800 grade 2.

3.1.5 - Conclusions

V.3.2 - Résultats des essais de fatigue-relaxation.

3.2.1 - Influence de la durée du maintien sur la consolidation cyclique.

3.2.2 - Influence de la durée du maintien sur la durée de vie.

3.2.3 - Relation entre la réduction de la durée de vie et la durée de maintien ou la contrainte relaxée.

V.3.3 - Observations métallurgiques sur les éprouvettes après essais.

3.3.1 - Observations au M.E.B. des faciès de rupture.

3.3.2 - Observations en microscopie optique sur coupes métallographiques.

3.3.3 - Observations au M.E.B. des fûts des éprouvettes.

3.3.4 - Résultats des examens en microscopie électronique en transmission (M.E.T.)

3.3.4.1 - Fatigue-continue sous $\Delta\varepsilon_t$ = 1,5 %

3.3.4.2 - Fatigue relaxation sous $\Delta\varepsilon_t$ = 1,5 %

3.3.5 - Discussion

3.3.5.1 - Fatigue-continue

3.3.5.2 - Fatigue-relaxation

3.3.5.2.1 - Mécanisme probable de la précipitation intergranulaire des carbures $M_{23}C_6$.

3.3.5.2.2 - Evolution de l'amplitude de contrainte au cycle stabilisé.

3.3.5.2.3 - Modes d'endommagement et de rupture.

3.3.6 - Influence de la déformation sur la sortie du domaine de sensibilité à la corrosion intercristalline.

V.4 - CONCLUSIONS

CHAPITRE VI MODELISATION DES COURBES DE RELAXATION

VI.1 - OBJET

VI.2 - DEFINITION DE LA LOI DE COMPORTEMENT VISCOPLASTIQUE DITE "REGLE C.E.A.M" ET IDENTIFICATION DES COEFFICIENTS DANS LE CAS DE L'ALLIAGE 800 A 550°C A L'ETAT DE GRADE 2 VIEILLI.

VI.2.1 - Définition de la loi du comportement viscoplastique.

VI.2.2 - Hypothèse du Time-Hardening.

VI.2.3 - Hypothèse du Strain-Hardening.

VI.3.4 - Identification de la loi de relaxation.

VI.3 - DEFINITION DE LA LOI DE COMPORTEMENT EN RELAXATION, BASEE SUR LA FORMULE DE BUI.QUOC ET IDENTIFICATION DES COEFFICIENTS DANS LE CAS DE L'ALLIAGE 800 A 550°C A L'ETAT GRADE 2 VIEILLI.

VI.3.1 - Définition de la loi de Bui-Quoc modifiée.

VI.3.2 - Identification de la loi de Bui-Quoc.

VI.4 - RESULTATS DE PREDICTIONS ET D'EXTRAPOLATIONS POUR DES DUREES DE MAINTIEN ALLANT DE 10 A 60.000 MIN. EN TRACTION PAR LES DEUX LOIS DE RELAXATION

VI.5 - CONCLUSION

CHAPITRE VII APPROCHE MECANIQUE DE L'ENDOMMAGEMENT EN FATIGUE-FLUAGE PROPOSEE PAR L'ONERA

VII.1 - PRESENTATION GENERALE DES LOIS D'ENDOMMAGEMENT DE FATIGUE, DE FLUAGE ET D'INTERACTION FATIGUE-FLUAGE DE L'ONERA

1.1 - Définition du dommage.

1.2 - Notions sur la "mesure" du dommage.

1.3 - Application à la fatigue et au fluage.

1.4 - Formulation des lois d'endommagement en fatigue et en fluage proposées par l'ONERA.

VII.2 - CAS DU FLUAGE

2.1 - Description de la loi d'endommagement de fluage de J. Lemaitre et J.L. Chaboche dite "Loi de l'ONERA".

2.2 - Choix de la loi de fluage utilisée.

2.2.1 - Temps à rupture t_R.

2.2.2 - Courbe de dommage de fluage.

2.3 - Identification des coefficients de la loi d'endommagement de fluage de l'ONERA pour l'alliage 800, grade 2 à 550°C à l'état vieilli 3000 heures à 550°C.

2.3.1 - Loi d'évolution du dommage de fluage.

2.3.2 - Résultat de l'identification des coefficients de la loi de fluage.

2.4 - Simulation de la rupture en fluage.

2.5 - Conclusion.

VII.3 - CAS DE LA FATIGUE

3.1 - Description de la loi d'endommagement de fatigue de l'ONERA.

3.1.1 - Présentation générale.

3.1.2 - Mesure du dommage de fatigue.

3.1.3 - Modèle proposé.

3.1.3.1 - Nombre de cycles à rupture.

3.1.3.2 - Evolution du dommage de fatigue

3.2 - Identification des coefficients de la loi de fatigue du modèle de l'ONERA sur les résultats de l'alliage 800, grade 2 (vieilli 3000 h. à 550°C)

3.2.1 - Courbe de Wöehler.

3.2.2 - Evolution du dommage.

3.3 - Simulation de la rupture en fatigue continue.

3.4 - Conclusion.

VII.4 - CAS DE L'INTERACTION FATIGUE-FLUAGE.

4.1 - Description de la loi d'interaction fatigue-fluage de l'ONERA.

4.2 - Application du modèle d'interaction fatigue-fluage de l'ONERA aux essais de fatigue-relaxation effectués à 550°C sur l'alliage 800, grade 2, vieilli.

4.3 - Résultats des prévisions et comparaison avec l'expérience.

VII.5 - CONCLUSIONS.

CHAPITRE VIII APPROCHE D'INTERACTION DES DOMMAGES DE FATIGUE ET DE FLUAGE PROPOSEE PAR C. LEVAILLANT

VIII.1 - INTRODUCTION

VIII.2 - DESCRIPTION DE L'APPROCHE METALLOGRAPHIQUE DE C. LEVAILLANT

2.1 - Mesure du dommage de fatigue : Mise en équation des phases d'amorçage et de propagation de la fissure en fatigue-continue.

2.2 - Loi d'évolution de l'endommagement en fatigue-continue au cours de la phase de propagation.

2.3 - Mesure du dommage intergranulaire de fluage au cours des essais de fatigue-relaxation avec maintien en traction.

2.4 - Recherche d'une relation physique entre la réduction de durée de vie et la contrainte relaxée.

2.4.1 - Relation entre la réduction de la durée de vie et l'endommagement.

2.4.2 - Relation entre le coefficient de réduction de la durée de vie et la contrainte relaxée.

VIII.3 - APPLICATION DE L'APPROCHE METALLOGRAPHIQUE DE L'INTERACTION FATIGUE FLUAGE PROPOSEE PAR C. LEVAILLANT. RESULTATS OBTENUS SUR L'ALLIAGE 800

3.1 - Résultats des mesures d'interstrie pour l'alliage 800 grade 2 à 550°C.

3.2 - Application de loi de fissuration au calcul du nombre de cycles de propagation en fatigue continue.

3.3 - Mesure du dommage intergranulaire de fluage sur coupes longitudinales, des éprouvettes de fatigue-relaxation de l'alliage 800 grade 2

3.3.1 - Evolution du coefficient du dommage intergranulaire Dm en fonction de la durée de maintien.

3.3.2 - Evolution du dommage intergranulaire élémentaire par cycle en fonction de la contrainte relaxée en traction.

3.3.3 - Relation entre le coefficient de réduction de la durée de vie R_c et le coefficient de dommage intergranulaire élémentaire D_c.

3.3.4 - Corrélation entre le coefficient R_c et la durée de maintien en relaxation t_{mt}.

VIII.4 - APPLICATION DE LA RELATION $R_c - \sigma_{rt}$ A LA PREVISION DE LA DUREE DE VIE EN FATIGUE-RELAXATION POUR DES DUREES DE MAINTIEN ALLANT JUSQU'A 1000 H EN TRACTION.

VIII.5 - CONCLUSION.

VIII.6 - REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES DU CHAPITRE.

CHAPITRE IX CONCLUSION GENERALE

CHAPITRE I

INTRODUCTION GENERALE

SOMMAIRE

I.1 - INTRODUCTION

I.2 - DEFINITION DES DIFFERENTES NUANCES D'ALLIAGE 800

I.2.1 - Définition du grade 1.

I.2.2 - Définition du grade 2.

I.3 - SPECIFICATION DE LA COMPOSITION CHIMIQUE POUR SUPERPHENIX

I.4 - OBJECTIF ET PROGRAMME DE L'ETUDE

***

I.1 - INTRODUCTION

L'augmentation constante des performances demandées aux installations industrielles modernes a conduit à l'élaboration d'alliages de plus en plus sophistiqués. Dans ce cadre, l'industrie nucléaire cherche à utiliser des alliages répondant à des critères bien déterminés, en fonction de leur finalité. En particulier, l'avenir des réacteurs à neutrons rapides repose en grande partie sur la fiabilité des générateurs de vapeur qui leur sont associés.

Ces générateurs de vapeur doivent fonctionner correctement, pendant un temps égal à la durée de vie prévue du réacteur (environ 30 ans). En service, les tubes d'échange de ces générateurs seront en contact, d'un côté avec le sodium liquide, de l'autre avec de l'eau ou de la vapeur surchauffée. Le choix des matériaux susceptibles d'être utilisés pour réaliser ces tubes doit tenir compte de la double nécessité d'une très bonne tenue à la corrosion et d'une bonne résistance mécanique, ceci à des températures maximales de 550°C. Deux types d'alliages peuvent être envisagés (1) :

a) Les aciers ferritiques faiblement alliés, type 2,25 Cr 1 Mo stabilisé ou non, ou plus fortement alliés, type 9 Cr 2 Mo stabilisé ou non.

b) Les alliages austénitiques à forte teneur en nickel, parmi lesquels l'alliage 800 (Z5 NCTA 33-21).

En France, pour le réacteur Super-Phénix, le choix s'est porté sur l'alliage 800 à l'état de grade 1, essentiellement parce que ce matériau présente un meilleur compromis entre des bonnes propriétés mécaniques à chaud (fluage), supérieures à celles des aciers ferritiques concurrents (figure I-1), et une bonne résistance à la corrosion dans des milieux aqueux. La figure I-2-a montre le rôle joué par les générateurs de vapeur dans l'installation de Super-Phénix, une vue éclatée d'un des quatre générateurs de vapeur de Super-Phénix est donnée sur la figure I-2-b.

Au point de vue historique, l'alliage 800 a été développé en 1949 par l'International Nickel Company. Il contient environ 45 % (en pds) de fer, 30-35 % de nickel, et 19-23 % de chrome. Ce type d'alliage occupe, dans la famille des alliages austénitiques Fe-Ni-Cr, une place intermédiaire entre les aciers 18-10 et les nuances plus riches en nickel du type Inconel 600 (2).

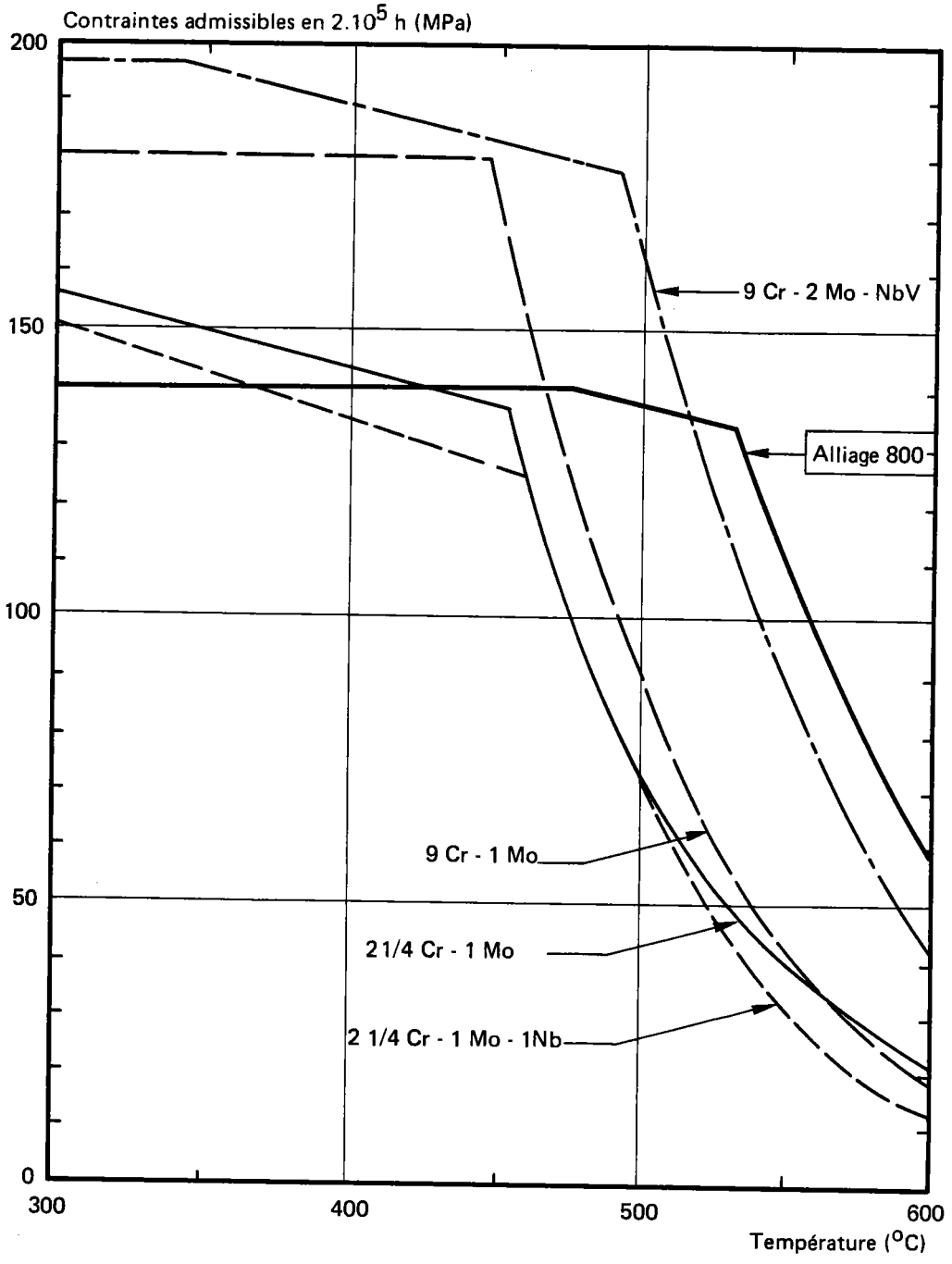
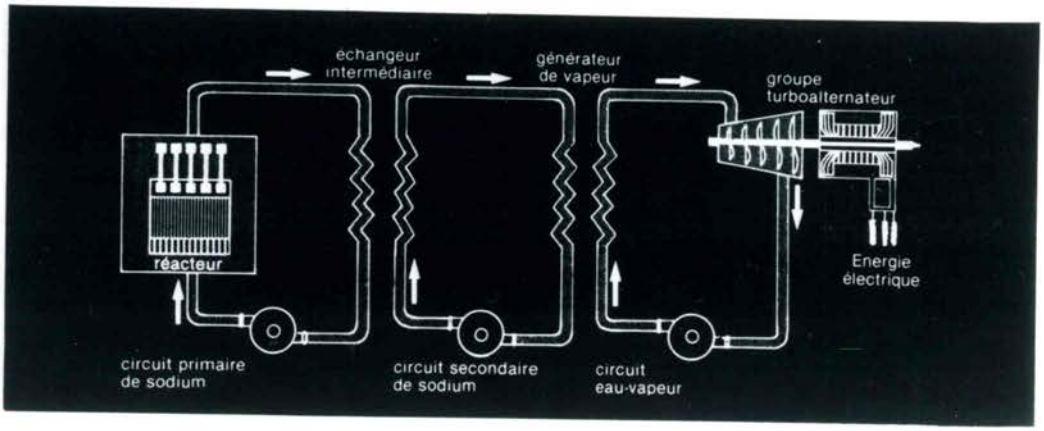


Figure I-1 – Contraintes admissibles relatives aux alliages susceptibles d'être utilisés pour constituer les tubes d'échange des générateurs de vapeur.
D'après Code ASME - Code Case N47.

a –



b –

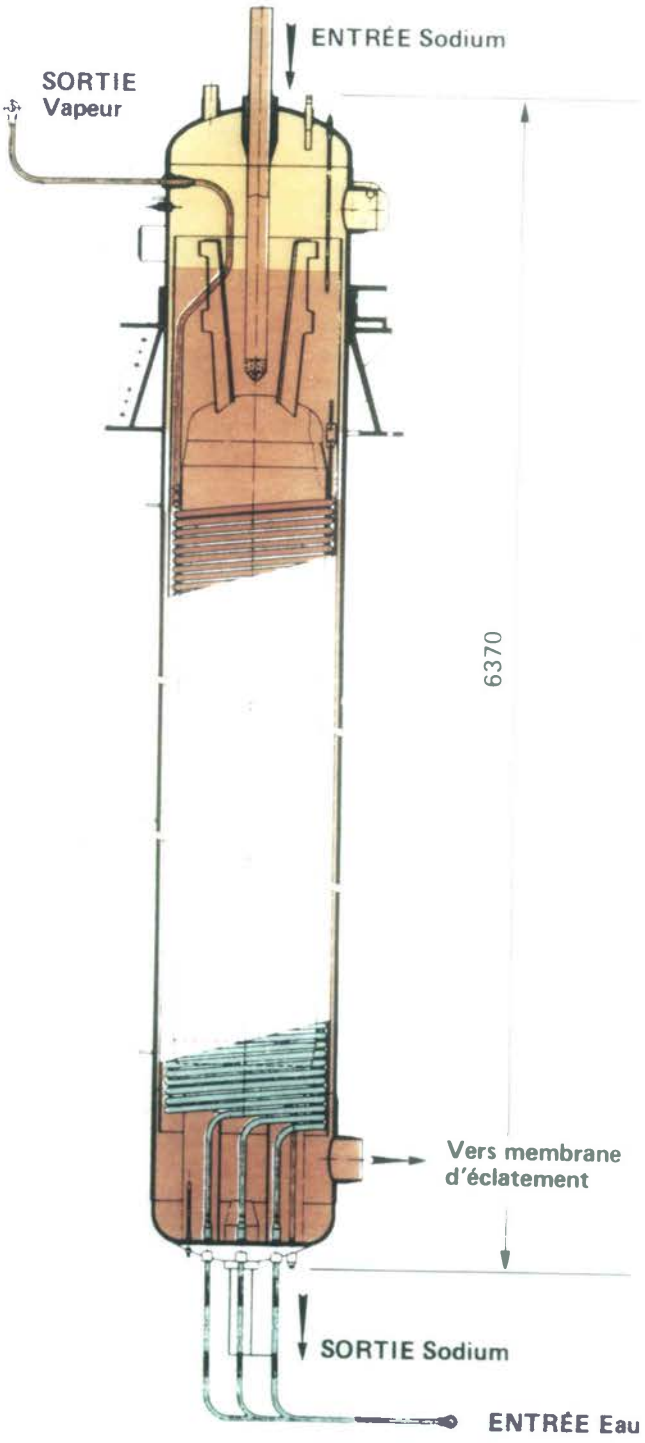


Figure I - 2 – Schéma de principe du réacteur Super Phénix (a) et géométrie d'un des 4 générateurs de vapeur (b).

La structure du matériau choisi pour les tubes des générateurs de vapeur de Super-Phénix est celle de grade 1. Lors de l'assemblage bout à bout de ces tubes (3), un gradient de température s'établit à partir de la région où est faite la soudure et affecte les zones les plus proches. Ces zones affectées thermiquement (ZAT), prennent une structure similaire de celle du grade 2.

I.2 -DEFINITION DES DIFFERENTES NUANCES D'ALLIAGE 800 (tableau I.1)

I.2.1 - Définition du grade 1

Le grade 1 comporte un traitement thermique final à basse température (980°C). La structure du grade 1 présente une bonne résistance à la corrosion intercristalline (cf. II.3.3.) qui est obtenue en diminuant le "carbone libre" susceptible de précipiter, sous forme de carbures de chrome du type $M_{23}C_6$, dans le joint de grains pendant les maintiens en température :

- soit en diminuant la teneur totale en carbone de l'alliage;
- soit en réalisant une précipitation préalable de ces carbures à coeur des grains par une séquence appropriée de traitement thermique et de déformation.

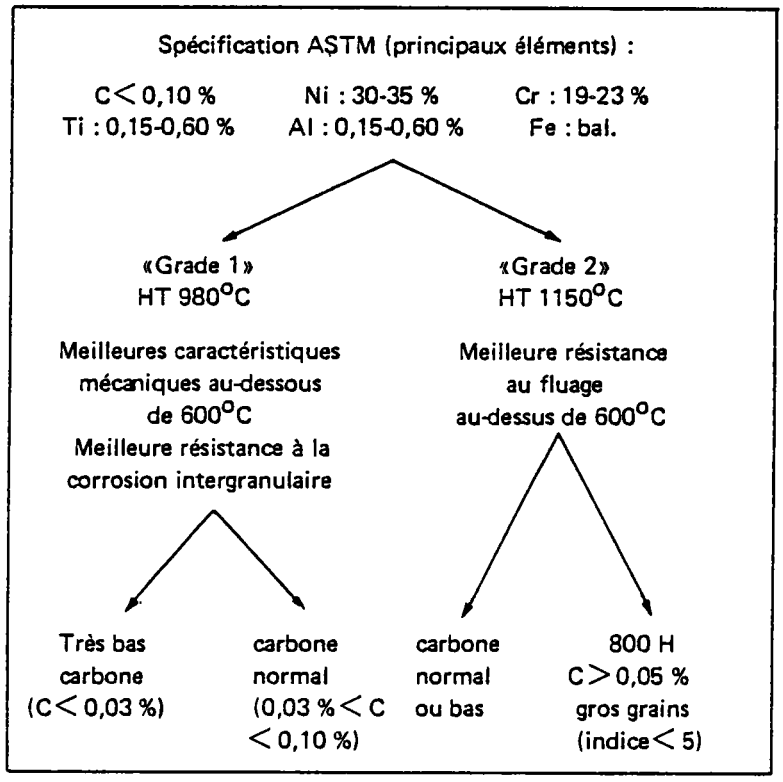
L'indice de grain est seulement de 8-11 AFNOR (NF.A04.102).

I.2.2. - Définition du grade 2

Le grade 2 comporte une hypertrempe finale à haute température (1150°C) destinée à obtenir une remise en solution du carbone aussi complète que possible dans le but d'améliorer sa résistance au fluage. Une sous-classe "800 H" a été développée par adjonction d'une limite inférieure pour la teneur en carbone ($C \geq 0,05$ %) et spécification d'une taille de grain (indice ASTM ≤ 5)

Remarque. L'alliage 800 grade 1 présente des caractéristiques de traction à 20°C et à haute température plus élevées que celles du grade 2. Cependant, sa résistance au fluage est inférieure à celle du grade 2.

Tableau I-I : Définition des nuances d'Alliage 800



I.3 - SPECIFICATION DE LA COMPOSITION CHIMIQUE POUR SUPER-PHENIX

Pour la fabrication des tubes d'échange des générateurs de vapeur de Super-Phénix, dont la température de service est de 550°C, il a été décidé de choisir un alliage à l'état de grade 1 dont la composition chimique satisfait à la spécification NOVATOME-NIRA (Réf.: CRE 1.4101/462 QY 2201) ci-après (%en poids) :

C	0,03-0,06	Cr	19-23
S	≤ 0,015	Co	≤ 0,25
P	≤ 0,015	Cu	≤ 0,75
Si	≤ 0,70	Ti	0,30-0,50
Mn	≤ 1,00	Al	0,10-0,25
Ni	32-35	Ti+Al	0,45-0,75
		N	≤ 0,030

Ce choix (4) vise à réaliser un bon compromis entre des caractéristiques mécaniques suffisantes (par le choix de la teneur en

carbone) et une bonne résistance à la corrosion sous contrainte. Afin d'éviter une ductilité de fluage trop faible risquant de rendre le matériau plus sensible à l'effet d'entaille, la quantité globale de (Titane + Aluminium) a été limitée à la valeur maximale de 0,75 %. Ces éléments précipitent en effet au cours du vieillissement en température pour former une phase intermétallique durcissante γ' de formule : $Ni_3(Ti, Al)$.

I.4 - OBJECTIF ET PROGRAMME DE L'ETUDE

Lors du fonctionnement de l'installation, les tubes sont soumis à des sollicitations thermiques cycliques qui font intervenir la fatigue et le fluage. Il était donc nécessaire d'évaluer le comportement en fatigue-relaxation de cette structure de type grade 2. De plus, comme il existe un écart important entre les conditions de service (déformations faibles : < 0,5 %, longues durées: durée de vie > 200.000 h, maintiens jusqu'à 1000 h) et les conditions des essais de laboratoire (déformations > 0,7 % et durée d'essais < 10.000 h), l'utilisation de règles de prévisions s'avère indispensable.

Un important programme expérimental a été conduit :

- pour caractériser l'alliage et en particulier son évolution structurale au cours de vieillissement à haute température (chapitre III);
- pour l'acquisition des données nécessaires à la connaissance du comportement en fluage (chapitre IV), en fatigue continue et en fatigue-relaxation (chapitre V).

Les données ainsi obtenues ont été utilisées pour établir des règles de prévision et faire une évaluation critique des méthodes proposées antérieurement (chapitres VI, VII et VIII), en particulier leur aptitude à prendre en compte l'influence du mode de durcissement particulier de cet alliage sur les endommagements de fatigue et fluage.

***

REFERENCES DU CHAPITRE I

(1) F. POZARNIC
Evolutions structurales développées au cours du vieillissement de l'alliage 800 et leurs conséquences sur les propriétés mécaniques du matériau. Rapport C.E.A.-R-5249 (1984).

(2) Ph. BERGE, J.R. DONATI, Mme D. GUTTMANN, P. SPITERI, L. VALIBUS.
Evolution structurale en température des alliages du type Incoloy 800 et son influence sur les caractéristiques mécaniques. Extrait des Mémoires Scientifiques, Revue Métallurgique n° 11, Novembre 1975.

(3) J. GRATTIER
Etude des propriétés de fatigue à grand nombre de cycles de l'alliage 800 utilisé pour les tubes des générateurs de vapeur de Super-Phénix. 2ème partie: Résultats obtenus à 400°C sur tubes soudés. HT/PV D 579 MAT/T43.

(4) M. JULIEN
Incoloy 800 pour générateur de vapeur de réacteurs rapides refroidis au sodium. 18ème Colloque de Métallurgie, Saclay, Juin 1975.

***

CHAPITRE II

REVUE BIBLIOGRAPHIQUE DES CARACTERISTIQUES STRUCTURALES DE L'ALLIAGE 800 A L'ETAT DE GRADE 1 ET DE GRADE 2

SOMMAIRE

II.1 - STRUCTURE A L'ETAT DE RECEPTION

II.1.1 - Structure du grade 2.

II.1.2 - Structure du grade 1.

II.2 - EVOLUTION STRUCTURALE APRES MAINTIEN EN TEMPERATURE

II.2.1 - Précipitation des carbures.

II.2.2 - Influence de la précipitation de carbures sur la sensibilité à la corrosion intergranulaire.

II.2.3 - Précipitation des phases intermétalliques.

***

II.1 - STRUCTURE A L'ETAT DE RECEPTION

L'alliage 800 présente une structure entièrement austénistique. Cependant, du fait de sa composition chimique, divers précipités sont susceptibles de se former en service, alors que d'autres se forment au cours des différents stades de fabrication du produit (1).

II.1.1 - Structure du grade 2

Lors d'une étude antérieure (1), sur sept produits, dont deux à l'état de grade 2 (une tôle de 24 mm d'épaisseur et une barre de 16 mm de diamètre), il a été constaté qu'après le recuit final à haute température (1150°C), les deux produits présentent une taille de grain d'indice AFNOR* 2-4, et que, lors du refroidissement final à l'air, une précipitation continue des carbures $M_{23}C_6$ s'est formée dans les joints de grains, alors qu'il n'y a que très peu de précipités intragranulaires (2). On remarque par ailleurs l'existence des carbonitrures de titane Ti(C,N) intragranulaires.

II.1.2 - Structure du grade 1

La structure des produits étudiés à l'état de grade 1 en (1), (2), et (3), est plus complexe que celle du grade 2. La structure présente un grain fin d'indice AFNOR 8-11. Des carbures de chrome du type $M_{23}C_6$ y dessinent un réseau intragranulaire rappelant la structure d'un stade antérieur de fabrication; toutefois, une très faible précipitation intergranulaire de ces carbures a été observée (1) et (2).

On distingue aussi l'existence de carbonitrures de titane Ti(C,N) intragranulaires.

II.2 - EVOLUTION STRUCTURALE APRES MAINTIEN EN TEMPERATURE

Au cours des maintiens en température - entre 500 et 850°C et pour des durées allant jusqu'à 10.000 heures (1), (2) et (3), interviennent des précipitations de carbures et de phases intermétalliques.

---

* Extrait de la Norme : NF.A104-102.

II.2.1 - Précipitations de carbures

Pour le grade 1, les carbures du type $M_{23}C_6$ précipitent dans les joints de grains et les joints de macle sous forme de plaquettes qui remplissent presque entièrement les joints de grains quand le maintien est assez long. Les carbures intragranulaires observés dans l'état de réception sont toujours présents après vieillissement.

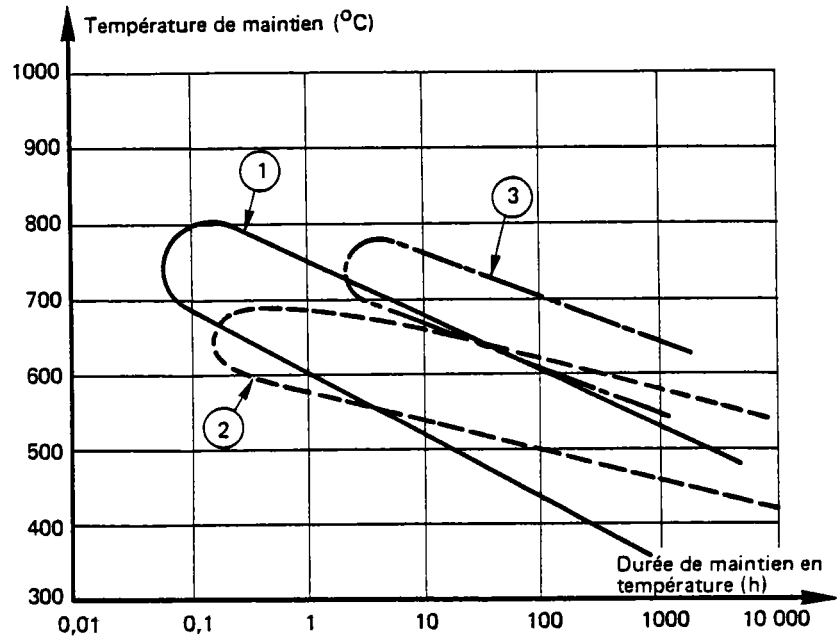
Pour le grade 2, on note que la précipitation des carbures de chrome $M_{23}C_6$ s'amplifie fortement dans les joints de grains après maintien à 600°C. En outre, on note (1) la présence de carbures du même type dans le grain, en particulier au voisinage des joints de grains ou des gros carbonitrures de titane. Ces carbures sont sous forme de petites plaquettes collées les unes aux autres.

II.2.2. - Influence de la précipitation de carbure sur la sensibilité à la corrosion intergranulaire

Pour l'alliage 800, comme pour les aciers inoxydables 18-10, la précipitation intergranulaire des carbures $M_{23}C_6$ s'accompagne, dans certaines conditions, d'une déchromisation plus ou moins importante de la matrice au voisinage des carbures. Si les zones déchromées forment un film continu le long des joints de grains, le matériau présente une sensibilité à la corrosion intercristalline qui peut être mise en évidence par un essai dans le réactif sulfocuprique à ébullition. La figure II.1, permet de comparer le domaine de sensibilité à la corrosion intercristalline de l'alliage 800 d'une part, à celui de l'acier 316 et à celui de l'alliage 600, tel que décrit par Berge et Donati dans (4), ainsi que la comparaison du grade 2 par rapport au grade 1 obtenue par (2).

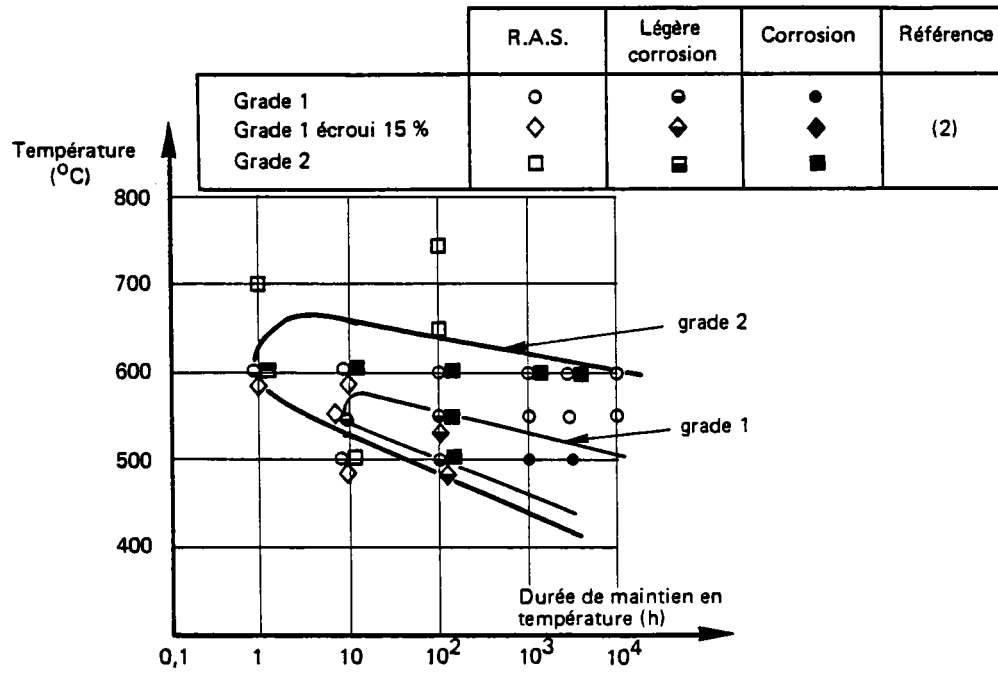
II.2.3. - Précipitations de phases intermétalliques

Au cours des vieillissements entre 500 et 600°C, pour des durées jusqu'à 10.000 heures, l'alliage 800 subit une précipitation de 3 phases intermétalliques (1) et (2) : la phase σ (Fe-Cr), la phase G ($Ti_6\ Ni_{16}\ Si_7$) et surtout la phase γ' Ni_3 (Ti, Al).



a — Essais comparatifs de corrosion intergranulaire sur Alliage 600, Alliage 800 et acier 316 à l'état hypertrempé

	Matériau	Composition (%) C	Cr	Ni	Traitement thermique	Essai de corrosion	Référence
Courbe 1	Alliage 600	0,017	16,6	74,3	1080°C - 10 mn trempe eau	H_2SO_4 bouillant 750 mV	(4)
Courbe 2	Alliage 800 Grade 1	0,036	20,9	31,8	980°C - 20 mn trempe eau	sulfo-cuprique	
Courbe 3	Acier 316	0,051	16,7 (Mo : 2,5)	12,3	1100°C - 1 h trempe eau	sulfo-cuprique	



b — Résultats des essais de corrosion intercristalline dans le réactif sulfo-cuprique après maintiens à différentes températures de la barre en l'état de grade 1 et 2

Figure II-1 — Domaine de corrosion intercristalline de l'Alliage 800.

a) La phase σ, quadratique, n'a été identifiée que dans le cas d'un seul matériau (1), et après un essai de fluage de 25.000 heures à T = 600°C. Elle se présente sous forme de petits grains de 1 à 2 μm de diamètre.

b) La phase G, cubique à faces centrées, apparaît dans tous les matériaux étudiés en (1) et (2) sous forme lenticulaire, dans les joints de grains et à leur voisinage après maintien de 50.000 heures à 600°C.

c) La phase γ' a une structure cristalline cubique à faces centrées dans laquelle les atomes d'aluminium ont remplacé certains atomes de titane comme le montre la figure II-2. Quand elle apparaît, cette phase γ' est cohérente avec la matrice du fait de la très faible différence entre le paramètre de sa maille et celui de la matrice austénistique. Elle précipite sous forme de sphéroïdes (globules) uniformément répartis dans la matrice γ.

La précipitation de γ' se fait sous forme de globules de 20 à 200 Å de diamètre. Cette phase présente les mêmes caractéristiques de morphologie et de répartition dans le grade 1 et le grade 2, selon les observations faites par Berge, Donati et Al. (1). La précipitation de la phase γ' modifie les propriétés de l'alliage 800. Ceci se traduit par l'augmentation de la dureté et des caractéristiques de traction (1) et (2); la figure II-3 montre l'évolution de la dureté HV_{30} en fonction de la durée et de la température de maintien du produit étudié en (2).

Pour comprendre les mécanismes de durcissement de l'alliage 800 par les précipités de γ', il convient alors de considérer les phénomènes qui interviennent lors du passage d'une dislocation se déplaçant dans son plan de glissement (plan du type (111) dans le cas de la matrice γ de symétrie cubique à faces centrées). Dans la phase γ', les plans (111) sont constitués d'atomes de nickel et titane (ou aluminium). Le passage d'une dislocation au travers d'un tel arrangement crée ainsi un désordre. Pour rétablir l'ordre initial, une seconde dislocation doit à son tour traverser le précipité; on observe alors des paires de dislocations, comme le montre la figure II-4.

Quand la taille des précipités augmente, la contrainte nécessaire, pour que la dislocation puisse les traverser, croît significativement. Un second mécanisme intervient alors : c'est le processus de contournement suggéré par Orowan (5) comme le montre la figure II-5. La dislocation se courbe du fait qu'elle ne peut plus cisailler le précipité. Les parties de la dislocation situées de part et d'autre du précipité vont alors s'attirer et le passage de la dislocation laissera une boucle autour du précipité.

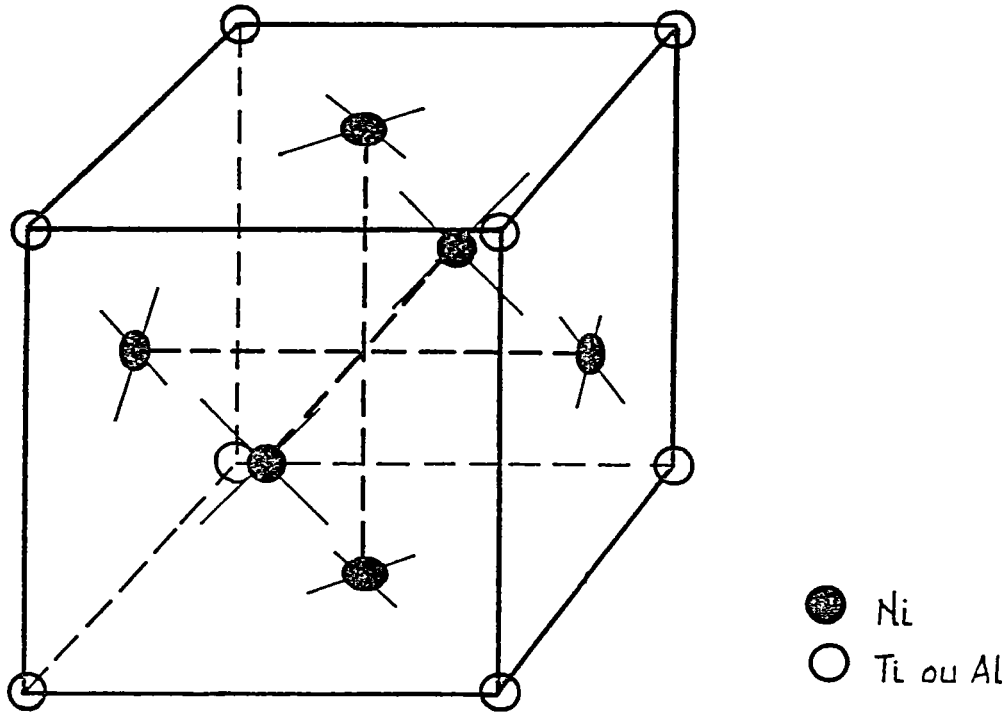


Figure II 2 - STRUCTURE DE LA PHASE γ' ORDONNÉE.

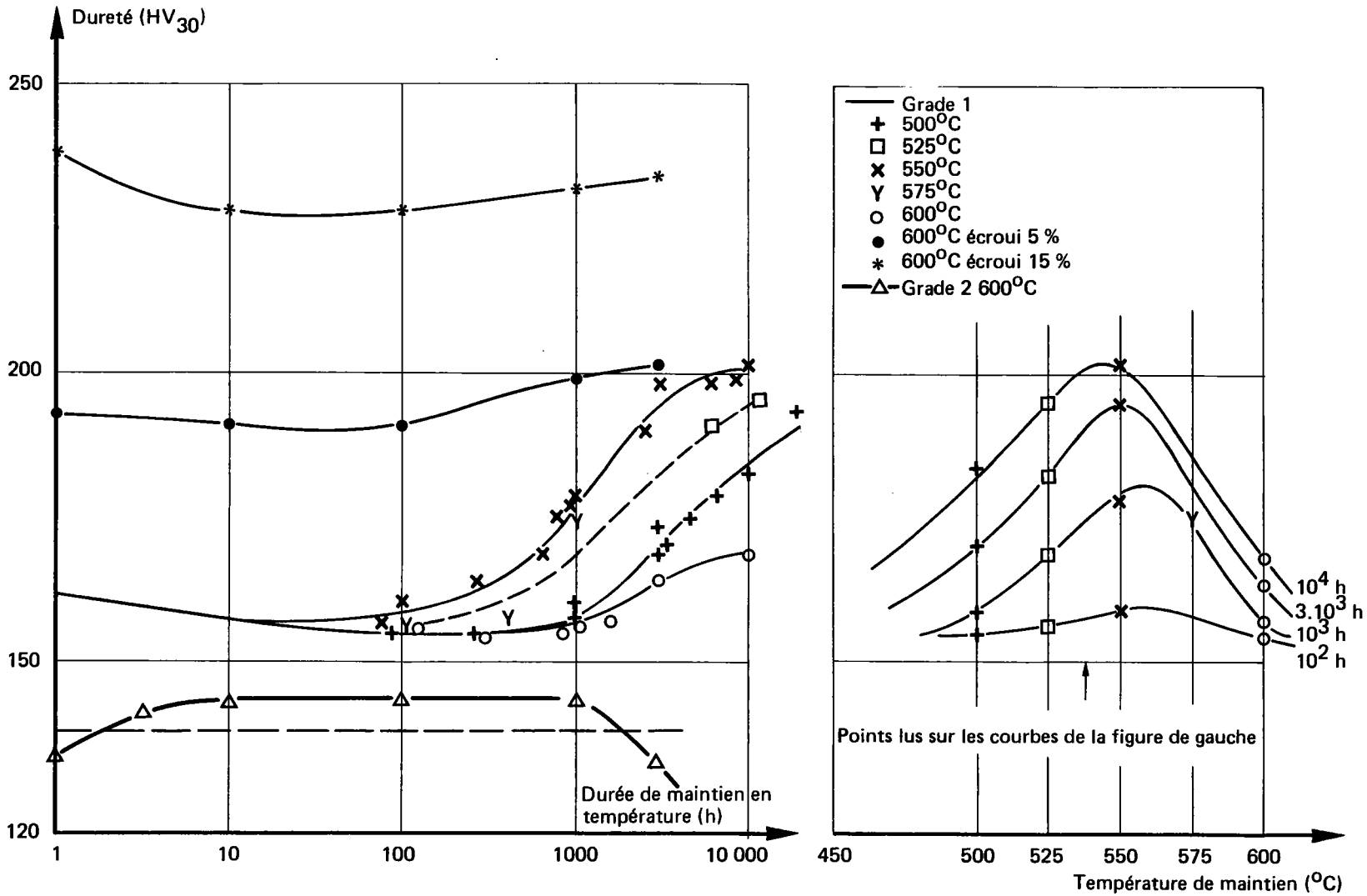
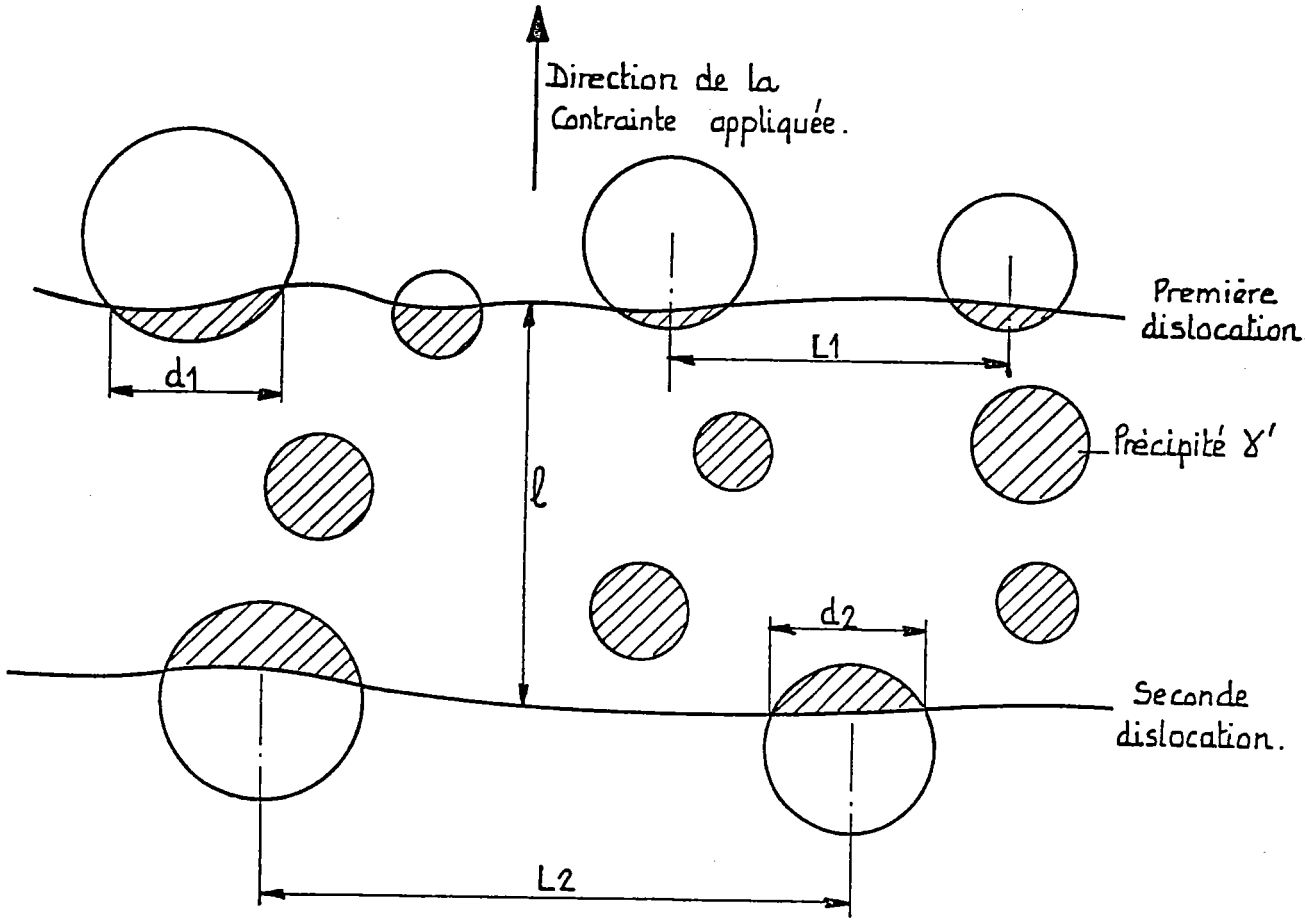


Figure II-3 – Évolution de la dureté Vickers de la barre en l'état de grade 1 au cours de maintiens en température [2].



Zone dans laquelle l'ordre des atomes de la phase γ' ordonnée a été détruit par le passage d'une dislocation.

Zone dans laquelle les précipités sont ordonnés.

FIGURE II 4 – SCHÉMA DU MÉCANISME DE CISAILLEMENT DES PRÉCIPITÉS.

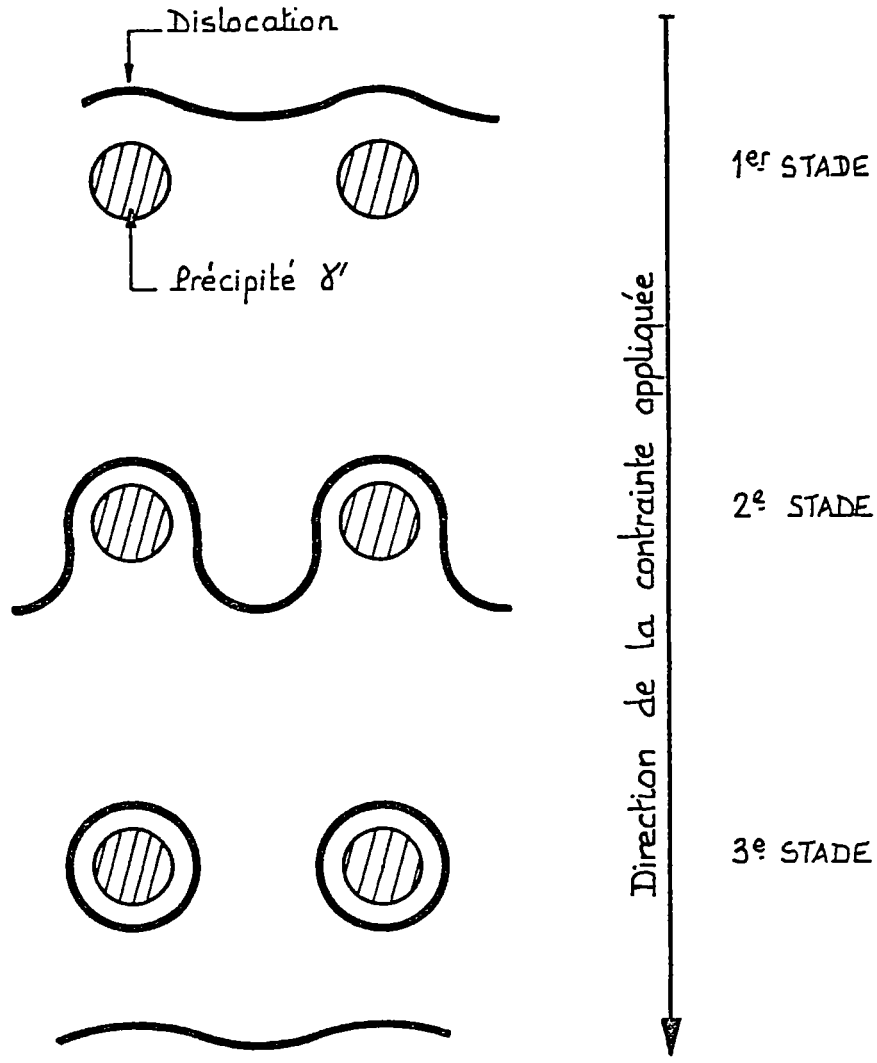


FIG II-5 :- SCHEMA DU MECANISME DE CONTOURNEMENT D'OROWAN.

REFERENCES DU CHAPITRE II

(1) Ph. BERGE, J.R. DONATI, Mme D. GUTTMANN, P. SPITERI, L. VALIBUS
Evolution structurale en température des alliages du type Incoloy 800 et son influence sur les caractéristiques mécaniques. Extrait des Mémoires Scientifiques, Revue Métallurgie n° 11, Novembre 1975.

(2) D. GUTTMANN, S. LICHERON, P. SPITERI
Etude de l'alliage Fe-Ni-Cr type Incoloy 800 en vue de son utilisation dans les générateurs de vapeur de réacteurs nucléaires à neutrons rapides. 3ème partie : Essais sur une barre de fabrication Ugine. HT/PV D.437 MAT/T40. 13 avril 1979. EdF Les Renardières.

(3) P. POZARNIK
Evolutions structurales développées au cours du vieillissement de l'alliage 800 et leurs conséquences sur les propriétés mécaniques du matériau. Rapport C.E.A.-R-5249 (1984).

(4) Ph. BERGE, J.R. DONATI
Alliage de nickel pour tubes d'échangeurs de réacteur à eau pressurée. 18ème Colloque de Métallurgie, Saclay, Juin 1975.

(5) E. OROWAN
Symposium on International Stress in Metals. Institue of Metals, London, p. 451-453 (1948).

CHAPITRE III

CARACTERISATION DU PRODUIT EN ALLIAGE 800 ETUDIE A L'ETAT DE GRADE 2

SOMMAIRE

III.1 - OBJET

III.2 - IDENTIFICATION DU PRODUIT ETUDIE

III.3 - CARACTERISATION DU GRADE 2 DU PRODUIT ETUDIE

III.3.1 - Obtention de la structure de grade 2.

III.3.2 - Résultats des essais de caractérisation

III.3.2.1 - Examens de structure et mesures de dureté Vickers.

III.3.2.2 - Caractéristiques de traction.

III.4 - ETUDE DU VIEILLISSEMENT

III.4.1 - Evolution de la dureté au cours du vieillissement.

III.4.2 - Evolution de la microstructure au cours du vieillissement.

III.4.2.1 - Examens au microscope optique.

III.4.2.2 - Examens en microscopie électronique par transmission

III.4.3 - Influence de l'évolution structurale sur la sensibilité à la corrosion intercristalline.

III.4.4 - Composition chimique au voisinage des joints de grains.

III.5 - CONCLUSION.

***

III.1 - OBJET

Dans ce chapitre, nous donnerons les résultats de caractérisation obtenus sur le produit étudié à l'état de grade 2, à savoir :

- les caractéristiques mécaniques de traction sur l'état de réception et sur l'état vieilli;
- l'évolution structurale au cours des maintiens en température et son influence sur le durcissement et sur la sensibilité à la corrosion intercristalline.

III.2 - IDENTIFICATION DU PRODUIT ETUDIE

Nous extrayons du procès-verbal (1) les renseignements suivants :

a) Le produit étudié est un plat laminé à chaud, en alliage 800, de dimensions 304 x 35 x $\overleftrightarrow{2000}$ mm ($\leftrightarrow$: sens du laminage), coulée YU715, fourni par Creusot-Loire - Imphy S.A., à l'état de grade 1 (recuit final 980°C), voir tableau III.I.1.

b) La composition chimique du plat B108-A (tableau III-I.2), est conforme à la spécification NOVATOME-NIRA (réf. CRE1 4101/462 QY2201) pour la fabrication des tubes de générateurs de vapeur de Super-Phénix. Elle comporte une teneur en éléments durcissants Ti + Al = 0,54 % proche de la valeur minimale correspondant aux tubes placés en partie chaude.

Remarque: La teneur en éléments durcissants du plat B108-A est proche de celle d'un produit étudié antérieurement, la barre Ugine B 43 (2), qui est de 0,56 %; elle est très inférieure à celle d'un autre produit précédemment caractérisé en fatigue (tôle Huntington T24) (3) qui est de 0,86 %.

c) La taille de grain correspond à l'indice AFNOR 5-6 à coeur avec une précipitation de carbures aux joints de grains (figure III-1). La structure représentative du métal de base des tubes du G-V de Super-Phénix correspond à un indice 8-11 pour la taille de grain avec une précipitation de carbures intragranulaires.

d) La limite d'élasticité est inférieure à la valeur minimale spécifiée pour les tubes de Super-Phénix (tableau III-I.3).

TABLEAU III.1 – IDENTIFICATION DU PRODUIT ÉTUDIÉ

1 – Désignation du produit et gamme de fabrication

Provenance	Coulée	Produit Dimensions	Dernière transformation	Traitement thermique de qualité	Taille de grains	Repère magasin EDF
Creusot-Loire Imphy	YU 715	Plat 330 x 35 mm	Laminage à chaud	Recuit final : 980°C	AFNOR : 5-6 à cœur	B108 A

2 – Composition chimique (%)

	C	S	P	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	Co	Cu	Ti	Al	Ti+Al	N
Spécification Novatome-NIRA*	0,03–0,06	⩽0,015	⩽0,015	⩽0,70	⩽1,00	32,0–35,0	19,0–23,0	–	⩽0,25	⩽0,75	0,30–0,50	0,10–0,25	0,45 – 0,75	⩽0,030
Analyse Renardières	0,035	0,004	0,008	0,50	0,70	33,3	21,0	<0,005	0,02	0,02	0,41	0,13	0,54	0,014

3 – Caractéristiques mécaniques de traction à l'état de réception

	20°C				400°C			
	$R_{0,002}$ (MPa)	R_m (MPa)	A (%)	Z (%)	$R_{0,002}$ (MPa)	R_m (MPa)	A (%)	Z (%)
Spécification Novatome-NIRA*	⩾210 ⩽ 350	⩾520 ⩽ 700	⩾30	–	⩾160	⩾455	–	–
Essais Renardières	187 - 193	542-544	53-52	74-75	108 - 113	456-452	50-50	69-71

*Pour les tubes de générateurs de vapeur de Super-Phénix.

Figure III.1 - x200 – Micrographie à mi-épaisseur sur coupe transversale du plat B108-A en alliage 800 à l'état de grade 1 (état de réception). Attaque électrolytique à l'acide nitrique 20 %.

En conclusion, bien que la composition chimique satisfasse à la spécification pour les tubes de G.V. de Super-Phénix, la structure et les caractéristiques mécaniques ne sont pas représentatives de celles des tubes.

III.3 - CARACTERISATION DU GRADE 2 DU PRODUIT ETUDIE

III.3.1 - Obtention de la structure de grade 2

Le produit précédemment identifié à l'état de grade 1 a subi un traitement thermique permettant d'obtenir une structure de grade 2 représentative des ZAT de soudures. Les conditions de ce traitement de mise en solution étaient les suivantes :

- Enfournement : four chaud.
- Température de maintien : 1100°C.
- Temps de maintien : 30 minutes.
- Refroidissement : Air calme.

Ont été traités successivement 11 coupons de $\overleftrightarrow{114}$ x 304 x 35 mm et un coupon de $\overleftrightarrow{80}$ x 304 x 35 mm.

Remarque : Un premier traitement thermique de mise en solution à 1150°C pendant 30 minutes avait été effectué à titre d'essai sur un coupon en état de grade 1 conduisant à :

- une structure à gros grains d'indice AFNOR 0-1 au lieu de 4-5 pour un grade 2;
- une dureté très faible ; (104 HV_{30}).

Le traitement de mise en solution finalement retenu a ainsi été effectué à 1100°C, conduisant à un résultat satisfaisant.

Ces 12 coupons ont été répartis en deux lots de 6 :

- Un premier lot de 6 coupons nous a servi pour l'étude du produit après le traitement (30 minutes à 1100°C) que nous appellerons "Etat de Réception", repéré : N2R.
- Le deuxième lot de 5 coupons nous a servi pour l'étude de l'état vieilli, (3000 heures à 550°C*), repéré : N2V.

---

* les conditions du choix de ce traitement seront précisées au § III.4.

Le 12ème coupon a été utilisé pour l'étude des conditions optimales de vieillissement par précipitation de la phase γ' dans le matériau.

III.3.2 - Résultats des essais de caractérisation

Après le traitement de mise en solution (1100°C à 30 mn), nous avons procédé aux contrôles suivants :

III.3.2.1 - Examens de structure et mesures de dureté Vickers

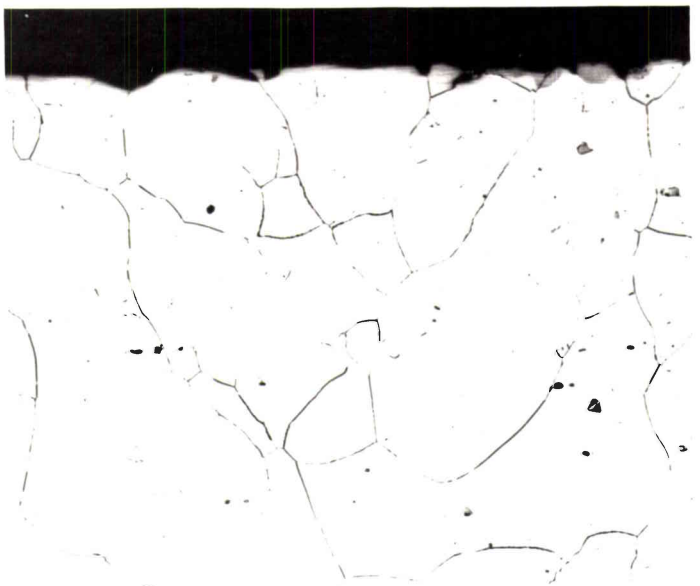
a) En microscope optique, sur coupe transversale, après attaque électrolytique à l'acide nitrique à 20 % sous 2 Volts, nous pouvons constater l'existence de 2 zones différentes (figure III-2).

* Zone 1 : Dans cette zone centrale, qui s'étend sur une épaisseur de 22 mm et qui va nous servir pour le prélèvement des éprouvettes de simulation, la taille de grain est d'indice AFNOR 4-5, la dureté est : $125 \pm 6 HV_{30}$. La structure présente des joints de grains décorés de fins carbures qui se sont formés lors du refroidissement final qui a suivi le traitement de mise en solution (figure III-2-b). On constate aussi l'existence des carbonitures de titane Ti(C,N) sous leur forme massive habituelle (figure III-2-c).

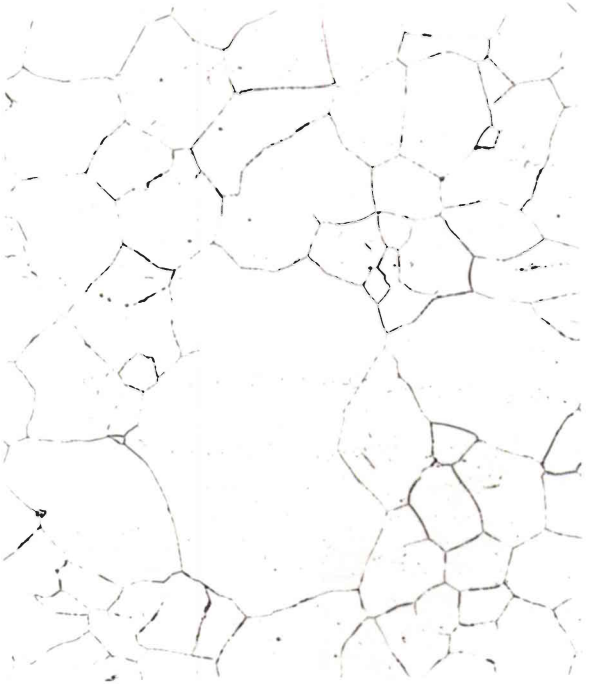
* Zone 2 : Cette zone s'étend sur une épaisseur de 7 mm sous la peau. Elle diffère de la première par :

- la taille de grain plus importante qui est d'indice AFNOR 0-1 (figure III-2-a);
- la dureté Vickers mesurée sous 30 kgf plus faible , et qui est d'environ 109 HV_{30}.

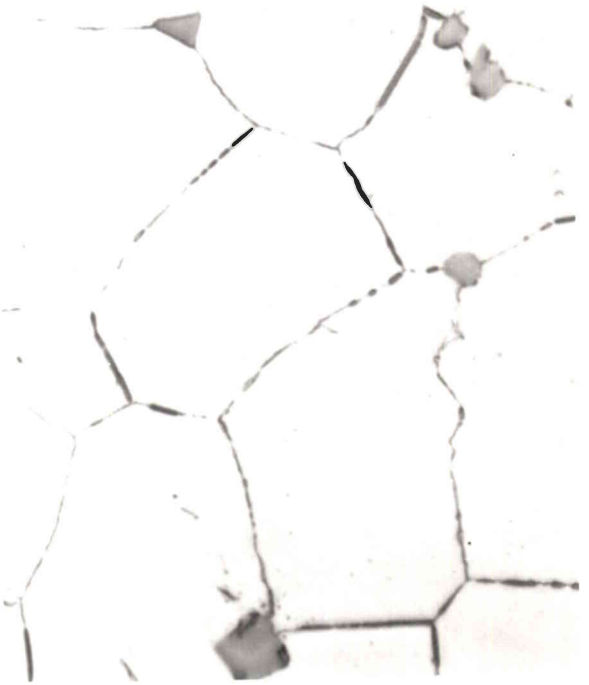
b) Les examens effectués en microscope électronique par transmission (MET) sur lames minces et sur réplique par extraction ont permis de confirmer ceux effectués en microscope optique. La figure III-3-a montre que les carbures qui se sont formés aux joints de grains sont du type $M_{23}C_6$. La figure III-3-b montre l'existence d'une quantité de dislocations probablement



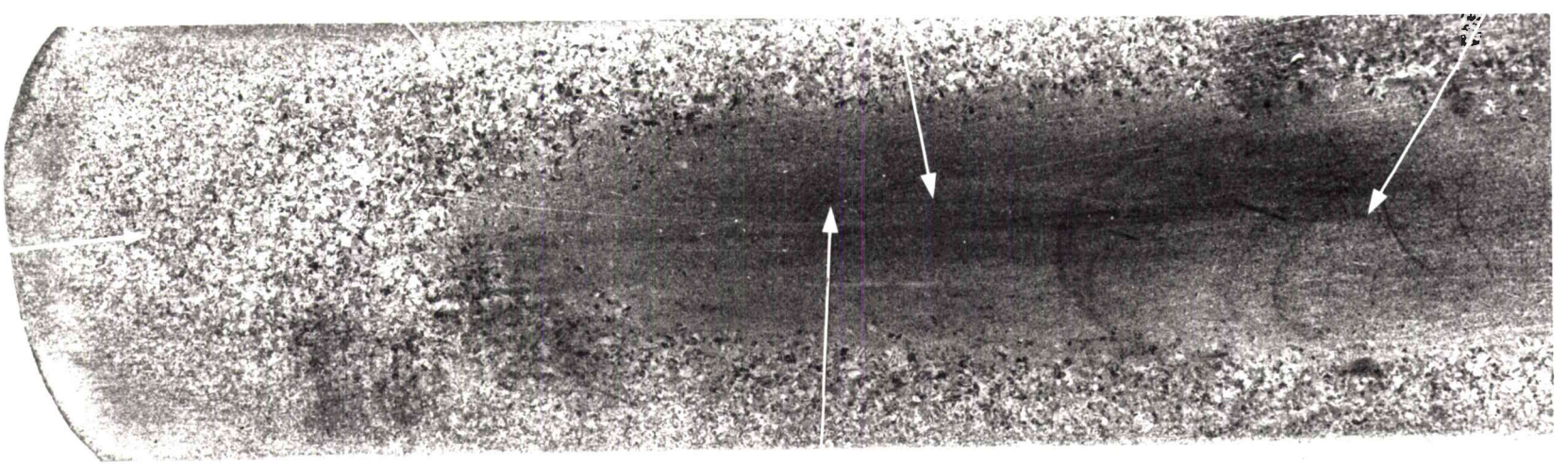
a) x200 - en peau ; $HV_{30} = 109$



b) x200 - à cœur ; $HV_{30} = 125 \pm 6$



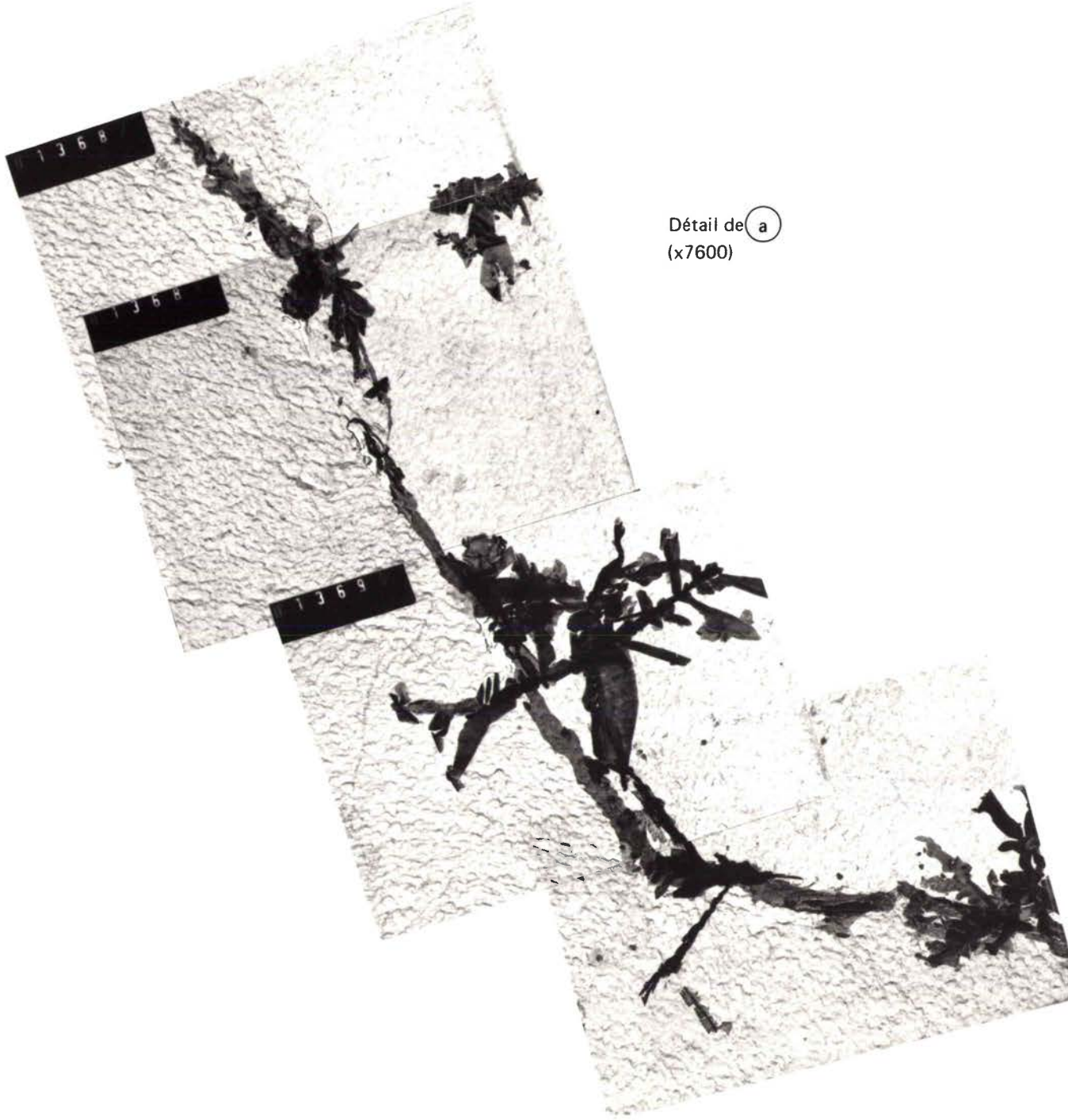
c) x1000 - à cœur



Zone à petits grains [zone sombre : (b)]

Figure III.2 — Structure micrographique du plat B108-A en état de grade 2 (état de réception) : étudiée sur coupe transversale après attaque électrolytique à l'acide nitrique à 20 % à 2 Volts.

(a) x2100



Détail de (a)
(x7600)

Figure III.3 – Structure du plat étudié à l'état de réception en microscopie électronique par transmission.

a) Identification des carbures $M_{23}C_6$, observées en microscopie électronique en transmission sur le produit B108 en alliage 800 grade 2 à l'état de réception sur réplique par extraction.

b) x20 000 - Sous-structure de dislocations

Ti (C, N)

c) Identification des carbonitrures de titane

Figure III.3 (suite)– Structure du plat étudié à l'état de réception en microscopie électronique par transmission.

b) Sous-structure de dislocations
c) Identification des carbonitrures de titane.

probablement introduites par le polissage mécanique lors de la préparation de la lame mince. La figure III-3-c montre l'identification des carbonitrures de titane Ti(C,N).

III.3.2.2 - *Caractéristiques de traction*

Des essais de traction à l'ambiante et à 550°C ont été effectués selon la norme NF A 03 151 sur des éprouvettes proportionnelles de 10 mm de diamètre, prélevées à coeur dans le sens long du plat à l'état de réception. Les résultats obtenus sont donnés dans le tableau III-II. La comparaison avec ceux obtenus sur deux produits en alliage 800 grade 2 étudiés antérieurement au Département, respectivement la barre B43 (2) et la tôle T24 (3), est satisfaisante. Nous constatons que bien que le produit ne soit pas représentatif de l'état de grade 1 à la livraison, pour les raisons que nous avons indiquées (cf. III-2), le résultat obtenu à 20°C satisfait aux conditions imposées par la spécification ASTM (B409-65T) pour la sous-nuance 800 H.

Dans le tableau III-II, figurent également les caractéristiques de traction de l'état vieilli (3000 h à 550°C) qui a été choisi (cf. § III-4) pour l'étude en fatigue et en fluage.

III.4 - ETUDE DU VIEILLISSEMENT

Cette étude a pour but de déterminer:

- d'une part les conditions optimales de durée et de température de vieillissement qui conduisent au durcissement maximal par la précipitation de γ';
- d'autre part, le domaine temps-température de sensibilité à la corrosion intercristalline.

Le coupon utilisé pour cette étude a été découpé en 20 blocs qui ont été vieillis pendant : 10^2, 10^3, 3.10^3 et 10^4 heures aux températures de 500, 525, 550, 575 et 600°C selon le plan de répartition du tableau III-III. Deux blocs supplémentaires ont, par ailleurs, subi des traitements de courte durée à 600 et 700°C pour une détermination précise du diagramme de corrosion intercristalline.

TABLEAU III-II – RÉSULTATS DES ESSAIS DE TRACTION A L'AMBIANTE ET A 550°C DU PLAT ÉTUDIÉ A L'ÉTAT DE GRADE 2, COMPARÉS A CEUX OBTENUS ANTÉRIEUREMENT SUR DEUX AUTRES PRODUITS.

			20°C					550°C				
			$R_{0,2\,\%}$ (MPa)	R_m (MPa)	A (%)	Z (%)	E (MPa)	$R_{0,2\,\%}$ (MPa)	R_m (MPa)	A (%)	Z (%)	E (MPa)
État de réception	Spécification ASTM B409-65 (1)		⩾172	⩾483	⩾30	–	–	–	–	–	–	–
	Résultats EMA	Plat B108A	180 - 184	551 - 547	52 - 55	72 - 73	181 600 183 000	108 - 113	430 - 427	50 - 49	70 - 69	131 500 146 000
		Barre B43	200	542	49	71	–	119	440	49	68	–
		Tôle T24	192 175	553 - 538	52 50	71 70	– –	– 101	– 439	– 54	– 63	– –
État vieilli 3000 h à 550°C	Résultats EMA	Plat B108A	280 - 270	682 - 679	36 - 39	60 - 60	182 500 191 000	225 - 222	539 535	37 - 36	57 70	162 000 164 000

(1) Pour l'alliage 800H.

TABLEAU III-III – PLAN DE L'ÉTUDE DU VIEILLISSEMENT.

Durée de vieillissement (h) \ Température (°C)	500	525	550	575	600	700
1	–	–	–	–	N2V - V	–
16	–	–	–	–	–	N2V - X
10^2	N2V - A	N2V - B	N2V - C	N2V - D	N2V - E	–
10^3	N2V - F	N2V - G	N2 - H	N2V - I	N2V - J	–
3.10^3	N2V - K	N2V - L	N2V - M	N2V - N	N2V - O	–
10^4	N2V - P	N2V - Q	N2V - R	N2V - S	N2V - T	–

Après vieillissement, chaque bloc a été découpé suivant le plan de la figure III-4 et nous avons procédé aux mesures suivantes :

- Mesure de dureté Vickers.
- Examen en microscopie optique.
- Examen en microscopie électronique par transmission.
- Essai de corrosion intercristalline.

III.4.1 - Evolution de la dureté au cours du vieillissement

Les résultats des mesures de dureté Vickers sous 30 kgf, effectuées sur coupes longitudinales (figure III-4) des blocs vieillis, sont donnés dans le tableau III-IV. On observe (figure III-5), que la dureté croît avec la durée du vieillissement avec un effet maximum à 575°C avec seulement un léger fléchissement au delà de 3000 heures pour T = 550°C. La dureté maximale est observée après 10.000 heures à 575°C. Elle atteint une valeur de 189 HV_{30}, soit un accroissement de 64 HV_{30} par rapport à l'état de réception.

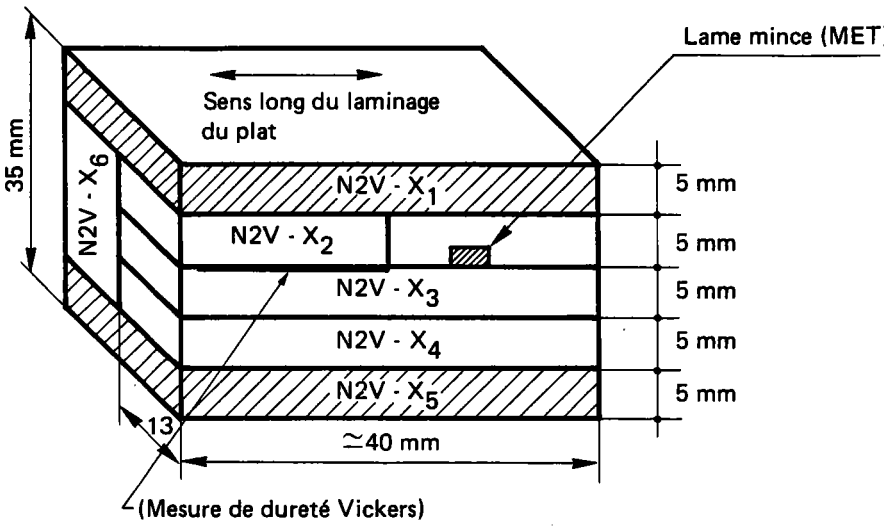
Il a été montré antérieurement (2) que ce durcissement peut être attribué à la précipitation de la phase γ'. L'effet maximal est obtenu à 575°C et non à 550°C, comme précédemment observé sur le grade 1 de la barre B43 (2) de composition chimique voisine.

Compte tenu du délai limité imparti à l'étude, le vieillissement du matériau pour le programme de fatigue-relaxation avait été lancé à 550°C en début d'étude, en se basant sur les résultats obtenus sur la barre B43 avant de connaître l'évolution réelle de la dureté sur le plat B108.

L'état vieilli qui sera étudié par la suite ne se situe donc pas au maximum de durcissement, néanmoins, le niveau de dureté atteint après 3000 heures à 550°C est proche du niveau atteint à 575°C (respectivement 171 et 178 HV_{30}).

III.4.2 - Evolution de la microstructure au cours du vieillissement

L'essentiel des examens a porté sur les états vieillis : 3000 heures à 550°, 575° et 600°C .



. N2V - X_1 et X_5 : blocs chutes (structure non représentative)

. N2V - X_2 : échantillon pour examens (microscopies optique et électronique)

. N2V - X_3 et X_4 : échantillons pour essai de corrosion intercristalline

. N2V - X_6 : en réserve

Figure III-4 — Plan de découpage des blocs après vieillissement.

TABLEAU III-IV — RÉSULTATS DES MESURES DE DURETÉ VICKERS APRES MAINTIEN EN TEMPÉRATURE SUR LE PLAT ÉTUDIÉ.

Repères des blocs ayant subis le vieillissement	Température de maintien (°C)	Durée de maintien (h)	Dureté HV_{30}
N2V - A	500	100	118
N2V - B	525		133
N2V - C	550		131
N2V - D	575		127
N2V - E	600		115
N2V - F	500	1000	127
N2V - G	525		162
N2V - H	550		163
N2V - I	575		169
N2V - J	600		134
N2V - K	500	3000	134
N2V - L	525		160
N2V - M	550		171
N2V - N	575		178
N2V - O	600		146
N2V - P_2	500	10 000	139
N2V - Q_1	525		168
N2V - R_1	550		172
N2V - S_2	575		189
N2V - T_2	600		151

État de réception = 125 HV_{30}

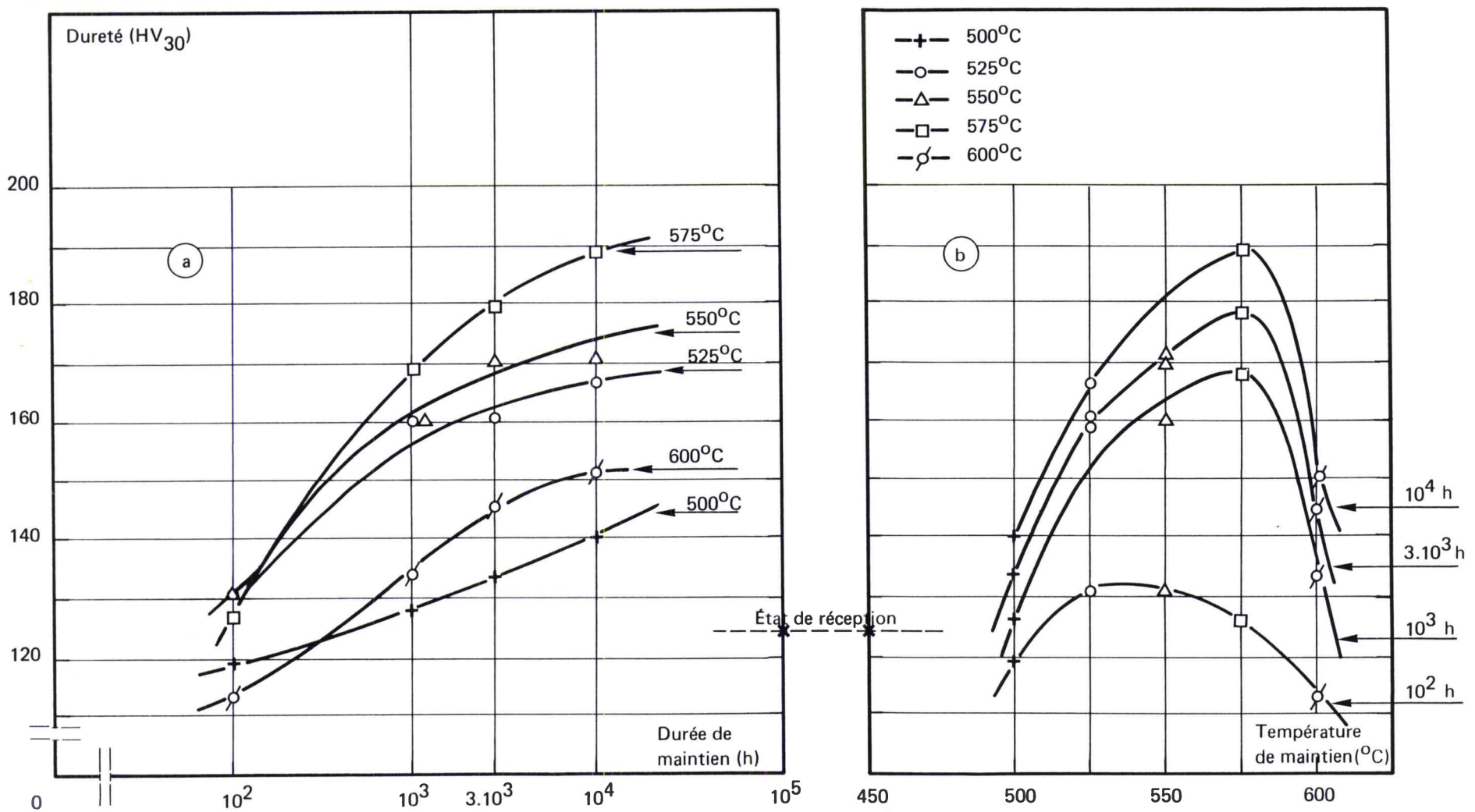


Figure III-5 — Évolution de la dureté Vickers du plat après maintiens en températures.

III.4.2.1 - *Examens au microscope optique*

Les examens au microscope optique sur coupe longitudinale des échantillons vieillis montrent une intensification de la précipitation de carbures intergranulaires du type $M_{23}C_6$, déjà présente à l'état de réception (figures III-6-a, III-7-a, et III-8-a).

III.4.2.2 - *Les examens en microscopie électronique par transmission*, sur des lames minces préparées à partir d'échantillons vieillis 3000 heures à 550°, 575° et 600°C révèlent :

* une quantité importante de carbures de type $M_{23}C_6$ dans les joints de grains (figures III-6-b, III-7-b et III-8-b). Ces carbures sont, en général, allongés le long du joint et ne forment pas un film continu, leur composition chimique déterminée par microanalyse x sur lames minces est la suivante :

C = 20,7 - Ni = 4,6 - Cr = 62 - Fe = 12,7 (en % atomique)

* la présence de la phase durcissante intragranulaire de type γ' Ni_3 (Ti,Al). Ces précipités n'ont pu être visualisés par la méthode classique du champ sombre; en effet, les facteurs de structure de leurs réflexions intenses ont des valeurs très faibles (cf. annexe III-I). A la suite d'observations réalisées en champ clair, les rayons des précipités ont été estimés à, respectivement 3 nm*, 6 nm et 12 nm pour les maintiens de 3000 heures à 550°C, 575°C, 600°C (figures III-6c, III-7c et III-8c). De plus, on a pu mettre en évidence 3 modes de déformation à froid (déformation que les lames minces ont subies lors du polissage mécanique). Pour les échantillons vieillis :

- 3000 h à 550°C → cisaillement par paire de dislocations (figure III-6d).
- 3000 h à 575°C → contournement par paire de dislocations (figure III-7d).
- 3000 h à 6000°C → contournement (figure III-8d).

III.4.3 - <u>Influence de l'évolution structurale sur la sensibilité à la corrosion intercristalline</u>

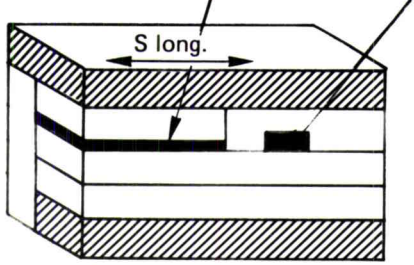
Pour l'alliage 800, comme pour les aciers austénitiques inoxydables du type 18Cr-10Ni, la précipitation intergranulaire des carbures $M_{23}C_6$

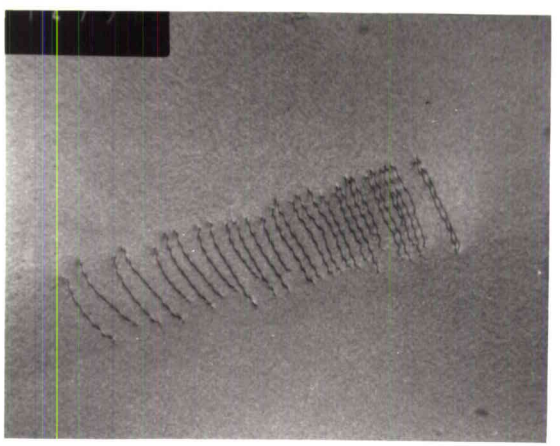
(*) 1 nm = 10^{-9} m = 10 Å

a) x200 - état vieilli : 3000 h à 550°C

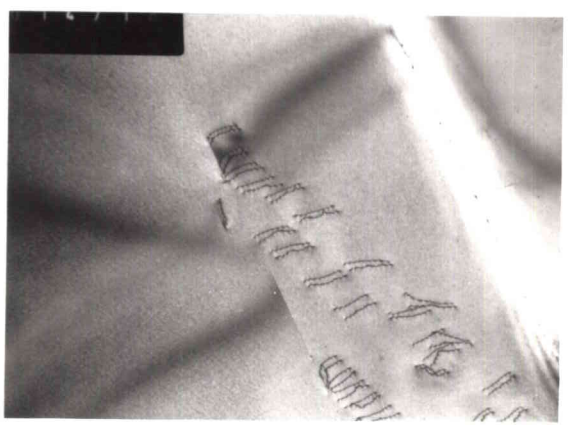
b) $M_{23}C_6$ x20 000

c) $r\gamma' \simeq 3$ nm — (40 000)





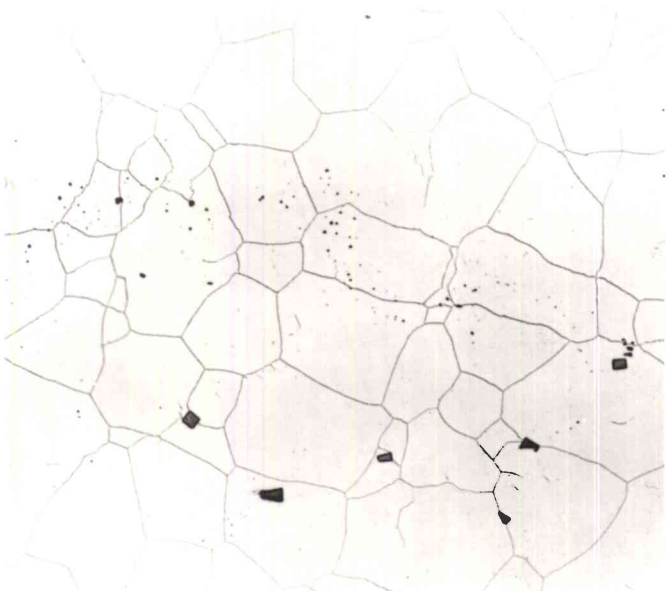
d) x20 000



e) x20 000

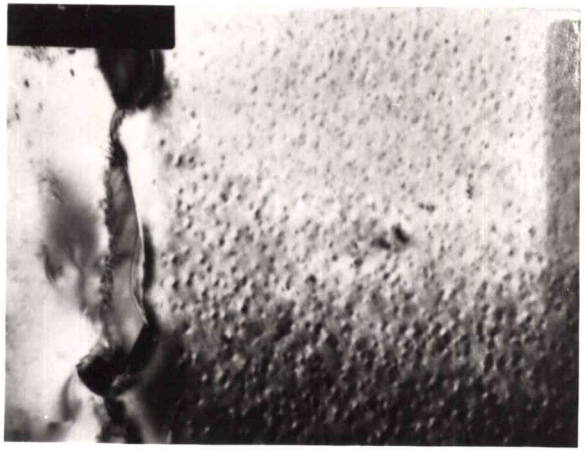
Figure III.6 — Structure du produit B108 grade 2 après vieillissement de 3000 h à 550°C.

a) Micrographie après attaque électrolytique à l'acide nitrique à 20 % à 2 Volts (M. optique)
b) Mise en évidence de la précipitation intergranulaire des carbures $M_{23}C_6$ (MET)
c) Caractérisation de la phase γ' en champ clair
d et e) Mise en évidence du mode de déformation à froid : cisaillement par paire de dislocations.

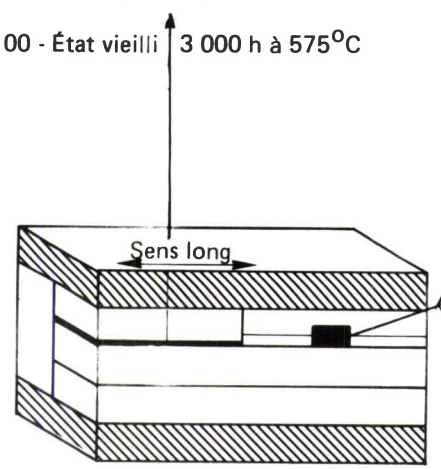


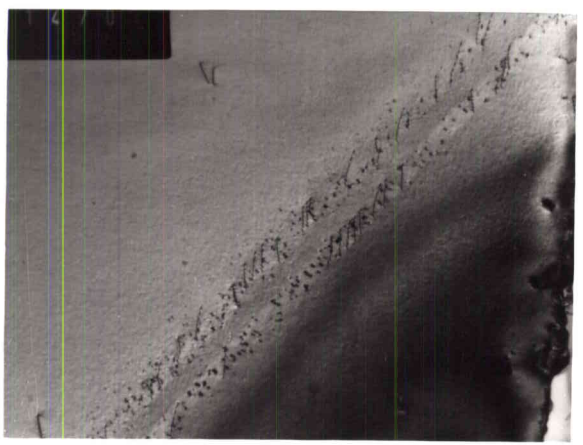
a) x100 - État vieilli 3 000 h à 575°C

b) x20 000 - $M_{23}C_6$



c) x47 000 - $\bar{r}_{\gamma'} \simeq 6$ nm





d) x20 000

e) x20 000

Figure III.7 — Structure du produit B108 grade 2 après vieillissement de 3000 h à 575°C.

a) Micrographie après attaque électrolytique à l'acide nitrique à 20 % à 2 Volts (M. optique)
b) Mise en évidence de la précipitation intergranulaire des carbures $M_{23}C_6$ (MET)
c, d et e) Caractérisation de la phase γ' en champ clair, du contournement des précipités γ' par les dislocations (MET).

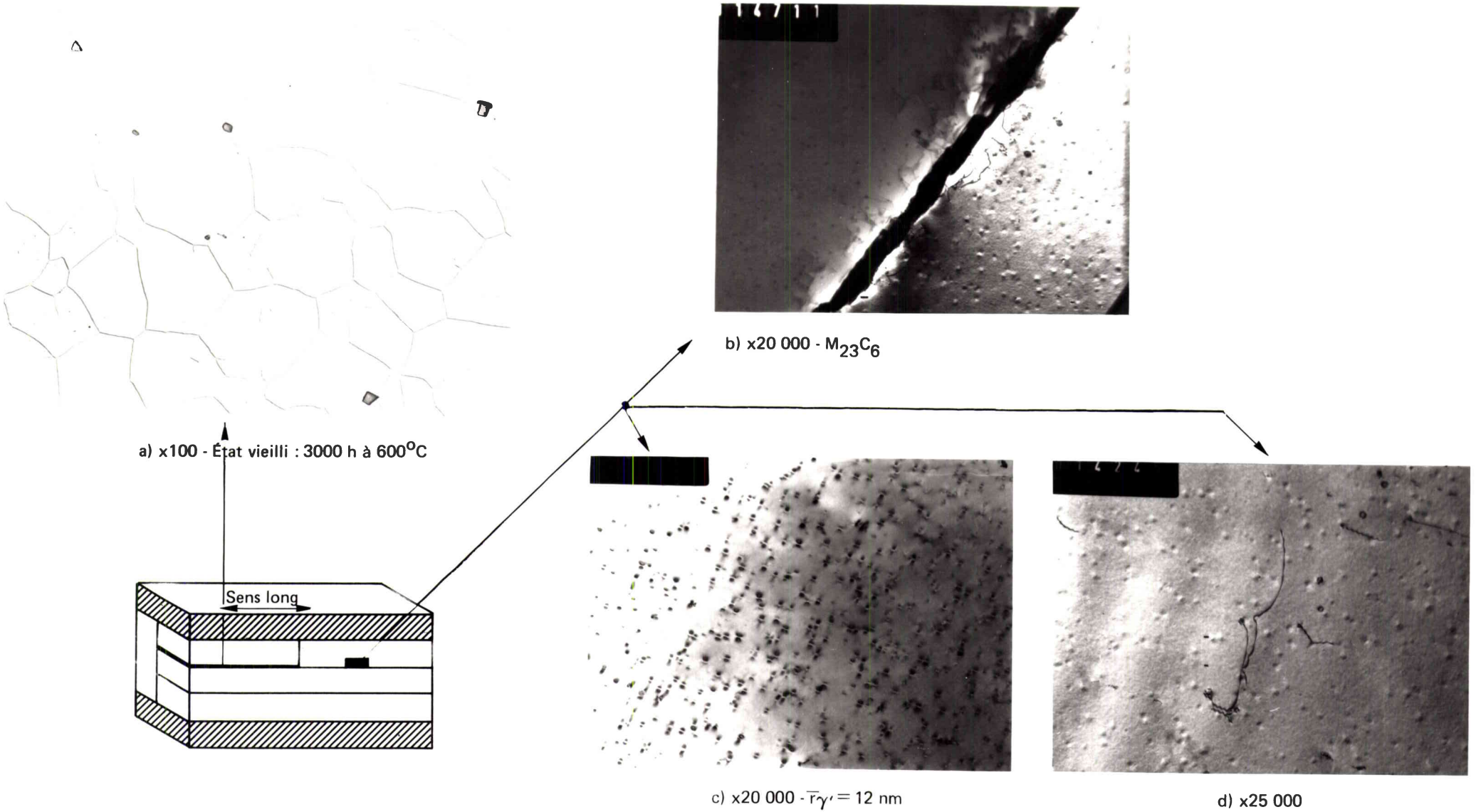


Figure III.8 — Structure du produit B108, grade 2 après vieillissement 3000 h à 600°C.

a) Micrographie après attaque électrolytique à l'acide nitrique à 20 % à 2 Volts (M. optique)
b) Mise en évidence de la précipitation intergranulaire des carbures $M_{23}C_6$ (MET)
c et d) Caractérisation de la phase γ' en champ clair, ainsi que du contournement des précipités γ' par les dislocations (MET).

s'accompagne d'une déchromisation plus ou moins importante au voisinage de ces carbures. Les zones déchromées deviennent sensibles à la corrosion; cette sensibilisation est mise en évidence par un essai conventionnel dans un réactif sulfocuprique (*). Les paramètres de l'essai sont ceux définis par la spécification NOVATOM - NIRA précitée pour les tubes des générateurs de vapeur de Super-Phénix, à l'exception du traitement thermique du vieillissement que nous avons indiqué dans le tableau III-IV :

* Pour chaque traitement de vieillissement, une éprouvette est maintenue 24 heures dans le réactif en ébullition avec 5 g de tournure de cuivre; l'autre éprouvette est conservée en l'état comme référence;

* Après essai, une épreuve "au son" (bruit métallique ou mat que fait l'éprouvette choquée contre une surface dure) et un pliage à 90° effectués sur les 2 éprouvettes permettent de déterminer si le matériau est ou non sensibilisé à la corrosion intercristalline (bruit mat, présence de fissures sur l'éprouvette pliée). Si nécessaire, un examen micrographique est effectué.

* Les résultats obtenus sur le plat étudié sont indiqués dans le tableau III-V. La figure III-9 donne le tracé de domaine de sensibilité dans un diagramme température-temps. La figure III-10 montre l'aspect d'une éprouvette après essai de corrosion intercristalline.

* La comparaison du domaine de sensibilité à la corrosion intergranulaire de ce produit B108 à l'état de grade 2 à ceux obtenus antérieurement sur le produit B43 (2) à l'état de grade 1 et de grade 2, permet de mettre en évidence (figure III-11) :

- la sensibilité similaire des 2 produits à l'état de grade 2;
- la plus grande sensibilité du grade 2 par rapport au grade 1, due à la plus grande quantité de carbone libre disponible pour la formation des carbures de chrome aux joints de grains du grade 2.

(*) La composition du réactif utilisé pour ces essais est la suivante :
- 100 g de sulfate de cuivre cristallisé $CuSO_4$, $5H_2O$.
- 100 cm³ de H_2SO_4 densité 1,83.
- complément à 1000 cm³ par de l'eau distillée.

TABLEAU III-V – RÉSULTATS DES ESSAIS DE CORROSION INTERCRISTALLINE APRES MAINTIEN EN TEMPÉRATURE DU PLAT B108-A EN L'ÉTAT DE GRADE 2.

Température (°C)	Durée de maintien (heures)						
	1	3	16	10^2	10^3	3.10^3	10^4
500	–	–	–	R.A.S.	Corrosion	Corrosion	Corrosion
525	–	–	–	–		Corrosion	–
550	–	–	–	Corrosion	Corrosion	Corrosion	Corrosion
575	–	–	–	–		Corrosion	Corrosion
600	R.A.S	–	Corrosion	Corrosion	Corrosion	Corrosion	R.A.S.
650	–	Corro-sion		Corrosion	R.A.S.	–	–
700	–	–	Légère corrosion	–	–	–	–

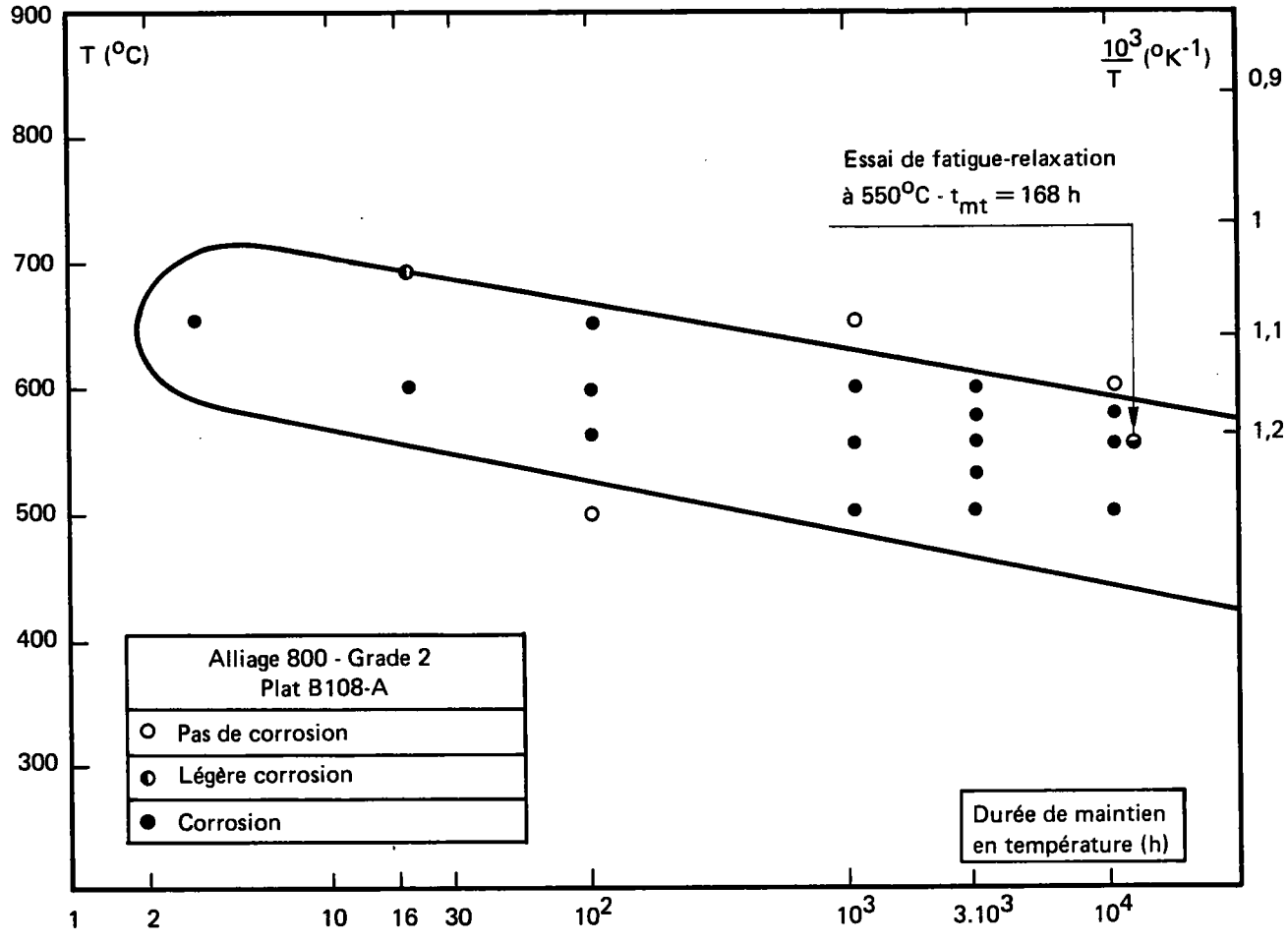


Figure III-9 – Domaine de sensibilité à la corrosion intercristalline du plat étudié en l'Alliage 800 en état de grade 2.

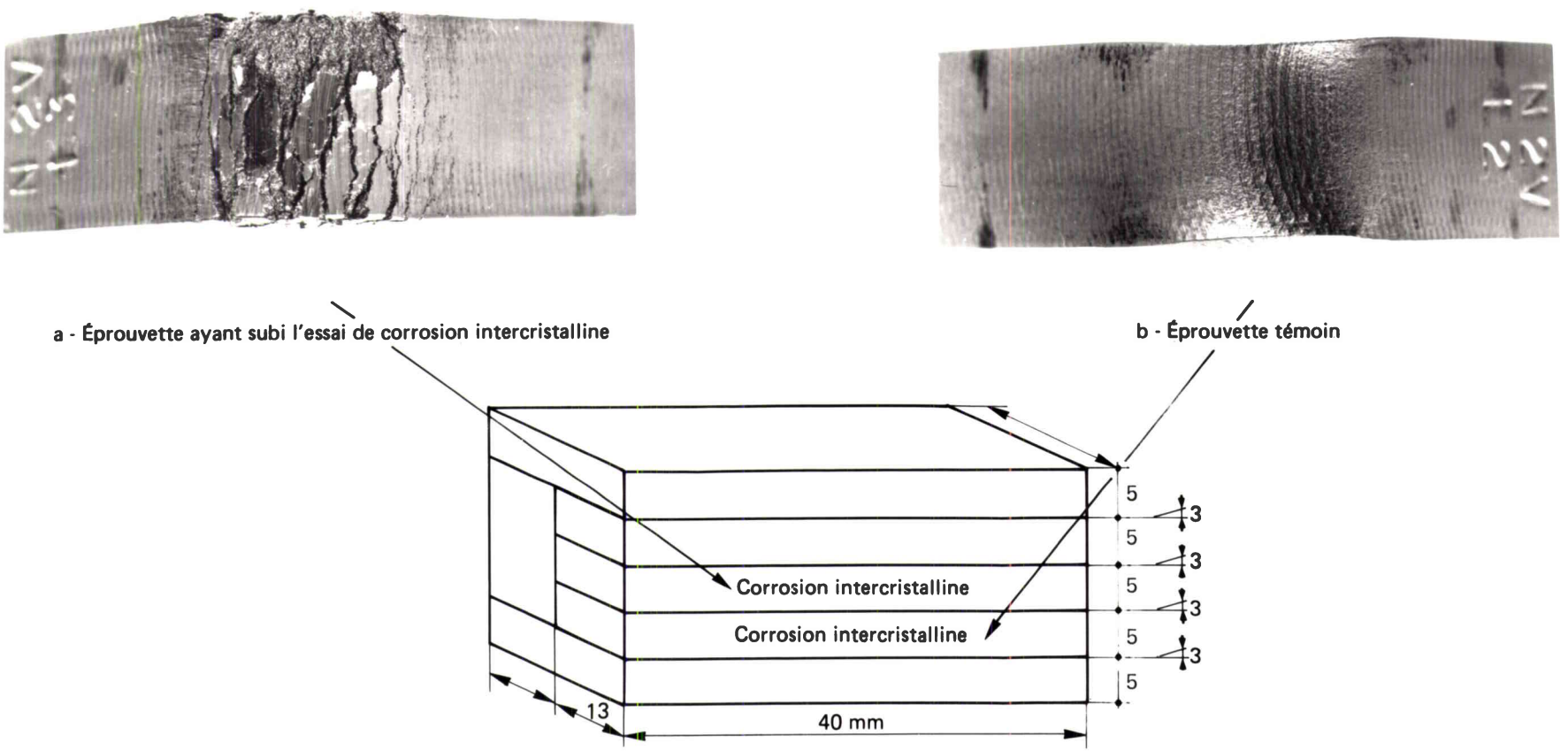


Figure III-10 — Prélèvement et aspect après pliage à 90° des éprouvettes d'essai de corrosion intercristalline (matériau vieilli 3000 h à 525°C).

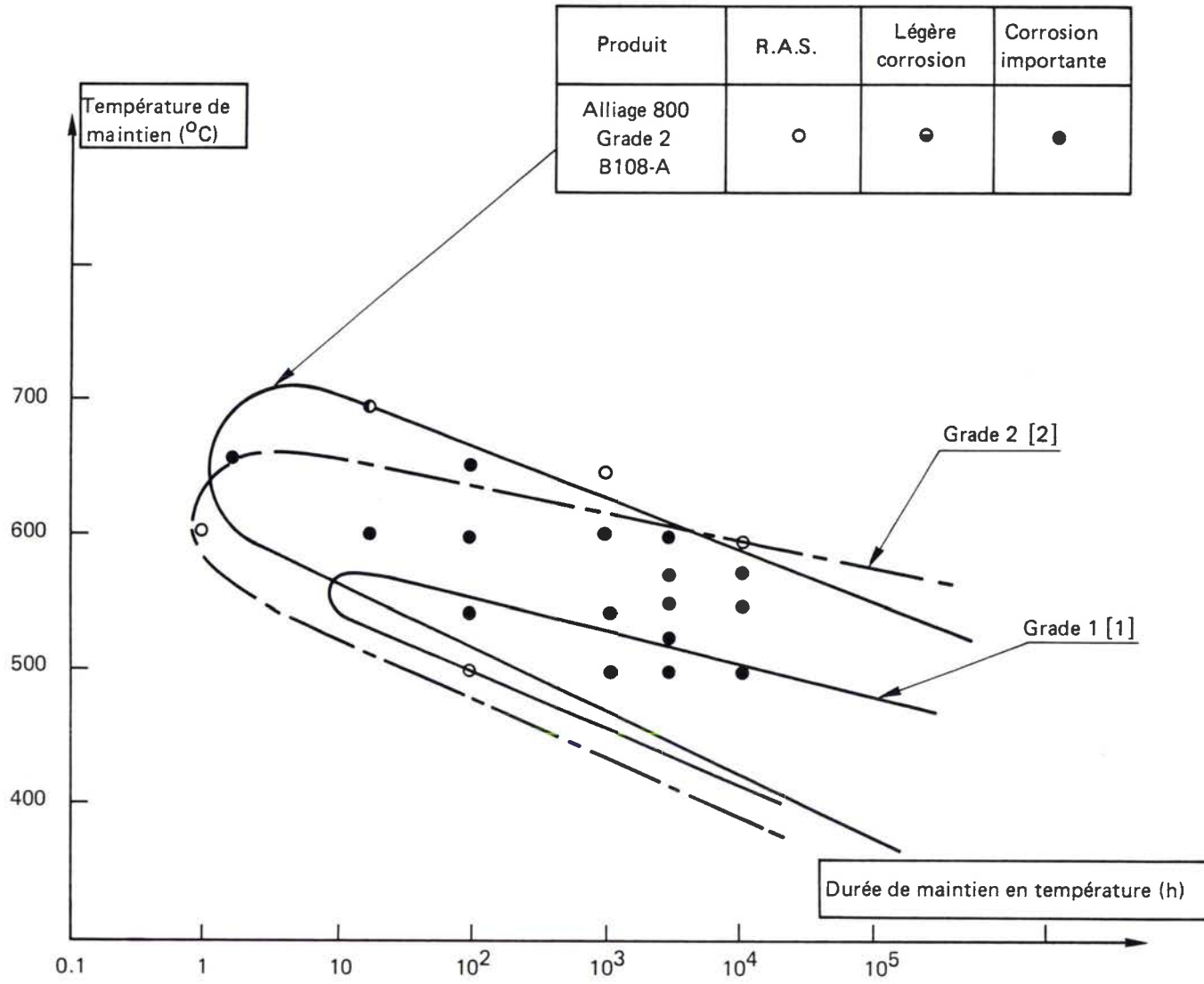


Figure III-11 – Comparaison du domaine de sensibilité à la corrosion intercristalline du grade 2 du produit B 108-A avec ceux du grade 1 [2] et du grade 2 [2] du produit B43.

III.4.4 - Composition chimique au voisinage des joints de grains.

Pour les maintiens de 3000 heures à 550°C et à 600°C, la composition chimique du matériau a été déterminée, par microanalyse X sur lame mince, le long de directions perpendiculaires aux joints de grains et qui les interceptent entre deux carbures.

On constate que la précipitation des carbures intergranulaires de type $M_{23}C_6$ s'accompagne d'une déchromisation et d'un enrichissement en nickel des grains austénitiques au voisinage des joints de grains.

Les profils de concentration en chrome et en nickel sont reportés respectivement sur les figures III-12 et 13, les conditions d'analyse sont indiquées en annexe III-II.

Dans les joints de grains, les teneurs en chrome et en nickel sont respectivement de 7,4 et 43,9 % atomiques pour le maintien à 550°C et de 11,1 et 40 % atomiques pour le maintien à 600°C.

De part et d'autre du joint, les largeurs des zones déchromées et enrichies en nickel sont respectivement d'environ :

- 170 nm et 120 nm pour 550°C;
- 450 nm et 300 nm pour 600°C.

Les zones déchromées ou enrichies en nickel peuvent également être révélées par image de répartition, comme le montre la figure III-14;

III.5 - CONCLUSION

Les essais de caractérisation effectués sur le plat B108, en alliage 800 traité à l'état de grade 2, représentatif des ZAT de soudures, ont permis de tirer les principales conclusions suivantes :

* Une augmentation importante de dureté se produit lors du maintien en température avec un maximum à 575°C et non pas à 550°C comme observé sur un autre produit de composition chimique voisine; il se dessine une stabilisation du durcissement après 3000 heures à 550°C. Cette évolution a pu être reliée à la formation de la phase intermétallique γ'.

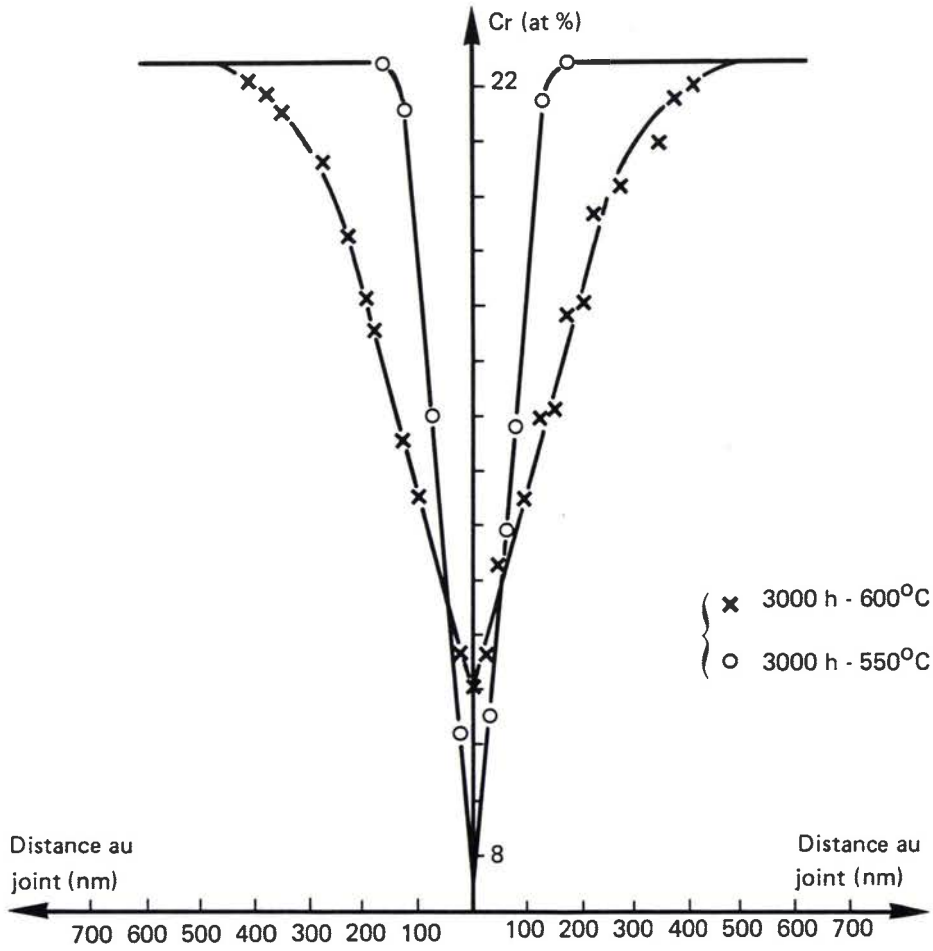


Figure III-12 – Profils de déchromisation après des maintiens de 3000 h à 550°C et 600°C.

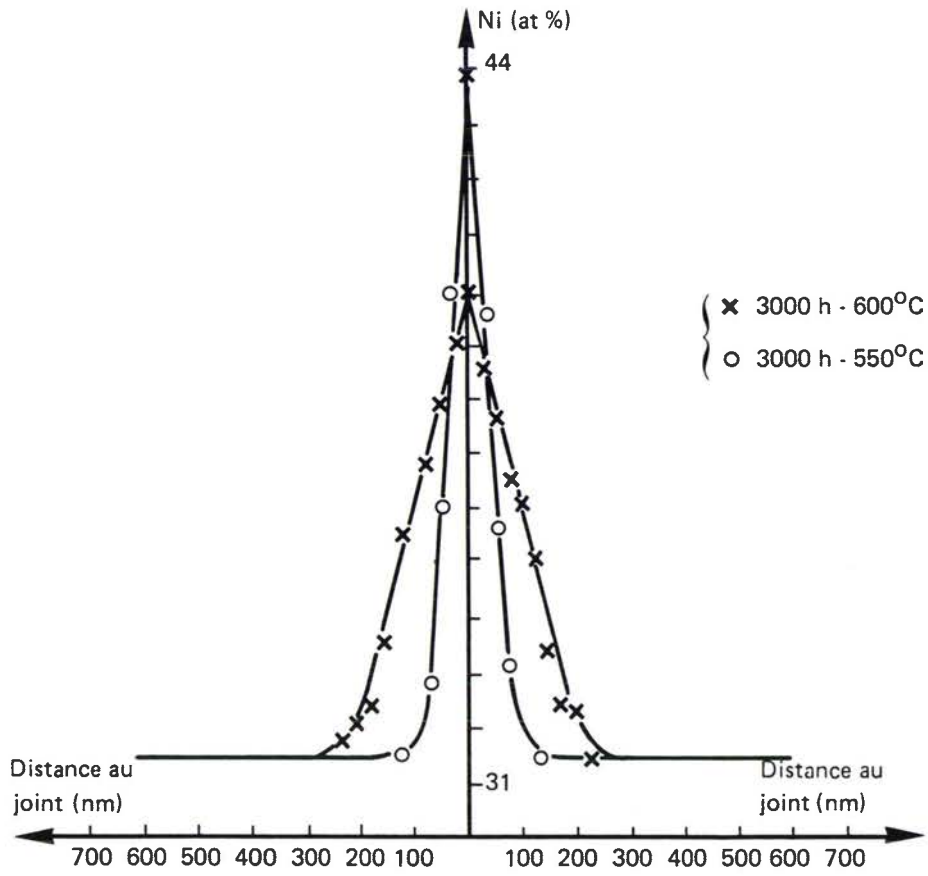
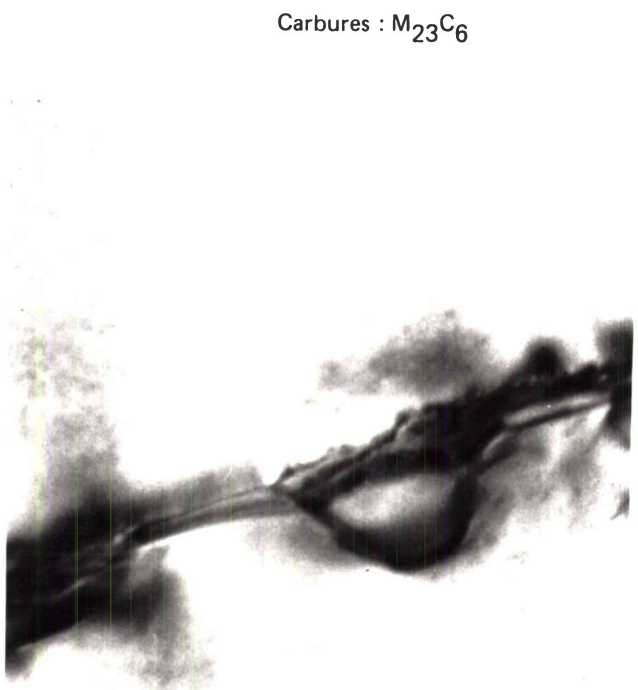
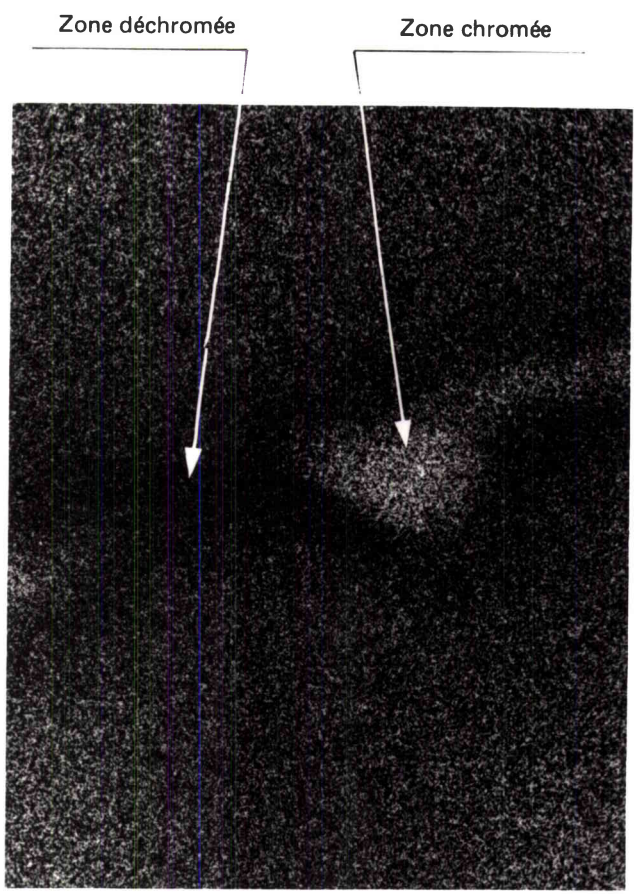


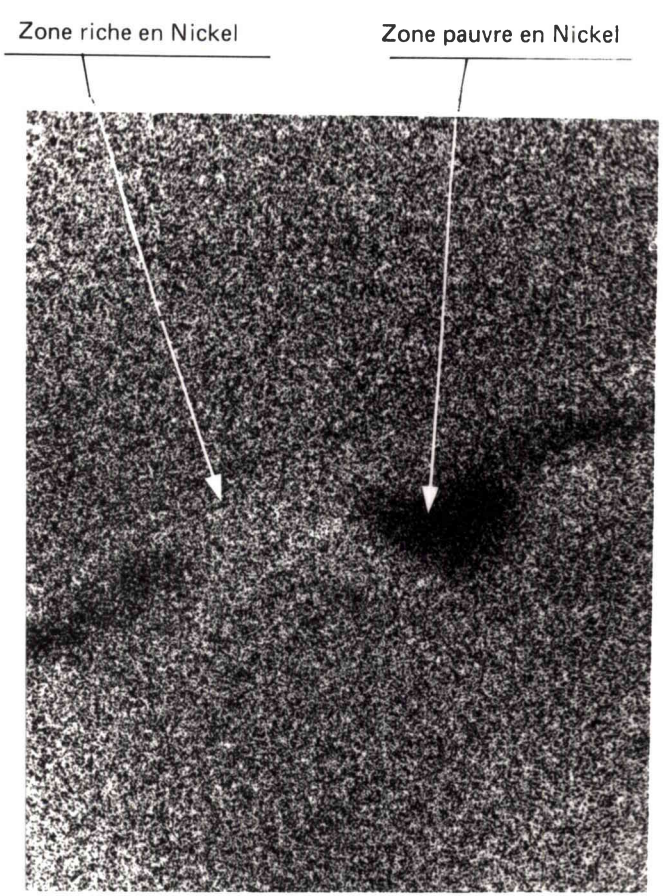
Figure III-13 – Profils d'enrichissement en nickel après des maintiens de 3000 h à 550 et 600°C.



a) Champ clair. Image en M.E.T. à balayage (STEM)



b) Image de répartition de la raie K_α du chrome



c) Image de répartition de la raie K_α du Nickel

Figure III-14 - x100 000 — Image de répartition du chrome et du nickel au voisinage d'un joint de grain effectué sur lame mince, prélevée sur coupon vieilli 3000 h à 550°C ayant subit un test de corrosion intercristalline.

* Aucune autre phase n'a pu être mise en évidence.

* Les caractéristiques mécaniques de traction sont, dans l'ensemble, satisfaisantes par rapport à la spécification ASTM pour la sous nuance du grade 2 - 800 h.

* Une déchromisation importante au voisinage du joint de grain, après vieillissement et essai de corrosion intercristalline, a été mise en évidence, associée à un enrichissement au nickel.

* Le domaine de sensibilité à la corrosion intercristalline du produit étudié est très large et montre qu'à 550°C, le produit est très sensible pour des durées de maintien de 10 heures à plus de 50.000 heures, qui englobent l'ensemble des essais de fatigue-relaxation qui seront menés dans le cadre de l'étude.

***

REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES DU CHAPITRE III

(1) S. LICHERON
Influence d'un traitement thermique de 100 h à 575°C sur les caractéristiques de traction d'un produit en alliage 800. HT/PV G 150 MAT/T 43, 2 septembre 1982.

(2) D. GUTTMANN, S. LICHERON, P. SPITERI
Etude de l'alliage fer-nickel-chrome type Incoloy 800 en vue de son utilisation dans les générateurs de vapeur de réacteurs nucléaires à neutrons rapides. Troisième partie: Essais sur une barre de fabrication Ugine. HT/PV D.437 MAT/T40, 13 avril 1979.

(3) J. GRATTIER
Etude des propriétés de fatigue plastique olygocyclique de l'alliage fer-nickel-chrome type Incoloy 800 utilisé pour les tubes de générateurs de vapeur de réacteurs à neutrons rapides refroidis au sodium.
Deuxième partie. Résultats obtenus à 550°C sur une tôle Hutington dans les états de grade 1 et grade 2 à l'état de réception et après traitement de vieillissement. HT/PV D.502 MAT/T43, 26 juin 1981.

(4) P.B. HIRSCH, A. HOWIE, R.B. NICHOLSON, D.W. PASHLEYX et M.J. WHEALAN.
Electron Microscopy of Thin Crystals; Butterworths, London (1965).

(5) J.P. MORLEVAT
Microanalyse d'échantillons minces : Application à la mesure du rapport Ti/Al dans la phase γ' d'un Incoloy 800 vieilli; rapport C.E.A. DMG N° 07/79.

(6) J.C. VAN DUYSEN
Mise au point des méthodes de microanalyse X quantitative sur échantillons minces. HT/PVG 226 MAT/T 41, 8 oct. 1985.

***

ANNEXE III-I

EVOLUTION DU FACTEUR DE STRUCTURE DE LA REFLEXION (100) DE LA PHASE q' AVEC LA COMPOSITION CHIMIQUE DES PRECIPITES

Le facteur de structure de la réflexion (h k 1) est donné par l'expression:

$$F(h\ k\ 1) = \sum_j A_j(h\ k\ 1) \exp\left[2i\pi(hx_j+ky_j+1z_j)\right]$$

où A_j et x_j, y_j, z_j sont respectivement l'amplitude de diffusion atomique et les coordonnées dans la maille de l'atome j.

Si l'on suppose que la phase γ' n'est constituée que d'atomes de nickel, de titane et d'aluminium, la maille contient :

- 3 atomes de nickel de coordonnée $\begin{pmatrix} 1/2 & 1/2 & 0 \\ 0 & 1/2 & 1/2 \\ 1/2 & 0 & 1/2 \end{pmatrix}$
- 1 atome de titane ou d'aluminium de coordonnée 0 0 0.

Pour une formule structurale du type $Ni_3\ (Ti_x, Al_y)$ avec x + y = 1:

$$F(100)_{\gamma'} = xA_{Ti} + yA_{Al} = A_{NI}$$

avec, compte tenu des corrections relativistes, (4) :

A_{Ti} = 0,785 nm
A_{Ni} = 0,709 nm
A_{AL} = 0,532 nm

Il a été reporté sur la figure III-15 l'évolution de $|F(100)_{\gamma'}|^2$ en fonction de y.

Pour un alliage de composition voisine de celle du matériau étudié, il a été déterminé (5) y $\cong$ 0,3. On constate sur la figure III-15 que pour cette valeur, le facteur de structure de la réflexion (100) est presque nul.

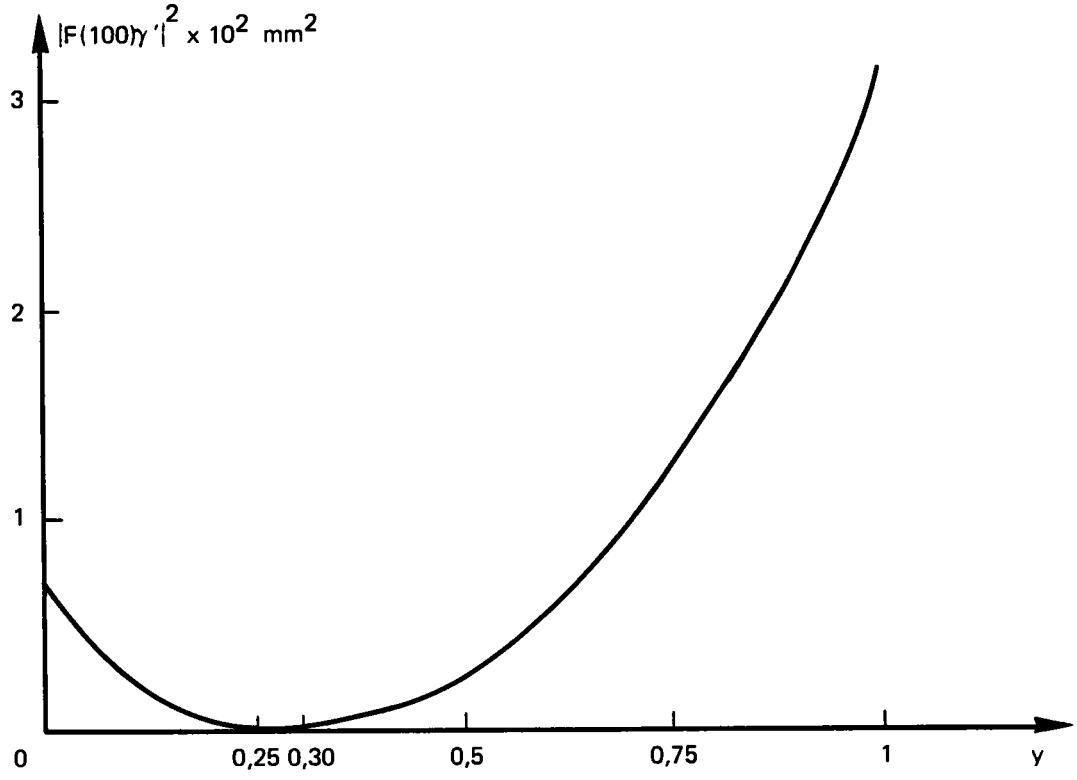


Figure III-15 — Évolution du carré du module du facteur de structure de la réflexion (100)γ' en fonction de la teneur en aluminium des précipités.

ANNEXE III.II

CONDITIONS EXPERIMENTALES UTILISEES POUR LA DETERMINATION DES GRADIENTS DE CONCENTRATION AU VOISINAGE DES JOINTS DE GRAINS

Les analyses quantitatives, nécessaires à la détermination des gradients de concentration au voisinage des joints de grains, ont été réalisées par spectrométrie de rayons X à l'aide d'un microscope électronique en transmission fonctionnant en mode STEM et équipé d'un spectromètre de rayons X par dispersion d'énergie.

Les analyses ont été effectuées avec une tension d'accélération de 300 kV et un courant d'émission voisin de 70 µA au niveau du canon. Les échantillons étaient placés dans un porte-objet muni d'un support en béryllium et, pour chacun des spectres étudiés, un minimum de 5000 impulsions a été compté pour la raie K_α du chrome. Les épaisseurs des zones étudiées ont été mesurées par la technique du faisceau convergent et des corrections d'absorption, ainsi que de fluorescence ont été appliquées (6).

Pour chaque état de traitement thermique et mécanique étudié, les gradients de concentration ont été déterminés dans une seule lame mince au voisinage de deux joints de grains, les résultats obtenus étant presque identiques; un seul profil est présenté par état et par élément.

***

CHAPITRE IV

COMPORTEMENT EN FLUAGE DU PRODUIT B108, EN ALLIAGE 800 ETUDIE A L'ETAT DE GRADE 2 A 550°C

SOMMAIRE

IV.1 - OBJET

IV.2 - ESSAIS DE FLUAGE

IV.2.1 - Modalités des essais

IV.2.2 - Description de l'état pré-consolidé

IV.3 - RESULTAT DES ESSAIS EFFECTUES A 550°C

IV.4 - COMPARAISON DES RESULTATS OBTENUS SUR LES DIFFERENTS ETATS DU MATERIAU

IV.4.1 - Définition des différentes contraintes utilisables pour la loi de fluage à rupture.

IV.4.2 - Détermination des lois de fluage à rupture

IV.5 - OBSERVATIONS METALLURGIQUES

IV.6 - CONCLUSIONS

***

IV.1 - OBJET

L'objectif principal des essais de fluage effectués sur le produit étudié est d'obtenir les caractéristiques de fluage qui seront utilisées dans la loi décrivant le comportement en fluage du modèle mécanique d'interaction fatigue-fluage proposé par J.L. Chaboche. En effet, ce modèle décrit dans le chapitre (VIII.3) est basé sur un cumul des dommages de fatigue et fluage avec interaction entre une loi de fluage à rupture et une loi de fatigue.

Le présent chapitre rend compte des résultats de fluage obtenus sur les produits B108 en alliage 800 à l'état de grade 2, à l'état vieilli 3000 heures à 550°C et à l'état de réception, ainsi que des résultats obtenus sur ces mêmes états après un écrouissage préalable par fatigue, ceci afin de mettre en évidence l'influence de l'écrouissage sur les caractéristiques conventionnelles de fluage, les courbes d'allongement, de vitesse et la loi de fluage.

Des observations métallurgiques ont également permis de mettre en évidence le mode de rupture associé à l'endommagement de fluage.

IV.2 - ESSAIS DE FLUAGE

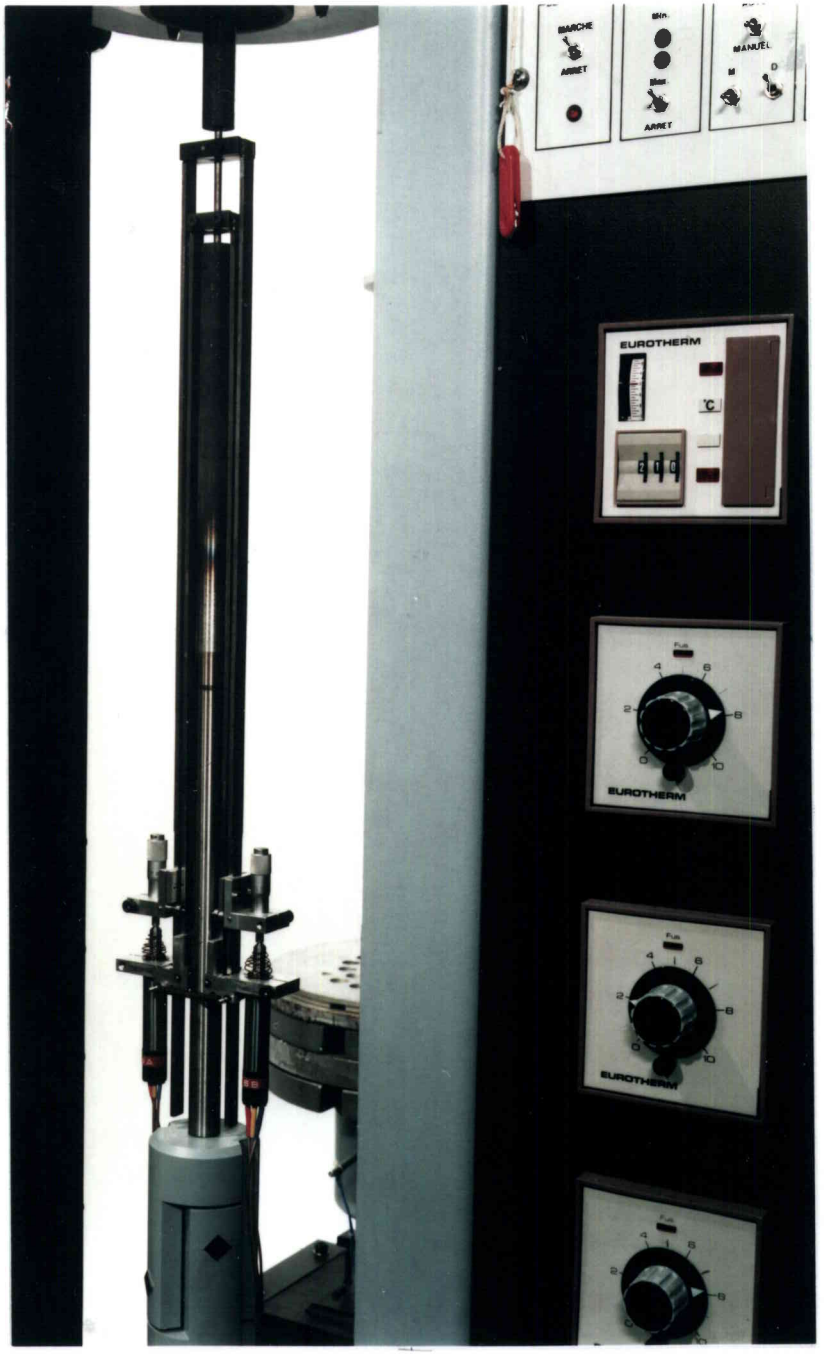
VI.2.1 - Modalités des essais de fluage

Tous les essais ont été effectués selon la norme AFNOR A03-353 concernant les essais de fluage, sur des machines du type MF11 (figure IV.1-a). Ces machines sont équipées d'une extensométrie à capteurs capacitifs de course de 35 mm (figure IV.1b) permettant de mesurer des vitesses minimales de fluage allant jusqu'à environ $\dot{\varepsilon}_{f1} = 10^{-7}\ h^{-1}$. Les éprouvettes de fluage ont un diamètre de 5 mm et une longueur calibrée de 40 mm (figure IV.2).

Le chauffage est assuré par des fours à résistances avec 3 zones.

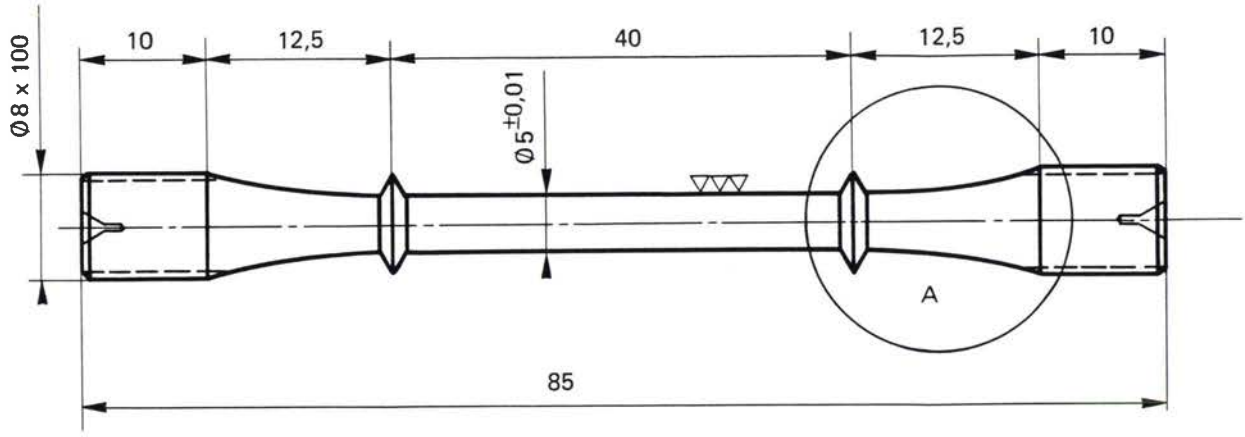
Dans tous les cas, la montée en température a été suivie d'un maintien de stabilisation de 24 heures à 550°C avant mise en charge.

a)

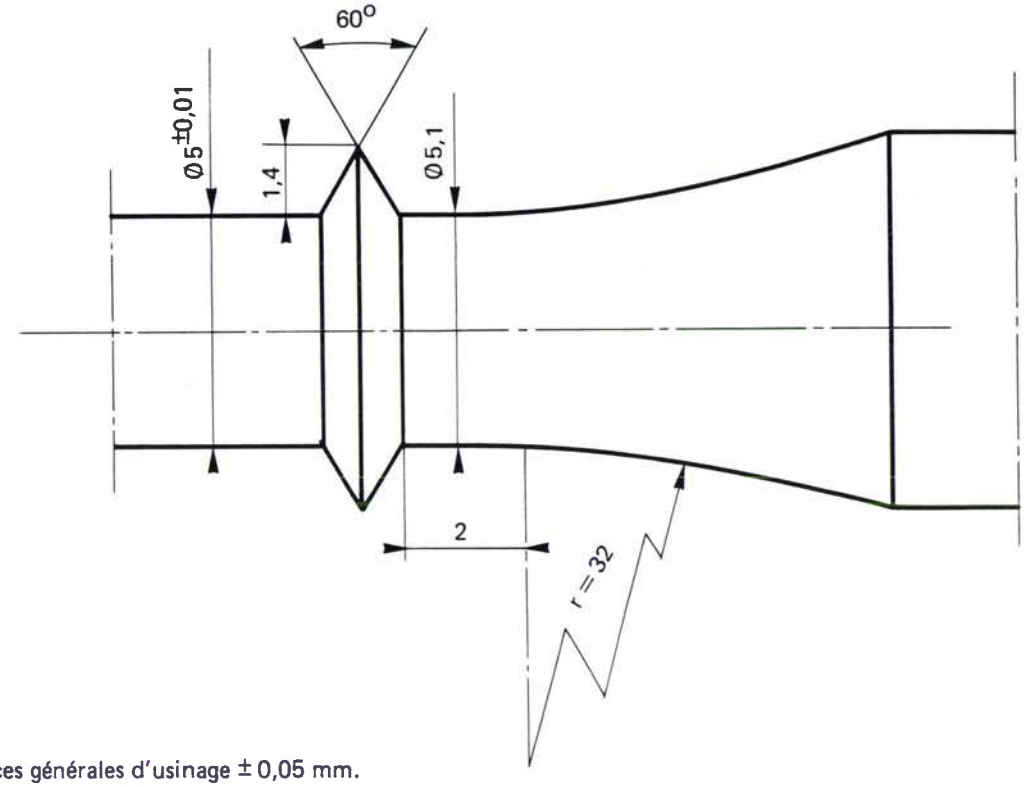


b)

Figure IV.1 - a) Machine d'essais de fluage MF11.
b) Extensométrie à capteurs capacitifs.



Détail A



– Tolérances générales d'usinage ± 0,05 mm.
– Les filetages des têtes d'amarrage Ø8 x 100 seront réalisés libres au calibre tampon.

Figure IV-2 – Éprouvette de fluage.

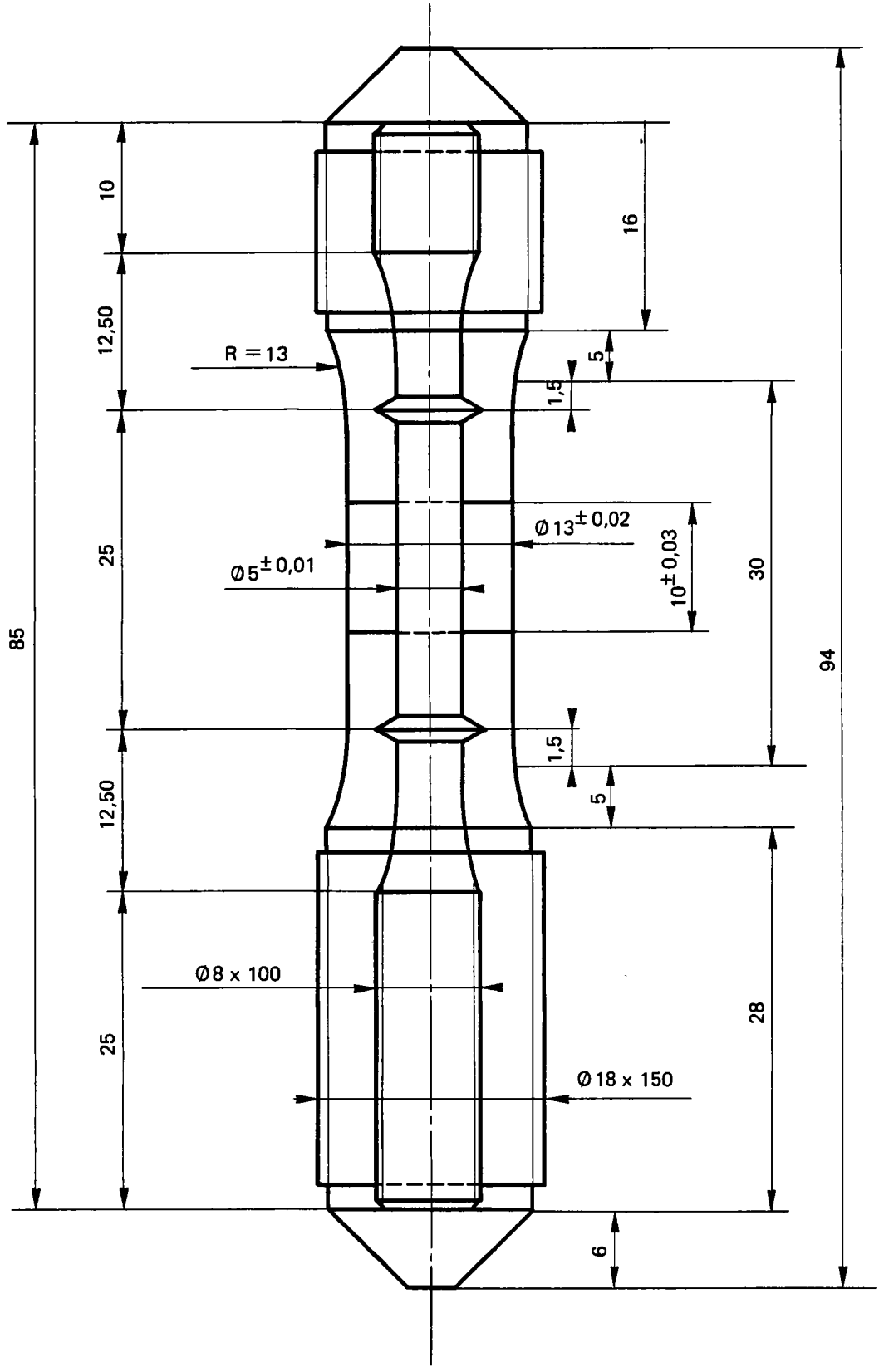


Figure IV-3 – Éprouvette de fatigue pour écrouissage.

Remarque Toutes les éprouvettes utilisées lors des essais de fluage ont été prélevées dans le sens long à mi-épaisseur du plat B108. Pour l'état écroui par fatigue, les éprouvettes de fluage sont réusinées dans des éprouvettes de fatigue (figures IV.3 et IV.2.2).

IV.2.2 - Description de l'état pré-écroui

Quatre essais ont été effectués sur des éprouvettes préalablement écrouies par fatigue à l'état de réception et à l'état vieilli 3000 heures à 550°C.

La procédure suivie est la suivante : chaque éprouvette de fatigue (figure IV.3) a subi un cyclage continu en fatigue oligocyclique sous $\Delta\varepsilon$ = 1,5% à 550°C pendant 190 cycles dans le but d'obtenir un écrouissage correspondant à 10% de la durée de vie en fatigue. Le cyclage a été arrêté à contrainte nulle en fin de la phase de traction du 190e cycle, comme le montre la figure IV.4. Dans ces mêmes éprouvettes ont été réusinées des éprouvettes de fluage dont la base de mesure entre collerettes est de 25 mm et le diamètre de 5 mm (figure IV.3).

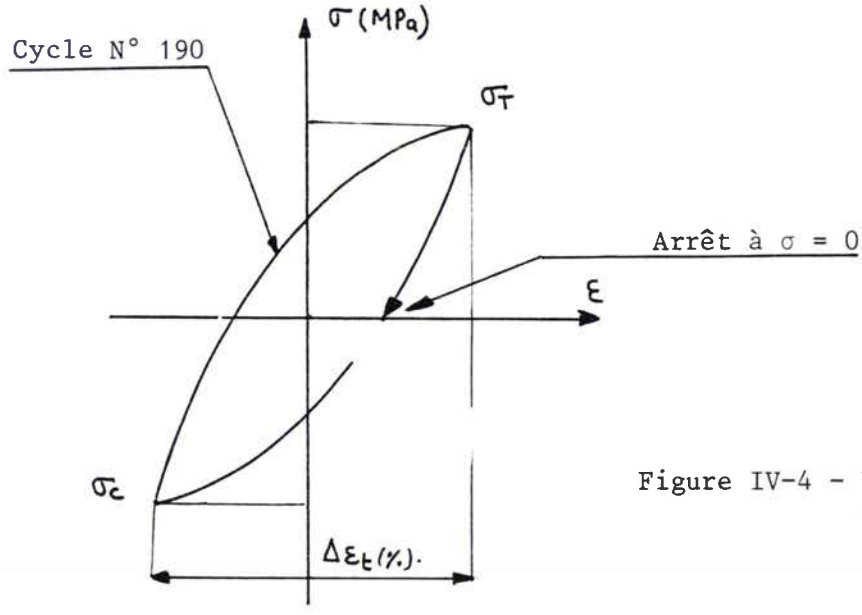


Figure IV-4 - Retour et arrêt à contrainte nulle en fin de traction

Dans la mesure du possible, ont été déterminés au cours des essais de fluage:

- La déformation plastique de mise en charge ε_c.

- Les temps pour atteindre des déformations de fluage ε_{fl} de : 0,1 - 0,2 - 0,5 - 1 - 2 - 5 et 10 %.
- Le temps et l'allongement correspondant à la fin de fluage primaire, définie conventionnellement comme le début de la phase où la vitesse de fluage $\dot{\varepsilon}_{fl}$ devient sensiblement constante.
- Le temps et l'allongement correspondant à la fin de fluage secondaire, définie soit par le début de la non-linéarité des enregistrements (fin de secondaire apparent), soit par l'intersection avec la courbe déformation-temps d'une parallèle à la partie linéaire du stade secondaire décalée d'une valeur d'allongement choisie conventionnellement égale à 0,2 % (fin de secondaire conventionnel).
- La vitesse de fluage minimale.
- Le temps à rupture t_R, l'allongement plastique total à rupture A, et la striction à rupture Z.

Par convention, l'origine des temps et déformations de fluage correspond à la fin de mise en charge.

IV.3 - RESULTATS DES ESSAIS EFFECTUES A 550°C

Tous les résultats obtenus sont donnés dans les tableaux IV.I et IV.II respectivement sur l'état de réception et sur l'état vieilli 3000 h à 550°C. Les figures IV.5 à 8 donnent, pour chaque contrainte nominale σ_o étudiée, l'évolution de :

a) la déformation de fluage ε_{fl};

b) la vitesse de fluage ε_{fl} que l'on obtient par la relation IV.10.

IV.4 - COMPARAISON DES RESULTATS OBTENUS SUR LES DIFFERENTS ETATS DU MATERIAU

Au cours des essais de fluage à force imposée que nous avons effectués, on constate des déformations importantes y compris lors de la mise en charge : ε_c peut être supérieure à 10% sur le produit étudié, surtout pour les charges les plus élevées; par suite la section de l'éprouvette évolue de façon non négligeable et cette évolution se répercute

TABLEAU IV-II – RÉSULTATS D'ESSAIS DE FLUAGE A LA TEMPÉRATURE DE 550°C
VIEILLI 3000 h/550°C

MATÉRIAU : INCOLOY 800 - B108-A - Grade 2
PRÉLEVEMENT DES ÉPROUVETTES : Sens long à cœur

Repère de l'éprouvette	Charge unitaire F/S_o (MPa)	Durée de vie t (heures) (1)	Point de rupture L (2)	Allongements plastiques (%) (3)			Striction Z (%)	Fin de secondaire				Vitesse minimale (10^{-6}/h)	Temps en heures pour atteindre ϵ_f (%) =					
								Apparent		Conventionnel à 0,2 %								
				ϵ_c	ϵ_f	ϵ_t		t (h)	ϵ_f (%)	t (h)	ϵ_f (%)		0,1	0,2	0,5	1	2	5
N2 - V5	400	206	milieu	8,6	11,8	20	26	97	3,6	127	4,5	255	0,2	0,4	2	8	36	139
N2 - V13	350	842	milieu	5,3	13,5	19	22	275	1,8	425	2,5	35	0,5	1,5	13	79	334	619
N2 - V4	310	1973	HN - 5	3,5	9,5	13	15	1356	3,9	1592	5,2	11	2	7	81	461	334	1560
N2 - V14	280	5372	HN - 0	2,2	5,9	8	–	3250	1,9	4533	3,0	2,5	13	70	945	2080	3445	–
ÉPROUVETTES ÉCROUIES PAR FATIGUE (190 Cycles)																		
N2 - V35	410	386	HN - 5	0,8	17	18	23	170	3,7	216	4,7	166	0,5	2	7	22	69	229
N2 - V41	310	3350	HN - 6	0,0	9,6	9,6	8	1750	2,3	2410	3,6	5,6	10	45	416	1000	1595	2907

(1) NR : éprouvette non rompue, le temps indique la durée totale de l'essai → : essai en cours
(2) L : distance entre le point de rupture et l'extrémité la plus proche de la partie calibrée - HN : Hors Normes
(3) ϵ_c : allongement plastique à la mise en charge - ϵ_f : allongement de fluage en fin d'essai - ϵ_t : allongement plastique total en fin d'essai.

TABLEAU IV-I – RÉSULTATS D'ESSAIS DE FLUAGE A LA TEMPÉRATURE DE 550°C EN L'ÉTAT

MATÉRIAU : INCOLOY 800 - B 108-A - Grade 2
PRÉLEVEMENT DES ÉPROUVETTES : Sens long à cœur

Repère de l'éprouvette	Charge unitaire F/S_o (MPa)	Durée de vie t (heures) (1)	Point de rupture L (2)	Allongements plastiques (%) (3)			Striction Z (%)	Fin de secondaire				Vitesse minimale (10^{-6}/h)	Temps en heures pour atteindre ϵ_f (%) =					
								Apparent		Conventionnel à 0,2 %								
				ϵ_c	ϵ_f	ϵ_t		t (h)	ϵ_f (%)	t (h)	ϵ_f (%)		0,1	0,2	0,5	1	2	5
N2 - R32	370	86	12	19,2	21,8	41	54	42	5,3	52	6,4	996	0,3	0,5	2	4,5	11	40
N2 - R20	340	437	HN - 9	16,3	14,2	30	36	243	5,6	313	6,8	138	0,7	1	4	11	34	197
N2 - R7	310	1729	22	13,1	12	25	23	831	3,5	1143	3,8	4,5	1	2	6	18	70	1432
N2 - R6	280	3748	23	9,9	7,2	17	19	1012	2,2	2120	2,5	0,5	1,2	2,5	10	34	225	3550
N2 - R19	250	8163	15	7,3	5,2	13	12	1680	1,7	3568	1,9	0,25	–	1	8	45	4149	–
ÉPROUVETTES ÉCROUIES PAR FATIGUE (190 Cycles)																		
N2 - R75	410	126	10	1,4	25,6	27	51	40	3,2	59	4,8	714	0,3	1	4	9	24	61
N2 - R59	310	3181	HN - 5	0,05	8,4	8,5	12	1000	1,2	1640	1,5	2,5	3,5	15	86	470	2048	2961

(1) NR : éprouvette non rompue, le temps indique la durée totale de l'essai → : essai en cours
(2) L : distance entre le point de rupture et l'extrémité la plus proche de la partie calibrée - HN : Hors Normes
(3) ϵ_c : allongement plastique à la mise en charge - ϵ_f : allongement de fluage en fin d'essai - ϵ_t : allongement plastique total en fin d'essai.

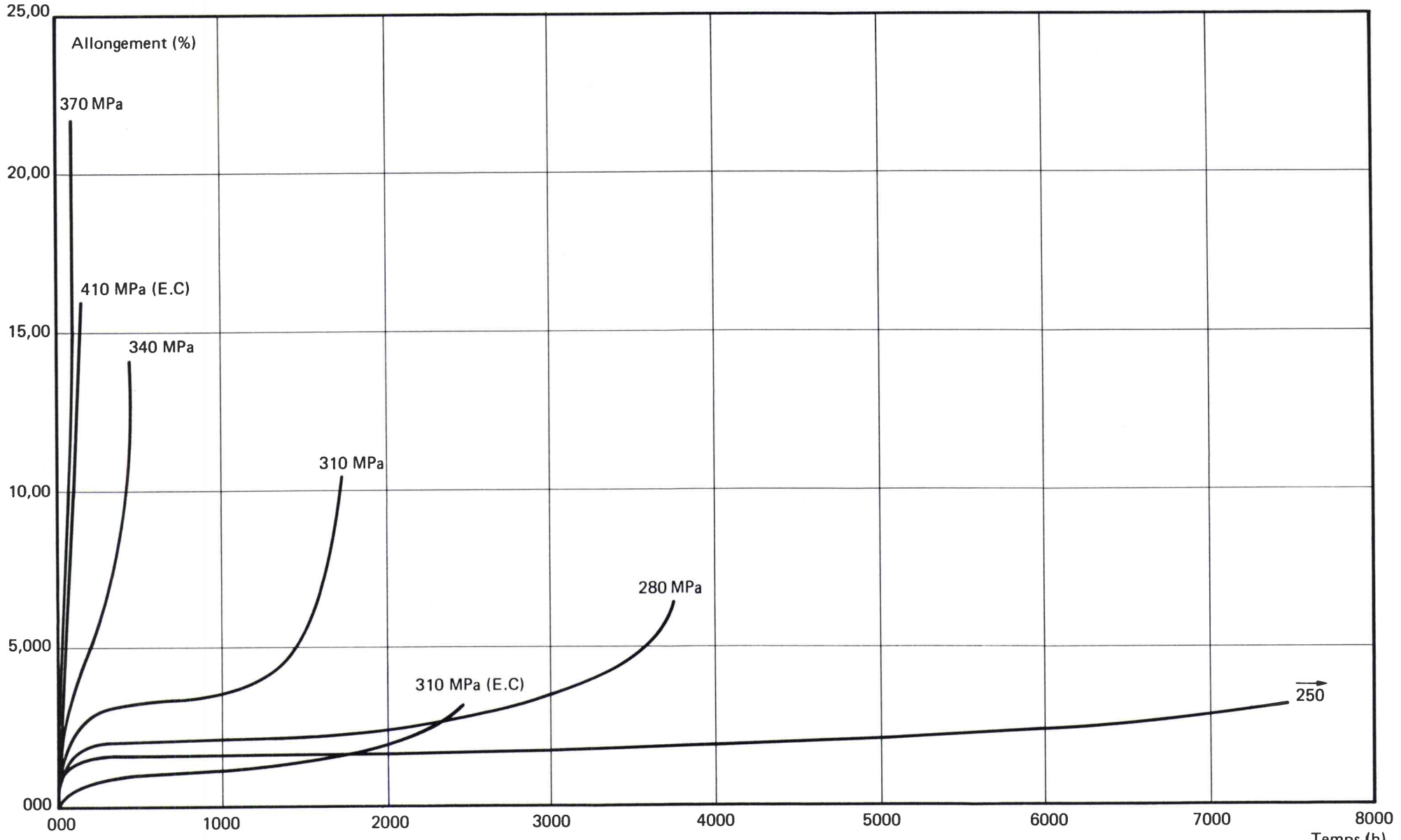


Figure IV-5 — Incoloy 800 — B108-A - Grade 2 à l'état de réception — Courbes de fluage à 550°C sous différentes contraintes.
(EC = fluage après écrouissage cyclique).

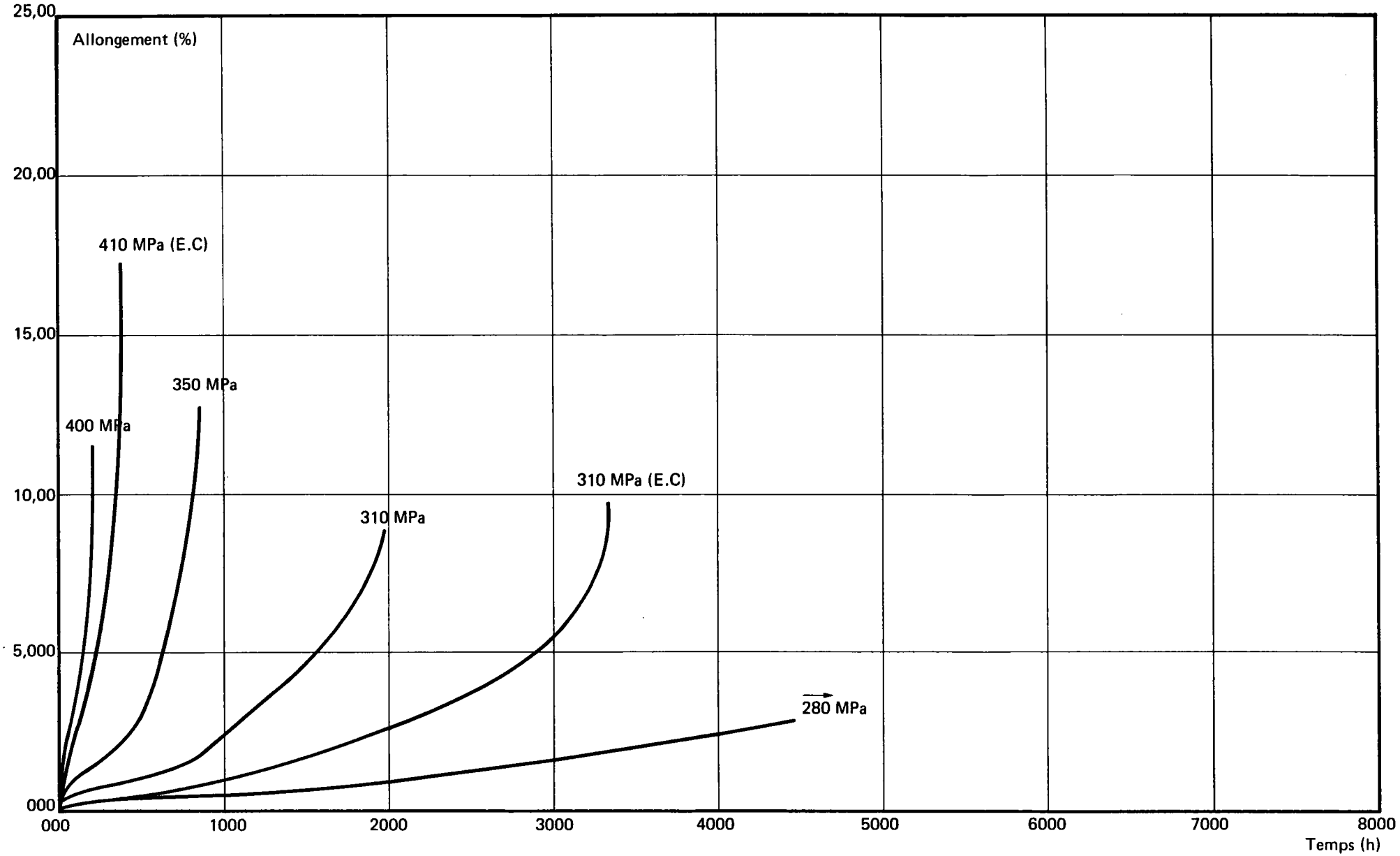


Figure IV-6 — Incoloy 800 - B108-A - Grade 2 vieilli 3000 h à 550°C — Courbes de fluage à 550°C sous différentes contraintes.
(EC = fluage après écrouissage cyclique).

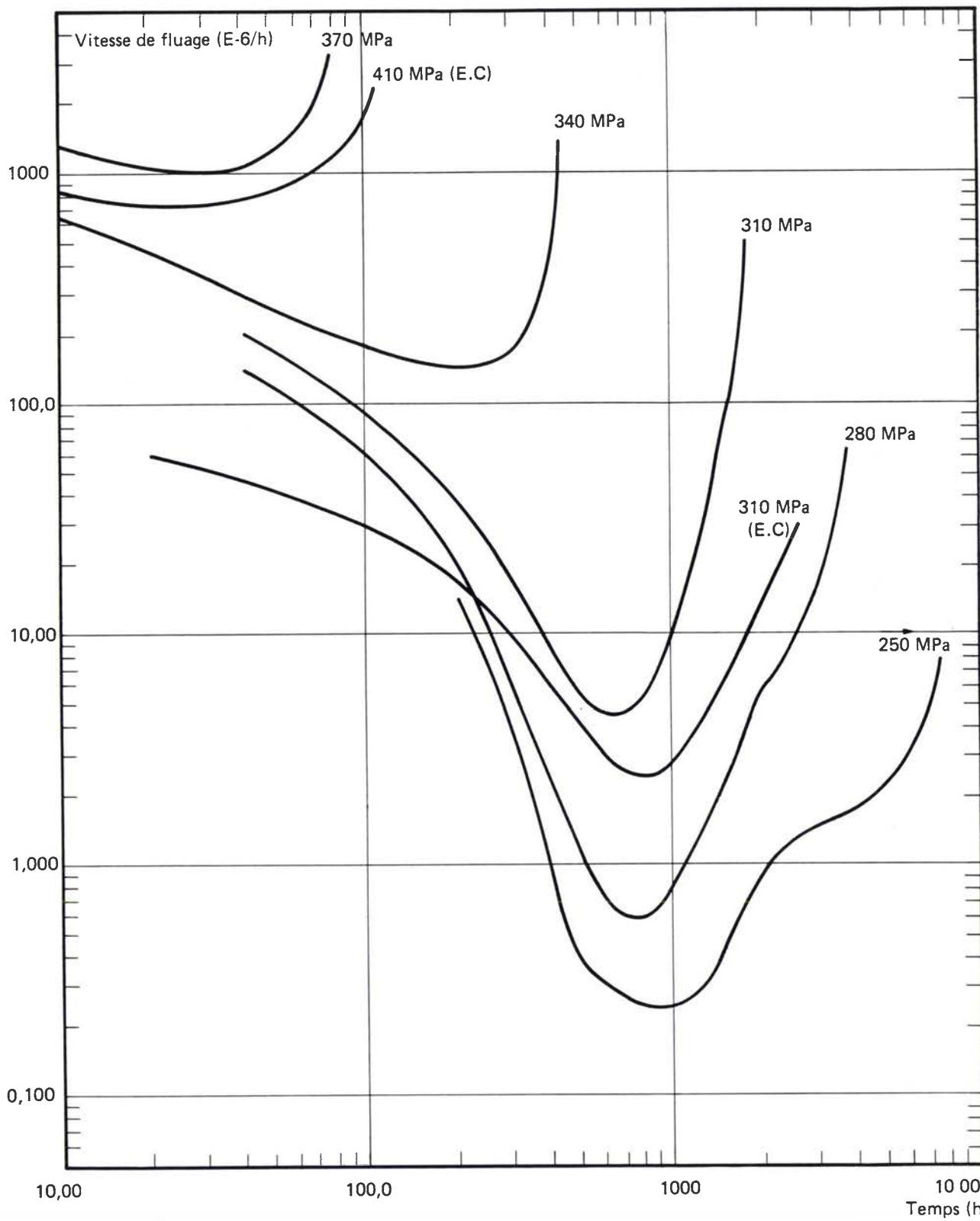


Figure IV-7 — Incoloy 800 - B 108-A - Grade 2 à l'état de réception — Évolution des vitesses de fluage à 550°C sous différentes contraintes.
(E.C = fluage après écrouissage cyclique).

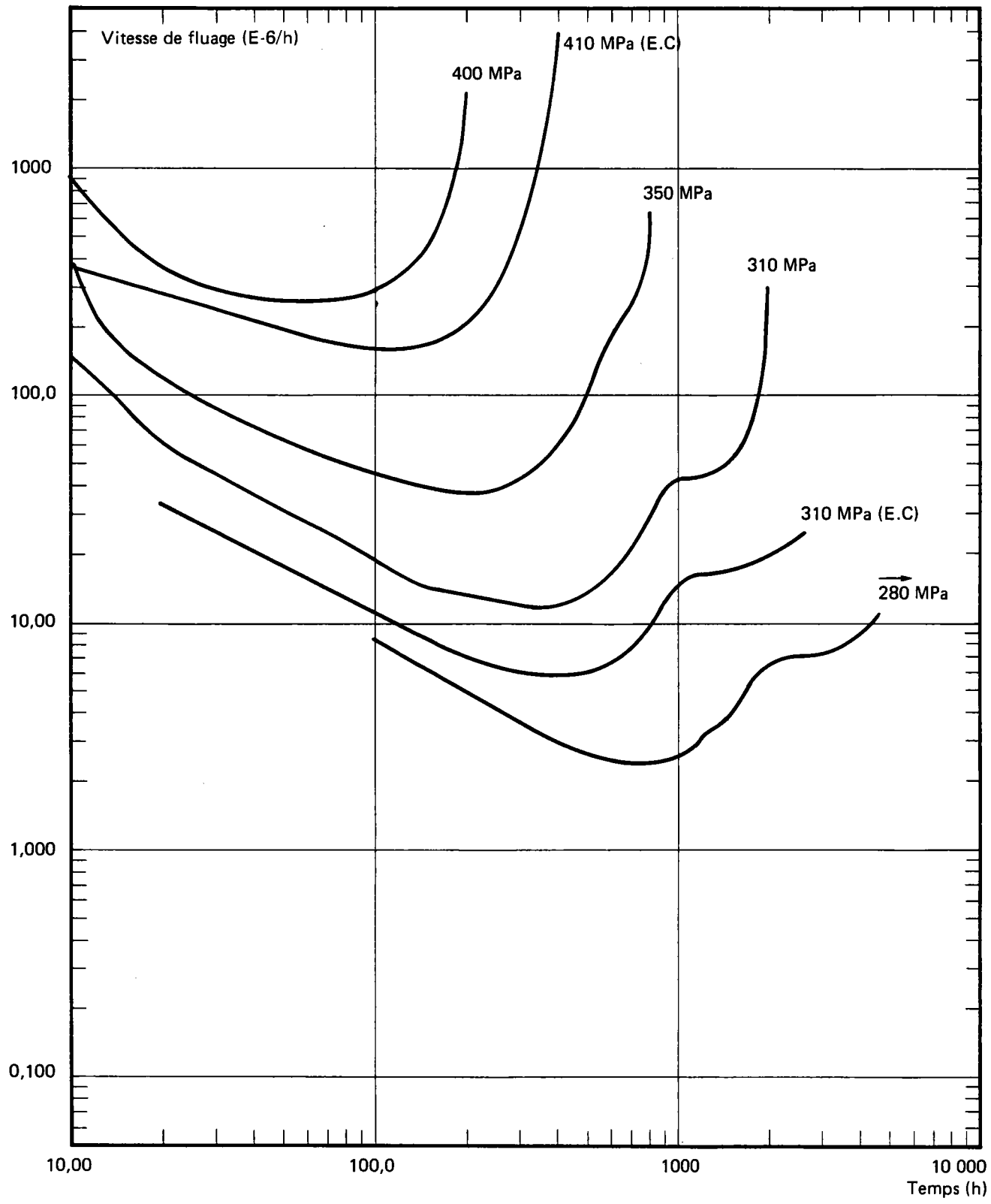


Figure IV-8 – Incoloy 800 - B108-A - Grade 2 vieilli 3000 h à 550°C – Évolution des vitesses de fluage sous différentes contraintes.
(E.C = fluage après écrouissage cyclique).

sur la contrainte effectivement appliquée à l'élément de volume. Il devient alors difficile de comparer les résultats de fluage des différents états de matériaux (réception, vieilli, écroui) qui subissent des déformations de mise en charge très différentes : jusqu'à 20% pour l'état de réception, moins de 1% pour les états écrouis.

IV.4.1 - Définition de différentes contraintes utilisables pour la loi de fluage à rupture

Il est possible de définir plusieurs contraintes caractéristiques de l'essai de fluage :

- la contrainte nominale : $\sigma_o = \frac{F}{S_o}$

  (force appliquée rapportée à la section initiale).

- la contrainte de fin de mise en charge : $\sigma_c = \frac{F}{S_c}$

  (S_c = section en fin de mise en charge)

- la contrainte vraie à l'instant t : $\sigma_v(t) = \frac{F}{S(t)}$

  (S(t) = section actuelle au temps t).

- la contrainte vraie moyenne : $\sigma_{v\ moy}$ définie comme une moyenne sur toute la durée de l'essai de la contrainte vraie au temps t.

Pour calculer ces différentes contraintes, on suppose que le matériau est incompressible. Le volume élémentaire restant constant, on a toujours la relation :

$$S.1 = S_o.1_o = S(t).1(t) \qquad \text{(IV-1)}$$

où : $S_o/S(t)$ = section initiale / à l'instant t.

$1_o/1(t)$ = longueur initiale / à l'instant t.

La longueur 1 est mesurée en cours d'essai et l'allongement de fluage est défini par :

$$\Delta 1(t) = 1(t) - 1_o$$

La déformation de fluage à un instant t est donnée par :

$$\varepsilon_{fl}(t) = \frac{l(t) - l_o}{l_o} = \frac{l(t)}{l_o} - 1 \qquad \text{(VI-3)}$$

La section S(t) à un instant t est donnée par :

$$S(t) = \frac{S_o l_o}{l(t)} = \frac{S_o}{1+\varepsilon_{fl}(t)} \qquad \text{(VI-4)}$$

On peut donc utiliser, pour la loi de fluage à rupture :

* La contrainte nominale σ_o qui est "la charge unitaire" définie dans la norme de l'essai de fluage précitée :

$$\sigma_o = \frac{F}{S_o} \qquad \text{(IV-5)}$$

* La contrainte en fin de mise en charge σ_c qui tient compte de la déformation de mise en charge ε_c, et est définie par :

$$\sigma_c = \frac{F}{S_c} = \frac{F}{S_o}(1+\varepsilon_c)$$

d'où :
$$\sigma_c = \sigma_o(1+\varepsilon_c) \qquad \text{(VI-6)}$$

* La contrainte vraie : σ_v. La contrainte vraie varie pendant l'essai de fluage et est fonction de la déformation de fin de mise en charge ε_c et de la déformation de fluage $\varepsilon_{fl}(t)$. Cette contrainte vraie est définie par la relation:

$$\sigma_v(t) = \frac{F}{S(t)} = \frac{F}{S_o}(1 + \varepsilon_c + \varepsilon_{fl}(t))$$

d'où :
$$\sigma_v(t) = \sigma_o(1 + \varepsilon_c + \varepsilon_{fl}(t)) \qquad \text{(VI-7)}$$

* La contrainte vraie moyenne $\sigma_{v\ moy}$ pendant l'essai de fluage définie par :

$$\sigma_{v\ moy} = \sigma_o\ (1 + \varepsilon_c + \varepsilon_{fl}moy) \qquad \text{(IV-8)}$$

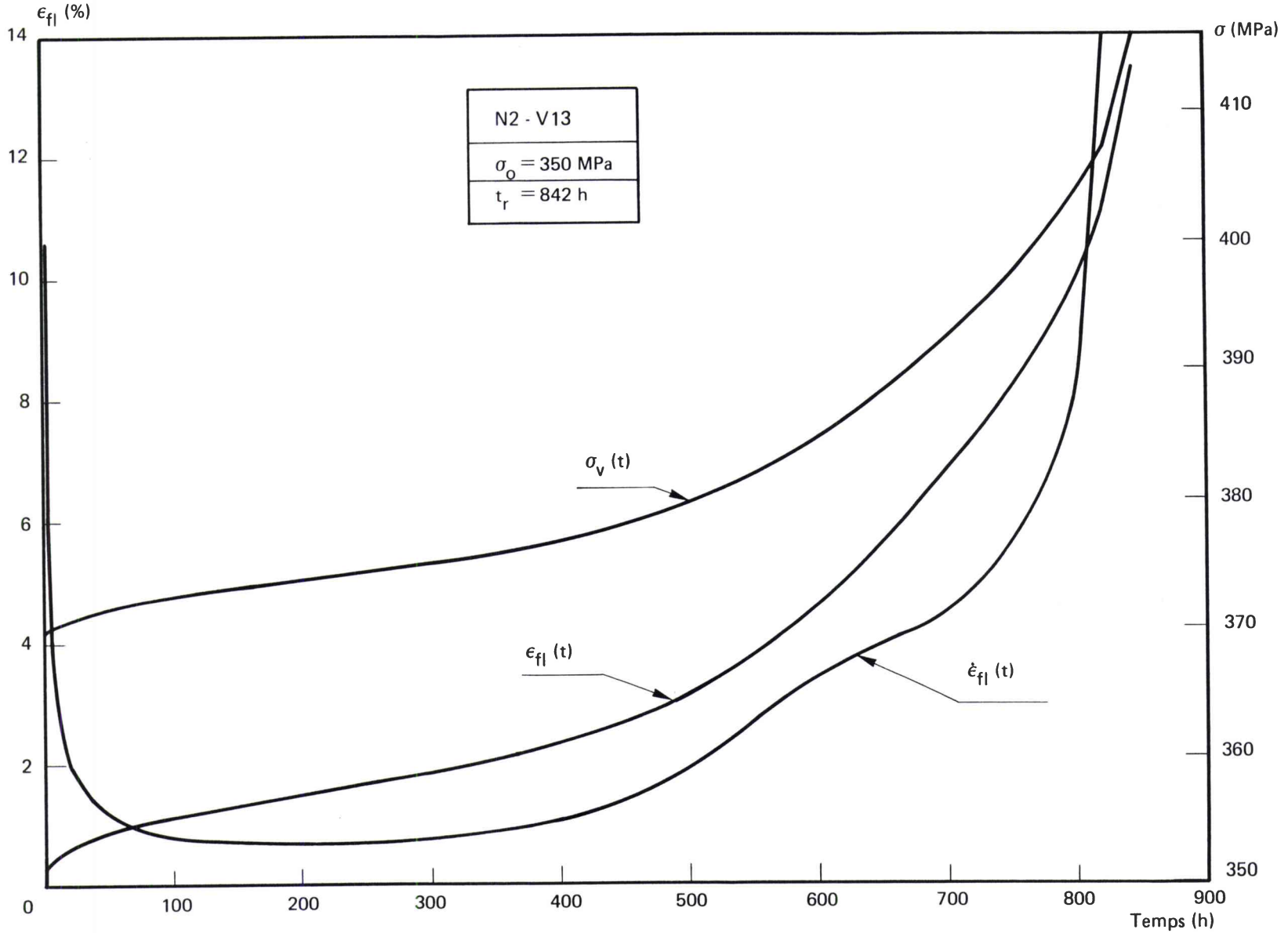


Figure IV-9 – Évolution de la contrainte, de la déformation de fluage et de la vitesse de fluage en fonction du temps au cours d'un essai de fluage.

où ε_{fl}moy est la déformation moyenne de fluage obtenue par intégration de la courbe de fluage de chaque essai selon la relation suivante :

$$\varepsilon_{fl\ moy} = \frac{1}{t_R} \cdot \int_o^{t_R} \varepsilon_{fl}(t)\ dt \qquad \text{(IV-9)}$$

Un programme informatique réalisé au cours de cette étude permet, pour chaque essai, de :

* Tracer la courbe de fluage $\varepsilon_{fl} = f(t)$.

* Tracer l'évolution de la contrainte en fonction du temps: $\sigma = f(t)$.

* Calculer et tracer la vitesse de fluage $\dot{\varepsilon}_{fl}$ en fonction du temps par la relation suivante :

$$\dot{\varepsilon}_{fl} = \frac{\frac{\varepsilon(I)-\varepsilon(I-1)}{t(I)-t(I-1)} + \frac{\varepsilon(I+1)-\varepsilon(I)}{t(I+1)-t(I)}}{2} \qquad \text{(IV-10)}$$

* Calculer la déformation de fluage moyenne ε_{flmoy} par intégration de la courbe de fluage et, ensuite, calculer la contrainte vraie moyenne $\sigma_{v\ moy}$. Un exemple d'application de ce programme est donné sur la figure IV.9 et permet de constater, qu'effectivement, la contrainte vraie évolue très sensiblement en fonction du temps pendant un essai de fluage.

IV.4.2. - Détermination des lois de fluage à rupture

En fluage, le temps à rupture t_R est fonction de la contrainte appliquée selon une loi puissance correspondant à une droite sur un diagramme bilogarithmique: log σ - log t_R.

L'équation à ajuster sur les points expérimentaux est de la forme:

$$t_R = K_r . \sigma^{-r} \qquad \text{(IV-11)}$$

où σ peut prendre les valeurs de σ_o, σ_c et $\sigma_{v\ moy}$ calculées pour chaque essai (voir tableau IV.III). Cette loi peut s'écrire sous la forme :

TABLEAU IV-III – RÉSULTATS DES CALCULS DES CONTRAINTES σ_o, σ_c et $\sigma_{v\ moy}$, OBTENUES APRES ESSAIS DE FLUAGE SUR LE PRODUIT B108.

État de réception					État vieilli : 3000 h à 550°C				
Contrainte nominale σ_o (MPa)	Contrainte de fin de mise en charge σ_c(2) (MPa)	Contrainte vraie moyenne $\sigma_{v\ moy}$ (3) (MPa)	Temps à rupture t_R (h)	Déformation de fin de mise en charge ϵ_c (%)	Contrainte nominale σ_o (MPa)	Contrainte de fin de mise en charge σ_c (MPa)	Contrainte vraie moyenne $\sigma_{v\ moy}$ (MPa)	Temps à rupture t_R (h)	Déformation de fin de mise en charge ϵ_c (%)
250	268,3	274,8	8163	7,3	–	–	–	–	–
280	307,7	317,8	3749	9,9	280	286	290,6	5372	2,2
310	350,6	369,2	1729	13,1	310	321	330,0	1973	3,5
340	396,1	419,6	437	16,3	350	368,5	381,5	842	5,3
370	441,8	481,4	86	19,4	400	434,4	451	206	8,6
ÉTAT PRÉ-ÉCROUI PAR FATIGUE (1)									
310	310,2	323,2	3181	0,05	310	310	319	3350	0
410	415,7	468,2	1126	1,4	410	413	435	386	0,8

(1) États pré-écrouis en fatigue continue sous $\Delta\epsilon_t = 1{,}5\ \%$ à 550°C pendant 190 cycles.

(2) $\sigma_c = \sigma_o\ (1+\epsilon_c)$

(3) $\sigma_{v\ moy} = \sigma_o\ (1+\epsilon_c+\epsilon_{fl\ moy})$ avec $\epsilon_{fl\ moy} = \frac{1}{t_R}\int_0^{t_R} \epsilon_{fl}\ (t)\ dt$

$$t_R = \frac{1}{1+k} \left(\frac{\sigma^*}{A}\right)^{-r}$$

en utilisant les notations qui seront décrites dans le chapitre VII concernant le modèle de prévision de l'ONERA :

$$t_R = K_r \, \sigma^{-r}$$

où : $\begin{cases} \cdot \; K_r = \dfrac{A^{+r}}{1+k} \\ \cdot \; A \text{ et } k \text{ constantes du matériau.} \end{cases}$

Un lissage numérique permet d'obtenir r et K_r qui est une combinaison des deux autres coefficients de la loi de fluage A et k. Les résultats obtenus sont rassemblés dans le tableau IV.IV.

TABLEAU IV-IV – VALEURS DE LA PENTE r DE LA COURBE DE FLUAGE SELON LE CHOIX DE LA CONTRAINTE QUE L'ON EFFECTUE ET DE L'ORDONNÉE A L'ORIGINE CORRESPONDANTE.

État	Choix de la contrainte σ dans la relation IV-11	Valeur de la pente r	Valeur de l'ordonnée à l'origine K_r	Coefficient de corrélation
Vieilli 3000 h à 550°C	σ_o	8,989	$5{,}344.10^{+25}$	0,997
	$\sigma_c = \sigma_o (1 + \epsilon_c)$	7,667	$3{,}580.10^{+22}$	0,998
	$\sigma_{v\,moy} = \sigma_o (1 + \epsilon_c + \epsilon_{fl\,moy})$	7,300	$5{,}175.10^{+21}$	0,998
État de réception	σ_o	17,022 7,216	$4{,}734.10^{45}$ $1{,}665.10^{21}$	0,997 0,999
	$\sigma_c = \sigma_o (1 + \epsilon_c)$	13,127 5,797	$4{,}717.10^{36}$ $9{,}852.10^{17}$	0,997 0,998
	$\sigma_{v\,moy} = \sigma_o (1 + \epsilon_c + \epsilon_{fl\,moy})$	11,328 5,253	$2{,}138.10^{32}$ $5{,}263.10^{16}$	0,9996 0,9998

Sur les figures IV.10 et 11, nous constatons que :

* Pour l'état de réception (figure IV.10), un changement de pente très net est intervenu pour les faibles contraintes, ce qui rend difficiles les extrapolations sur cet état à partir de l'ensemble des résultats. Nous

pensons que cette rupture de pente est étroitement liée à la précipitation de la phase γ' puisqu'elle intervient après une durée d'essai supérieure à 1000 heures à 550°C. Nous rappelons que la taille des précipités γ' observée est très petite; leur rayon a été estimé à 3 nm après un vieillissement isotherme de 3000 heures à 550°C (cf. chapitre III).

* A l'état vieilli, figure IV.11, aucune rupture de pente n'a été observée : le matériau peut être considéré comme "stable" du point de vue évolution structurale du fait du vieillissement préalable de 3000 h à 550°C.

Nous constatons, dans le cas des deux états, que pour un niveau donné de contrainte, l'écart observé entre les 3 lois de fluage prenant respectivement les valeurs de σ_o, σ_c et $\sigma_{v\ moy}$ est plus important pour les fortes contraintes. La courbe en contrainte vraie moyenne ($\sigma_{v\ moy}$) donnant les temps à rupture les plus longs.

Pour une utilisation de ces courbes ($t_R = K_r(\sigma^*)^{-r}$), dans l'analyse d'un essai de fatigue-relaxation, la courbe en contrainte vraie moyenne devrait être la plus proche de la réalité, car les déformations viscoplastiques observées lors du maintien en fatigue-relaxation restent faibles et les contraintes mesurées sont pratiquement des contraintes vraies.

La comparaison des courbes des figures IV.10 et 11 permet de constater que :

* L'état vieilli résiste mieux au fluage que l'état de réception, surtout sous fortes contraintes. Cependant, aux faibles contraintes, les deux matériaux ont un comportement similaire pour des durées d'essai supérieures à 3000 heures.

* L'influence d'un écrouissage préalable sur le comportement au fluage n'apparaît nettement que pour la représentation en contrainte nominale σ_o; en contraintes corrigées des déformations de mise en charge σ_c et de fluage σ_{vmoy}, les points représentatifs des états pré-écrouis se placent quasiment sur les courbes de l'état vierge.

Pour l'utilisation des données de fluage dans l'analyse ultérieure des essais de fatigue-relaxation, il n'y aura donc pas lieu de tenir compte d'un effet de l'écrouissage cyclique.

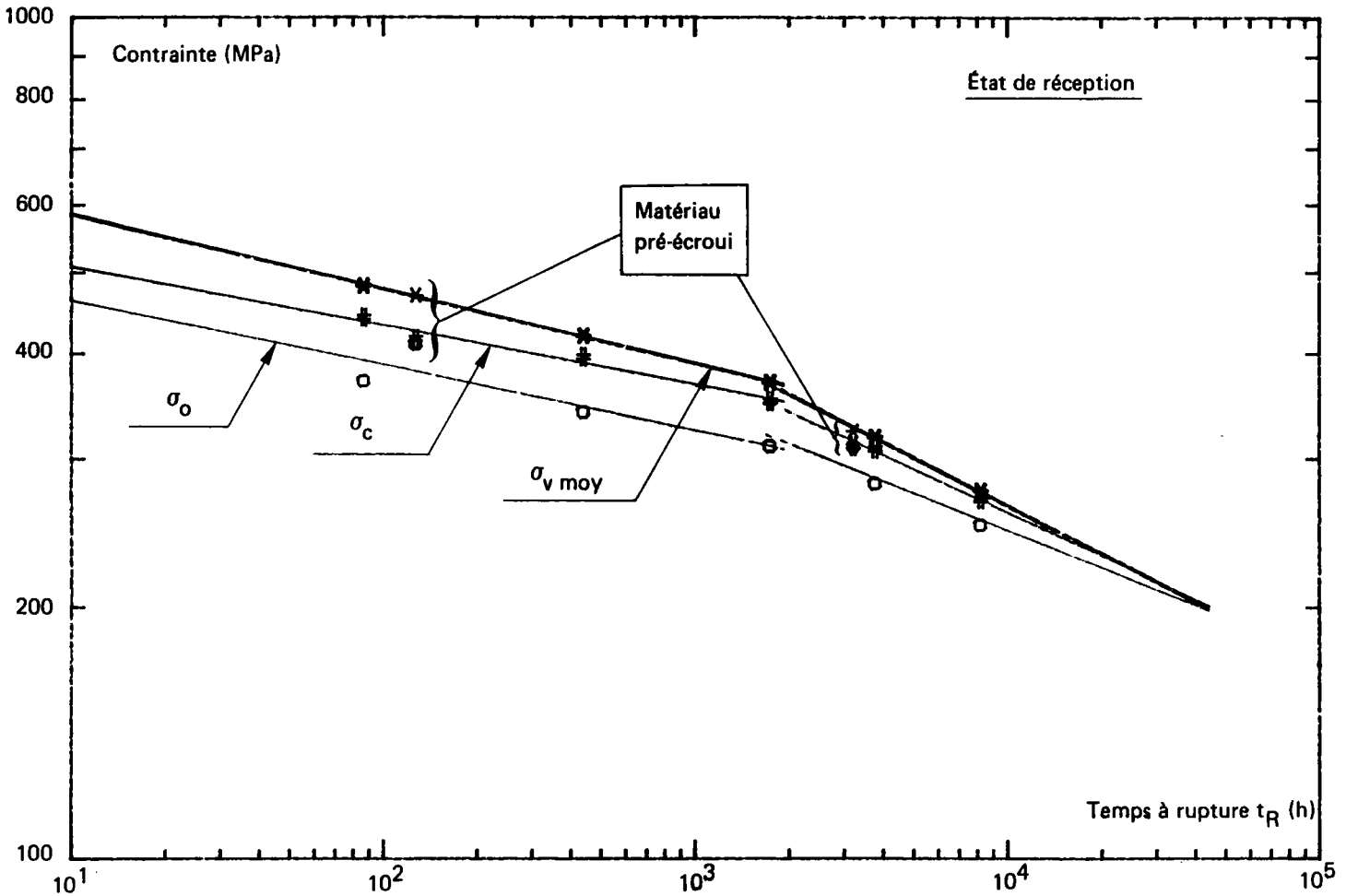


Figure IV-10 – Loi de fluage à rupture à 550°C de l'Alliage 800 à l'état de réception.

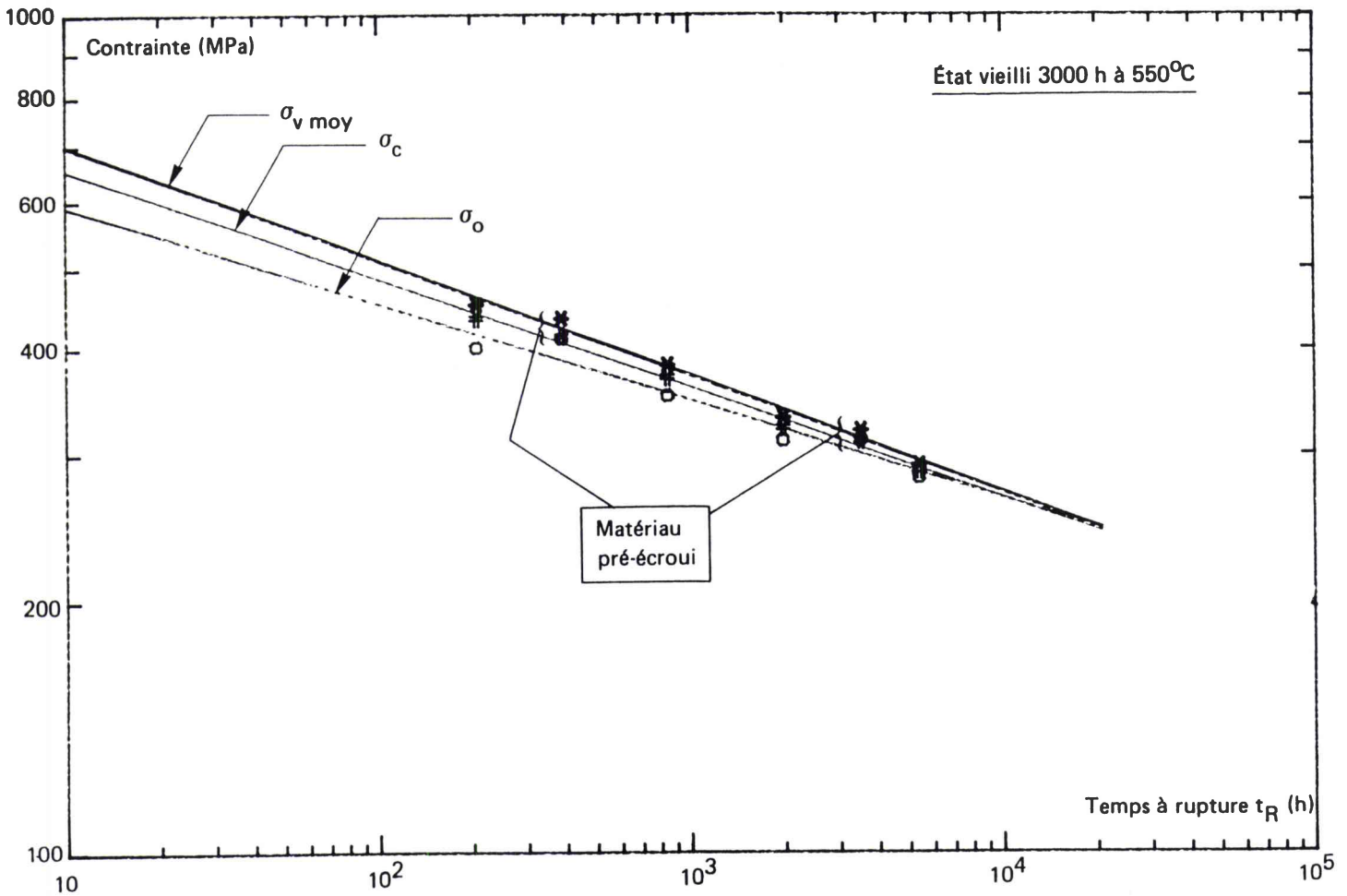


Figure IV-11 — Loi de fluage à rupture à 550°C de l'Alliage 800 à l'état vieilli.

* L'évolution de l'allongement total et de la striction à rupture en fonction du temps à rupture en fluage permet de constater que (figure IV-12):

- la ductilité à rupture décroit en fonction du temps à rupture;
- l'allongement est inférieur à 13% lorsque la durée dépasse 8000 heures pour l'état de réception, inférieur à 10% dès 3000 heures pour l'état vieilli;
- la striction suit une évolution similaire;
- de plus, le pré-écrouissage semble, au moins pour l'état de réception, accentuer cette baisse de ductilité; mais il faut tenir compte que ε_t inclut la déformation de mise en charge ε_c qui est importante pour l'état vierge et quasi-nulle sur l'état pré-écroui.

IV.5 - OBSERVATIONS METALLURGIQUES

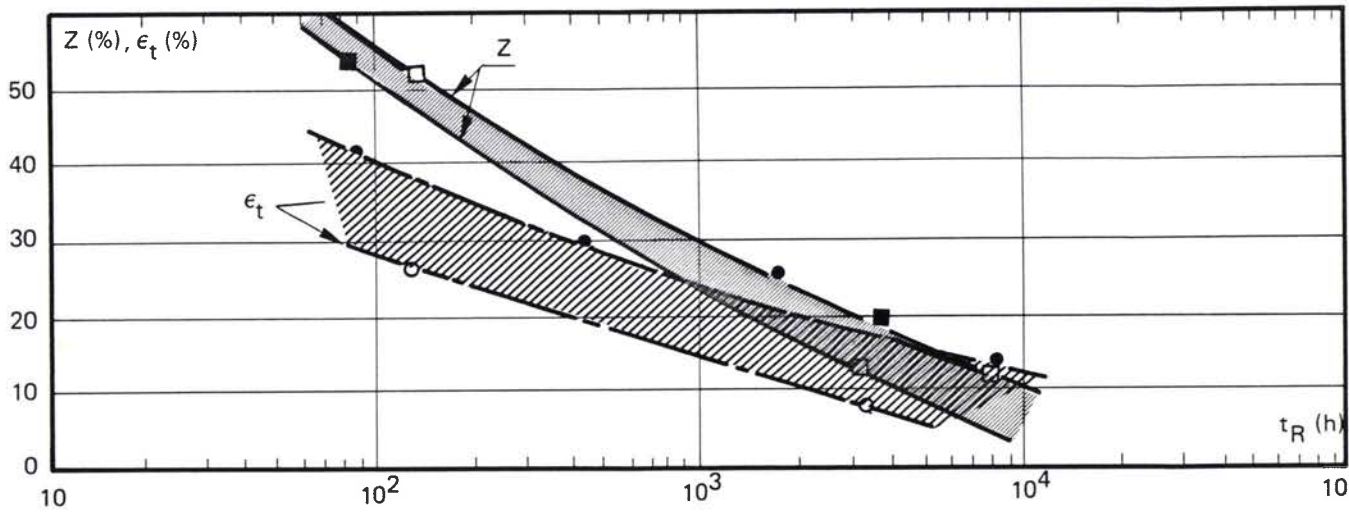
L'observation en microscopie électronique à balayage des surfaces de rupture des éprouvettes montre que le mode de rupture en fluage est purement intergranulaire (voir figures IV-13 a,b,c pour le matériau à l'état de réception rompu sous σ_o = 280 MPa). Sur la surface libre de la partie calibrée de l'éprouvette (figure IV.13 d et e), les fissures secondaires sont nombreuses et intergranulaires.

Les examens en microscopie optique sur coupe longitudinale confirment le caractère intergranulaire du dommage de fluage (figure IV.14) et la faible déformation subie par les grains même très près de la rupture finale (figure IV.14.a).

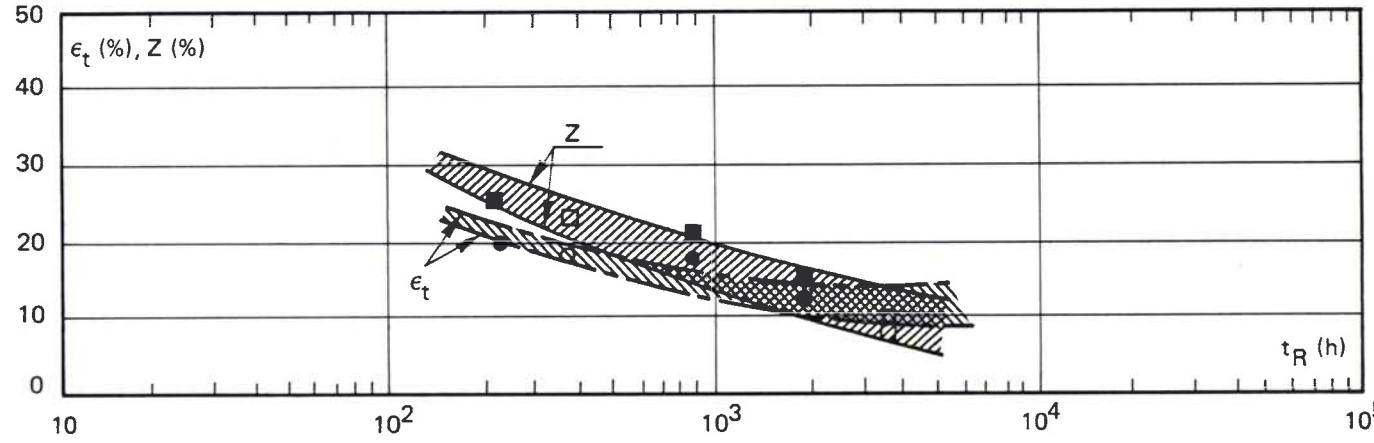
IV.6 - CONCLUSIONS

Les résultats des essais de fluage effectués sur le produit en alliage 800 grade 2 permettent de tirer quelques conclusions :

* La comparaison des deux états étudiés montre que l'état vieilli présente une meilleure résistance au fluage que l'état de réception sous fortes contraintes. Cependant, sous faibles contraintes, les deux états ont un comportement similaire pour des durées d'essais supérieures à 3000 heures. Lors des essais de longue durée, le matériau à l'état de réception subit un vieillissement et une évolution structurale (précipitation de la



a - État de réception



b - État vieilli 3000 h à 550°C

●	ϵ_t (%)	État vierge
■	Z (%)	" "
○	ϵ_t (%)	État pré-écroui
□	Z (%)	" "

Figure IV-12 – Évolution de l'allongement total ϵ_t (%) et de la striction, Z (%) fonction du temps à rupture en fluage du produit B108 en Alliage 800 grade 2.

phase γ') qui tend à rapprocher son comportement de celui du matériau pré-viéilli. A long terme, le comportement du matériau peut être ainsi assimilé à celui de l'état pré-vieilli dont les caractéristiques seront utilisées dans la suite du rapport pour la prévision à partir du modèle de l'ONERA (chapitre VII).

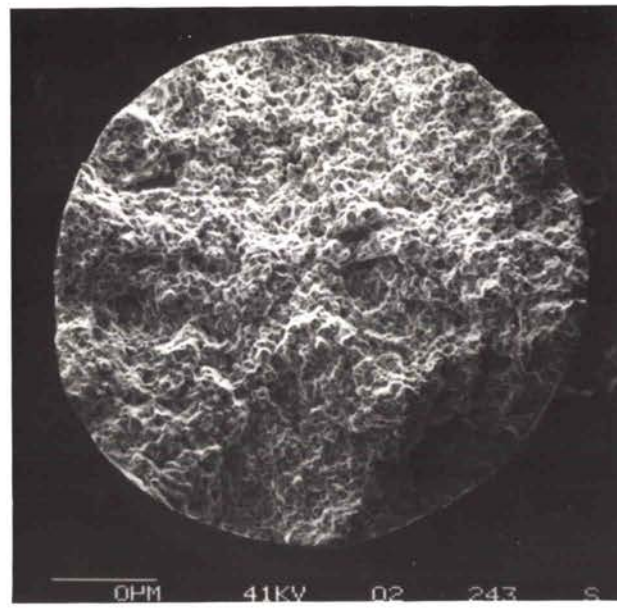
* La prise en compte des déformations de mise en charge et de fluage s'est avérée nécessaire pour la détermination de la contrainte à utiliser ultérieurement dans le modèle de prévision.

* L'écrouissage préalable par fatigue n'a pas d'influence notable sur la résistance au fluage, si l'on considère la contrainte vraie moyenne pendant l'essai.

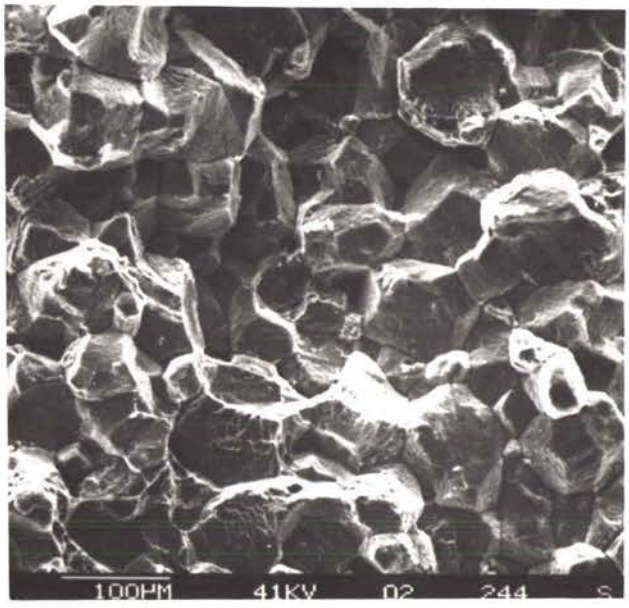
* Le mode de rupture est purement intergranulaire en relation avec une faible ductibilité du produit en fluage.

***

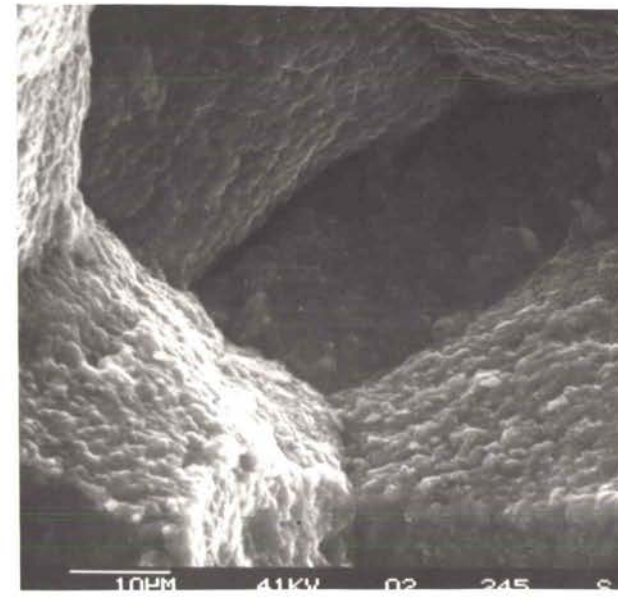
Éprouvette N2R6 :
σ_o = 280 MPa
t_R = 3748 h
T = 550°C



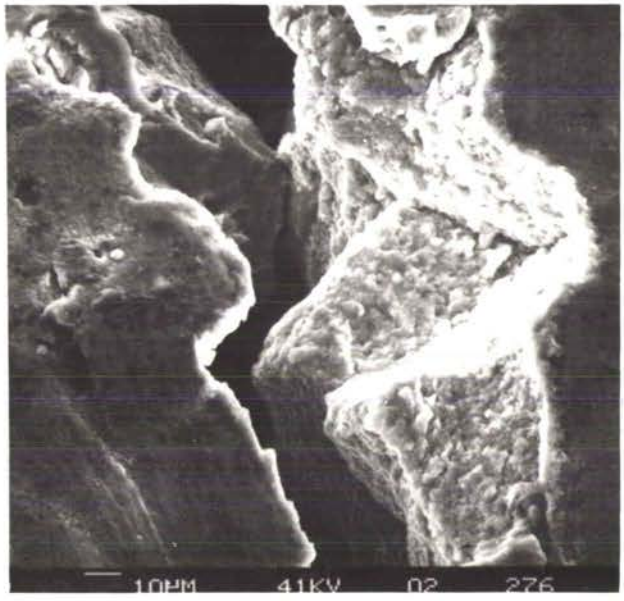
a) Faciès de rupture



b) Rupture intergranulaire (centre de l'éprouvette)



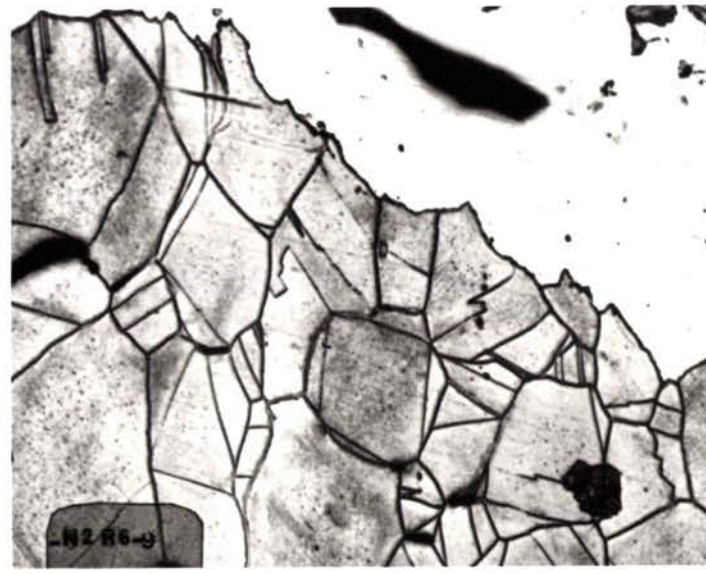
c) Détail de b



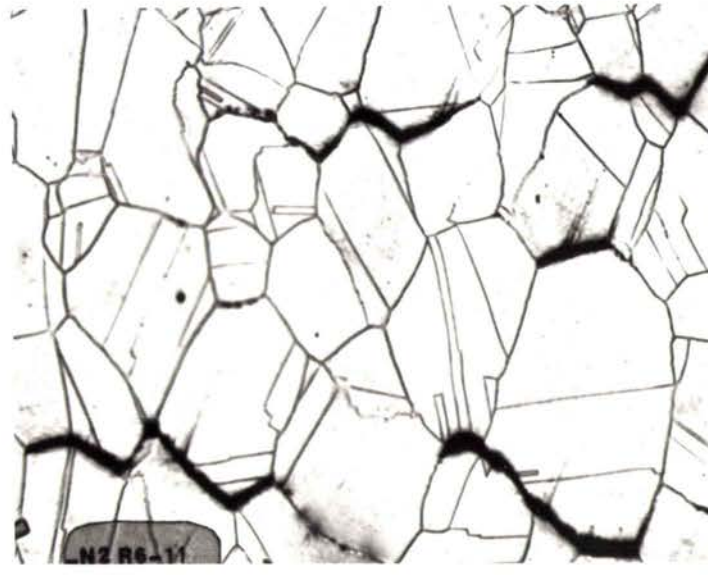
d) Fissures intergranulaires en surface

e) Détail de d

Figure IV.13 — Observation au microscope électronique à balayage après rupture en fluage de la surface de rupture : a, b, c et de la surface libre de l'éprouvette : d et e.



a) x200



b) x200

Figure IV.14.a - Observation au microscope optique d'une coupe longitudinale après polissage et attaque électrolytique à l'acide nitrique à 20 % sous 2 Volts (éprouvette N2R6 - $\sigma_o = 280$ MPa, $T = 550^oC$, $t_R = 3748$ h).

CHAPITRE V

COMPORTEMENT EN FATIGUE CONTINUE ET EN FATIGUE-RELAXATION DE L'ALLIAGE 800 GRADE 2 A 550°C A L'ETAT DE RECEPTION ET A L'ETAT VIEILLI 3000 HEURES A 550°C

SOMMAIRE

V.1 - INTRODUCTION

V.2 - METHODE EXPERIMENTALE

V.3 - RESULTATS DES ESSAIS DE FATIGUE-CONTINUE ET DE FATIGUE-RELAXATION

V.3.1 - Résultats des essais de fatigue-continue.

3.1.1 - Comportement du produit sous sollicitations cycliques.

3.1.2 - Courbes de consolidation cyclique et monotone.

3.1.3 - Courbes de résistance à la fatigue.

3.1.4 - Comparaison avec des résultats obtenus antérieurement sur des produits en alliage 800 grade 2.

3.1.5 - Conclusions

V.3.2 - Résultats des essais de fatigue-relaxation.

3.2.1 - Influence de la durée du maintien sur la consolidation cyclique.

3.2.2 - Influence de la durée du maintien sur la durée de vie.

3.2.3 - Relation entre la réduction de la durée de vie et la durée de maintien ou la contrainte relaxée.

V.3.3 - Observations métallurgiques sur les éprouvettes après essais.

3.3.1 - Observations au M.E.B. des faciès de rupture.

3.3.2 - Observations en microscopie optique sur coupes métallographiques.

3.3.3 - Observations au M.E.B. des fûts des éprouvettes.

3.3.4 - Résultats des examens en microscopie électronique en transmission (M.E.T.)

3.3.4.1 - Fatigue-continue sous $\Delta\varepsilon_t$ = 1,5 %

3.3.4.2 - Fatigue relaxation sous $\Delta\varepsilon_t$ = 1,5 %

3.3.5 - Discussion

3.3.5.1 - Fatigue-continue

3.3.5.2 - Fatigue-relaxation

3.3.5.2.1 - Mécanisme probable de la précipitation intergranulaire des carbures $M_{23}C_6$.

3.3.5.2.2 - Evolution de l'amplitude de contrainte au cycle stabilisé.

3.3.5.2.3 - Modes d'endommagement et de rupture.

3.3.6 - Influence de la déformation sur la sortie du domaine de sensibilité à la corrosion intercristalline.

V.4 - CONCLUSIONS

V.1 - INTRODUCTION

Dans ce chapitre, nous allons présenter les résultats obtenus en fatigue oligocyclique continue et en fatigue-relaxation à 550°C sur l'alliage 800 grade 2 à l'état de réception et vieilli 3000 heures à 550°C, analyser l'influence de la durée de maintien en fatigue-relaxation sur la durée de vie (en nombre de cycles), comparer les résultats sur les deux états entre eux et avec ceux obtenus antérieurement, et, enfin, étudier les modes de déformation et de rupture associés aux différentes conditions d'essais.

V.2 - METHODE EXPERIMENTALE

V.2.1 - Machine d'essais (figure V.1).

Les essais de fatigue oligocyclique continue et de fatigue-relaxation ont été conduits en traction-compression sur des machines électromécaniques de marque Mayes : ESM 100 de capacité : ± 10 tonnes. Pour ces essais, les machines sont équipées de fours à résistance et sont asservies à la déformation mesurée sur la longueur calibrée de l'éprouvette d'essai.

V.2.2. - Géométrie et prélèvements des éprouvettes

Le type d'éprouvette utilisé pour les essais de fatigue-oligocyclique continue et de fatigue-relaxation est représenté sur la figure V.2 . Ce sont des éprouvettes cylindriques lisses présentant une partie utile calibrée de 16 mm de longueur et de 8 mm de diamètre. La finition de la partie calibrée est obtenue par tournage fin. Toutes les éprouvettes ont été prélevées à mi-épaisseur et dans le sens long du produit étudié suivant le schéma de la figure V.3

V.2.3. - Extensométrie en fatigue-oligocyclique continue et en fatigue-relaxation

Pour les essais effectués, l'allongement est relevé directement sur la partie calibrée de l'éprouvette par un extensomètre à couteaux de base

Figure V.1 – Machines MAYES électromécaniques ESM 100.

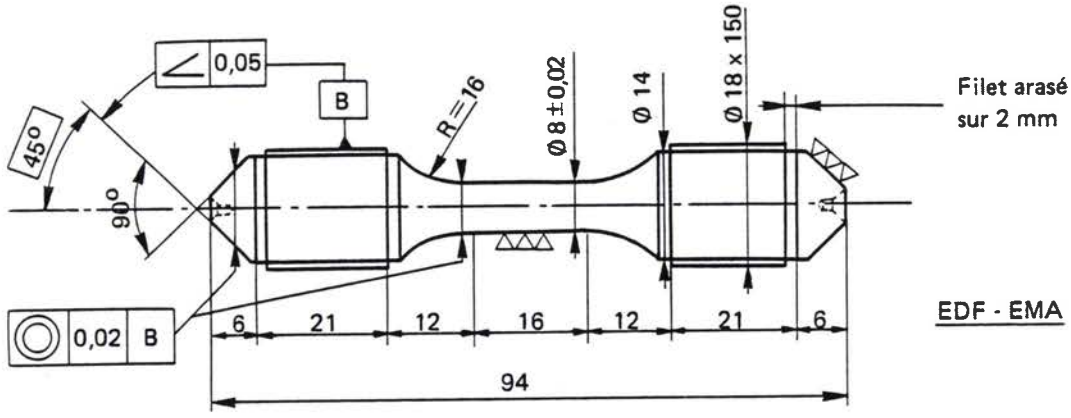


Figure V-2 – Éprouvette utilisée au Département EMA pour les essais de fatigue oligocyclique continue et de fatigue-relaxation.

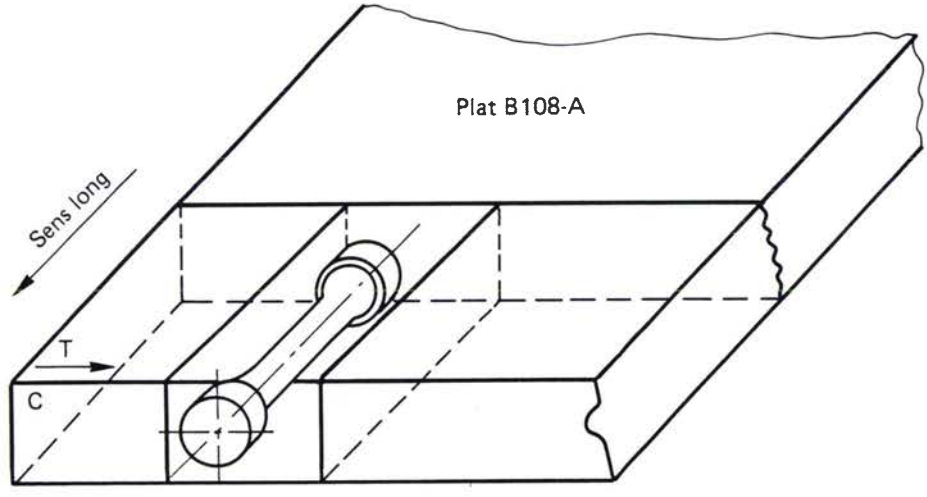


Figure V-3 – Prélèvement des éprouvettes de fatigue oligocyclique continue et de fatigue-relaxation dans le produit étudié.

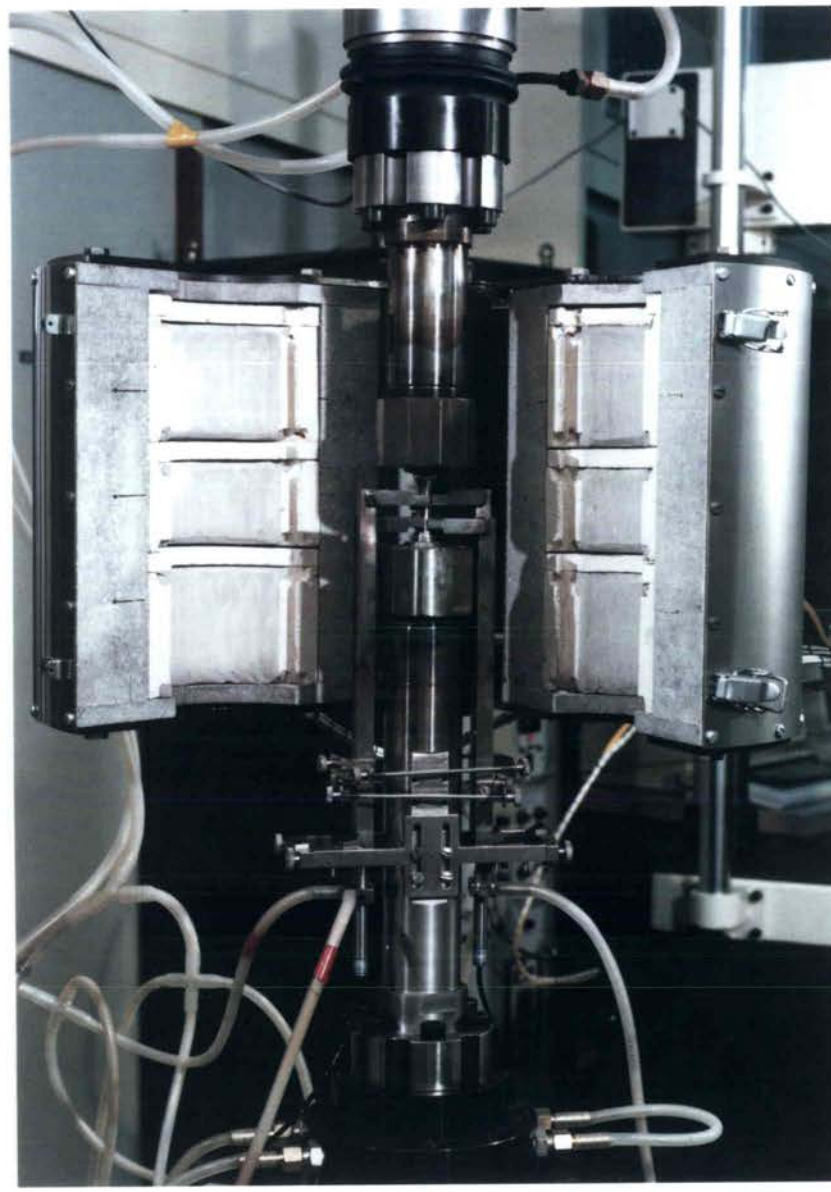


Figure V.4 — Montage de l'éprouvette, extensomètre à couteaux, four à 3 zones indépendantes des machines d'essai.

10 mm reporté sous le four à l'extérieur de la zone de chauffe, où il est mesuré à l'aide de deux capteurs inductifs (figure V.4).

Ce montage permet un calcul direct de la déformation sur la base de mesure qui est assimilée à l'élément de volume.

La force appliquée à l'éprouvette, pendant l'essai, est mesurée à l'aide d'une cellule à jauges placée dans la partie supérieure de la ligne de charge.

V.2.4 - Chauffage

Le chauffage des éprouvettes est assuré par des fours à trois zones indépendantes. La température de l'éprouvette est relevée par deux thermocouples attachés sur la partie utile de l'éprouvette par un cordon d'amiante (figure V.4). Les fluctuations de la température relevées pendant toute la durée de l'essai ne dépassent pas ± 1°C par rapport à la température choisie pour l'essai.

V.2.5 - Conditions d'essais

Les conditions d'essais ont été les suivantes :

- traction-compression à déformation totale imposée;
- forme du cycle : triangulaire (en fatigue continue) ou trapézoïdale (en fatigue-relaxation) avec une vitesse de déformation totale $\dot{\varepsilon}_t$ égale à $4 \times 10^{-3}\ S^{-1}$. Pour les essais de fatigue-relaxation, un maintien était imposé à la déformation maximale en traction ou en compression de chaque cycle, pendant une durée t_m comprise entre 10 minutes et 168 heures pour la traction et entre 10 et 90 minutes pour la compression (figure V.5).
- Température : 550°C.
- Milieu : Air ambiant.

La nomenclature des termes et symboles utilisés pour la conduite et le dépouillement des essais de fatigue continue et de fatigue-relaxation est définie au tableau V.I et sur la figure V.5 .

TABLEAU V-I – DÉFINITION DES TERMES ET SYMBOLES UTILISÉS POUR LES ESSAIS DE FATIGUE OLIGOCYCLIQUE CONTINUE ET DE FATIGUE RELAXATION.

ℓ_o = longueur initiale de la base de mesure
$\ell = \ell_o (1+ e)$ = longueur pour un allongement e

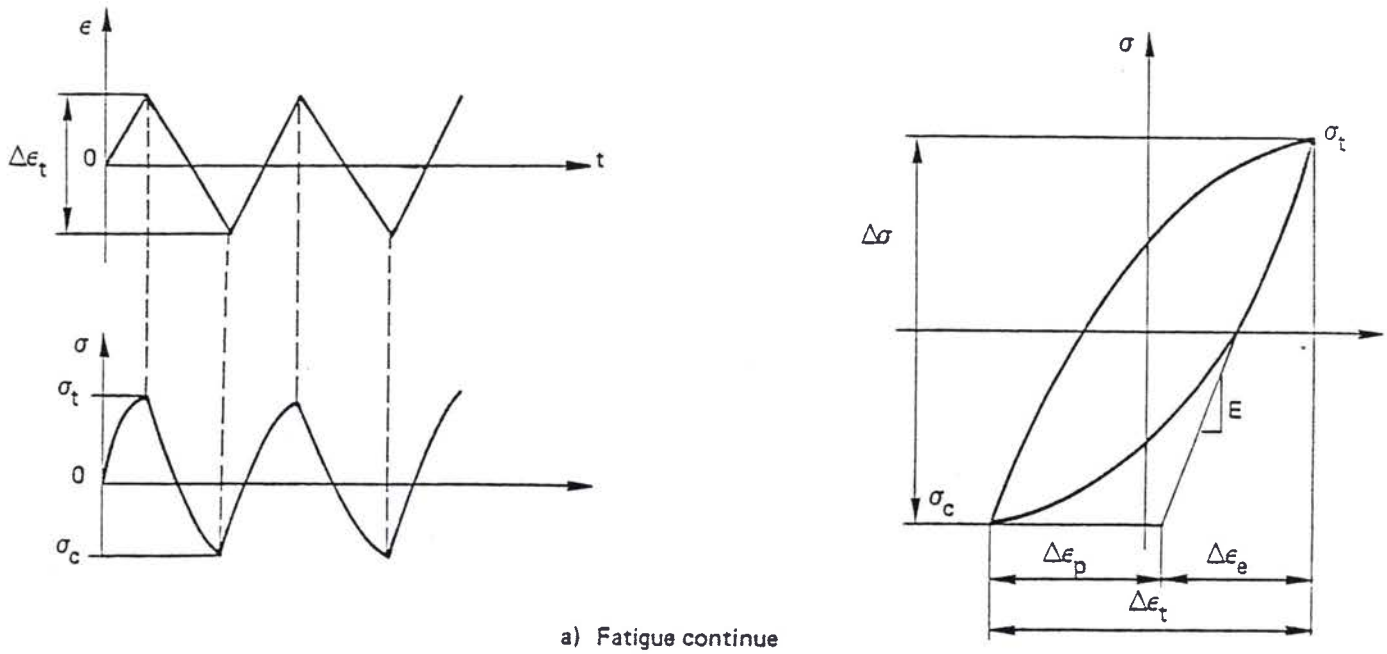
ϕ_o = diamètre initial
S_o = section initiale
S = section pour un allongement e avec $S_o \ell_o = S \ell$

E = module d'Young
F = force appliquée
$\sigma = \frac{F}{S}$ = contrainte vraie
$\epsilon = \ln \frac{\ell}{\ell_o} = \ln (1+ e)$ déformation rationnelle

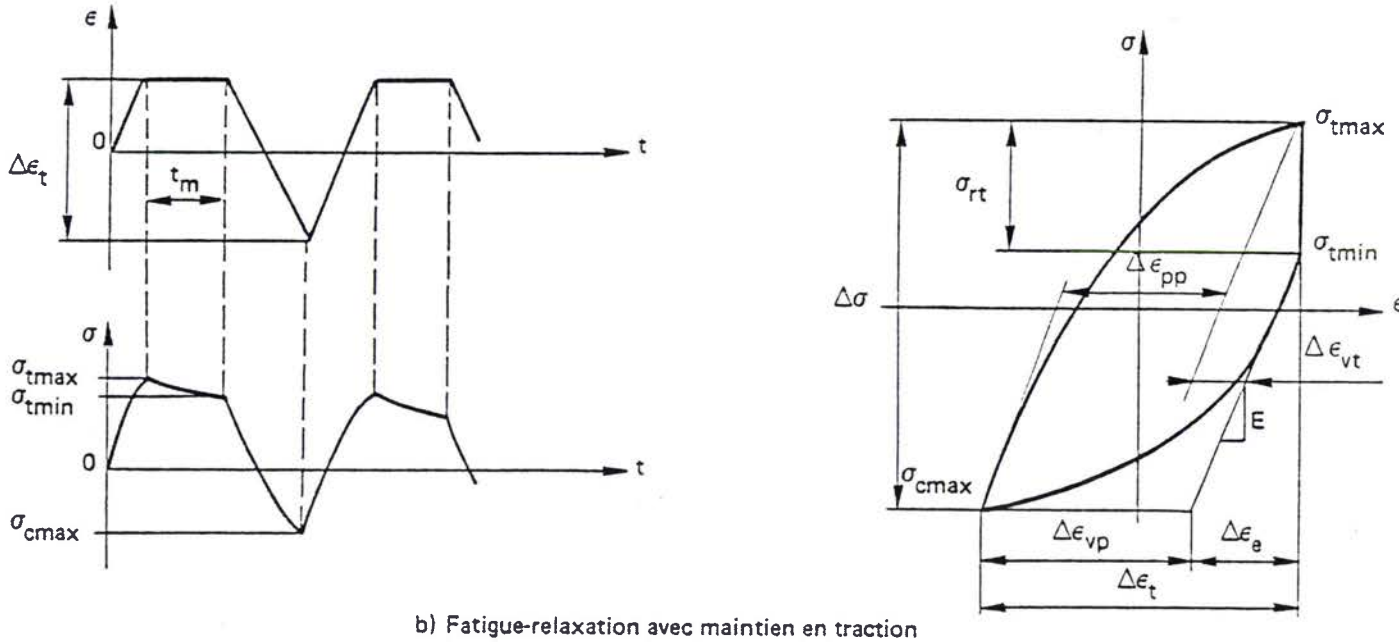
$\dot{\epsilon}_t$ = vitesse de déformation totale
N = nombre de cycles
N_S = nombre de cycles correspondant au cycle stabilisé conventionnel
N_{25} = nombre de cycles correspondant à une chute de 25 % de σ_{tmax} par rapport au maximum de σ_{tmax} mesuré pendant l'essai
N_R = nombre de cycles à rupture complète de l'éprouvette

$t_R = N_R$ x période du cycle = temps à rupture
t_{mt} = temps de maintien au maximum du cycle
t_{mc} = temps de maintien au minimum du cycle
$\mathcal{T} = \frac{2.\Delta\epsilon_t}{\dot{\epsilon}_t}$ = période d'un cycle de fatigue

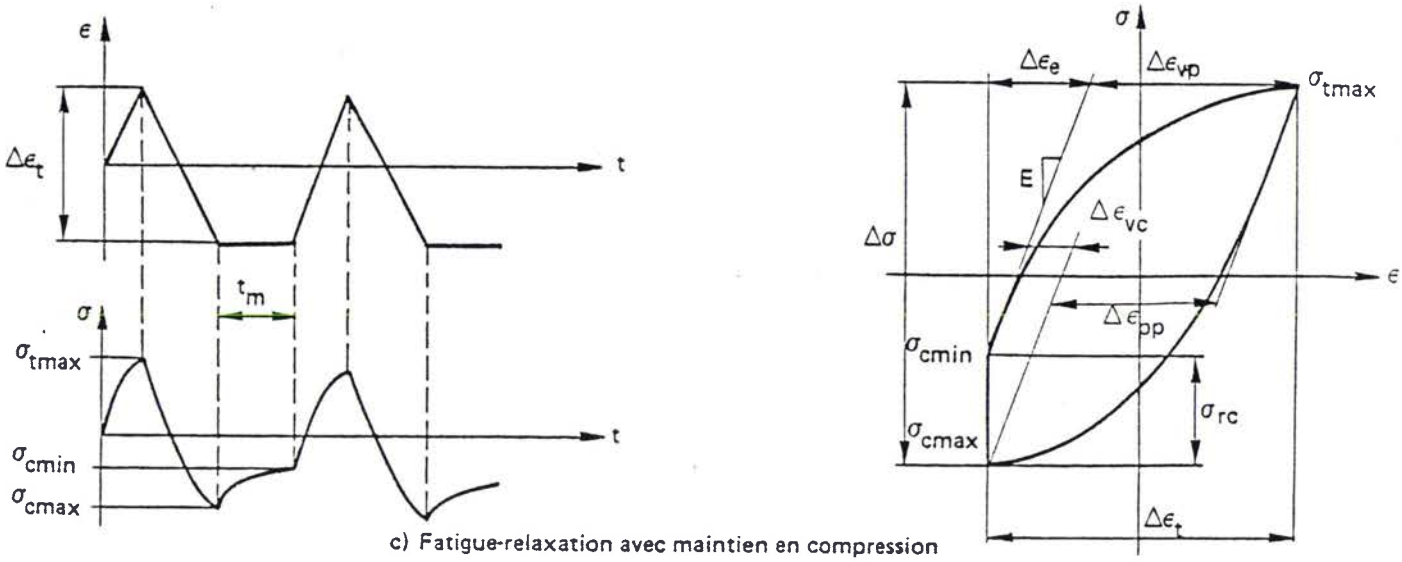
Symboles correspondant		Fatigue continue	Fatigue-relaxation
	au cycle stabilisé conventionnel	σ_t : contrainte max en traction σ_c : contrainte max en compression	σ_{tmax} : contrainte max en traction (début du maintien) σ_{tmin} : contrainte min en traction (fin du maintien) σ_{cmax} : contrainte max en compression (début du maintien) σ_{cmin} : contrainte min en compression (fin du maintien)
		$\Delta\sigma = \sigma_t + \sigma_c$ = variation de contrainte $\sigma_a = \Delta\sigma/2 =$ amplitude contrainte	$\Delta\sigma = \sigma_{tmax} + \sigma_{cmax}$ = variation de contrainte $\sigma_a = \Delta\sigma/2$ = amplitude de contrainte $\sigma_{ct} = \sigma_{tmax} - \sigma_{tmin}$; $\sigma_{rc} = \lvert \sigma_{cmax} - \sigma_{cmin} \rvert$
		$\Delta\epsilon_t$: variation de déformation totale $\Delta\epsilon_e = (\sigma_t + \sigma_c)/E$: variation de déformation élastique $\Delta\epsilon_p = \Delta\epsilon_t - \Delta\epsilon_e$: variation de déformation plastique $\epsilon_a = \frac{\Delta\epsilon}{2}$: amplitude de déformation	$\Delta\epsilon_t$: variation de déformation totale $\Delta\epsilon_e = (\sigma_{tmin} + \sigma_{cmin})/E$: variation de déformation élastique $\Delta\epsilon_{pp} = \Delta\epsilon_t - (\sigma_{tmax} + \sigma_{cmax})/E$: variation de déformation purement plastique $\Delta\epsilon_{vp} = \Delta\epsilon_t - \Delta\epsilon_e$: variation de déformation inélastique (plastique + visqueuse) $\epsilon_a = \frac{\Delta\epsilon}{2}$: amplitude de déformation $\Delta\epsilon_{vt} = \sigma_{rt}/E$: variation de déformation visqueuse en traction $\Delta\epsilon_{vc} = \sigma_{rc}/E$: variation de déformation visqueuse en compression
	au premier quart de cycle	σ_{ao} = amplitude de contrainte ϵ_{pao} = amplitude de déformation plastique	σ_{ao} = amplitude de contrainte ϵ_{pao} = amplitude de déformation inélastique (plastique + visqueuse)



a) Fatigue continue



b) Fatigue-relaxation avec maintien en traction



c) Fatigue-relaxation avec maintien en compression

Figure V-5 – Modes de sollicitation utilisés et allure des cycles obtenus lors des essais de fatigue oligocyclique continue et de fatigue-relaxation.

Remarques

1) Pour chaque amplitude de déformation totale imposée, on déduit la période du cyclage en fatigue oligocyclique continue par la relation suivante:

$$\mathcal{T}_{(S)} = \frac{2 \times \Delta\varepsilon_t \ (m/m)}{\dot{\varepsilon}_t (s^{-1})} \qquad (V-1)$$

2) La valeur de $\dot{\varepsilon}_t = 4.10^{-3}\ s^{-1}$ retenue est le résultat d'un compromis entre la nécessité que le cyclage soit suffisamment rapide pour être considéré comme de la fatigue pure et les limites de fonctionnement des chaînes de mesures : fixation mécanique des extensomètres, inertie des tables traçantes.

3) Il faut noter que la majorité des essais de fatigue-relaxation ont été effectués avec un maintien en traction, car les résultats antérieurs concernant la tenue en fatigue-relaxation des aciers inoxydables austénitiques du type AISI 316 ou 304 à haute température, montrent que les cycles les plus sévères pour la durée de vie sont ceux effectués avec maintien en traction seul (figure V.5b), comparativement aux cycles avec maintien en compression (figure V.5c) (1, 2 et 3). Mais, afin de confirmer ces résultats sur le produit étudié, nous avons effectué quelques essais avec maintien en compression (tableau V.II).

V.2.6 - Conduite et dépouillement des résultats d'essais

Le mode de dépouillement est identique à celui décrit précédemment dans (4, 9, 12).

* Les grandeurs physiques mesurées pendant l'essai sont :

- la température;
- l'allongement relatif de la base de mesure de l'extensomètre. La déformation totale est alors donnée par la définition suivante :

$$\varepsilon = \ln \frac{l}{l_o} = \ln \left(1 + \frac{\Delta l}{l_o}\right)$$

où l_o est la base de mesure utilisée (l_o = 10 mm).

Les déformations restant faibles pendant les essais de fatigue, la déformation peut être assimilée à l'allongement relatif, d'où l'approximation

$$\varepsilon \simeq \frac{\Delta l}{l_o} = \frac{l - l_o}{l_o} \qquad (V-3)$$

- la force appliquée à l'éprouvette F.

On en déduit la contrainte par la relation :

$$\sigma = \frac{F}{S} = \frac{F}{S_o}(1+\varepsilon) \qquad (V-4)$$

* Les enregistrements suivants sont effectués en cours d'essai :

- Evolution en fonction du temps de la charge appliquée, à l'aide d'un détecteur de valeurs crêtes en fatigue continue, en mesure directe en fatigue-relaxation. Cet enregistrement est poursuivi pendant tout l'essai.
- Cycles effort-déformation. Les premiers cycles sont systématiquement enregistrés, ensuite on effectue uniquement un relevé périodique.

* A partir de l'enregistrement de la charge en fonction du temps, on effectue le dépouillement proprement dit de l'essai :

- relevé pour un nombre suffisant de cycles des valeurs caractéristiques de la charge :
  - . N, F_{tmax}, F_{cmax} en fatigue continue;
  - . N, F_{tmax}, F_{tmin}, F_{cmax}, F_{cmin} en fatigue-relaxation.
- on en déduit les contraintes correspondantes N, σ_{tmax}, σ_{tmin}, σ_{cmax}, σ_{cmin}.

Nota. Les contraintes en compression sont données en valeur absolue.

Et on calcule les contraintes caractéristiques :

- Amplitude de contrainte : $\sigma_a = \frac{\Delta\sigma}{2} = \frac{(\sigma_{max} + \sigma_{cmax})}{2}$ (V-5)
- Contrainte moyenne : $\sigma_{moy} = \frac{(\sigma_{tmax} - \sigma_{cmax})}{2}$ (V-6)
- Contrainte relaxée en traction :

$$\sigma_{rt} = \sigma_{tmax} - \sigma_{tmin} \qquad (V-7)$$

- Contrainte relaxée en compression :

$$\sigma_{rc} = \sigma_{cmax} - \sigma_{cmin} \qquad (V-8)$$

Pour la plupart des métaux on admet que la déformation totale se décompose en deux termes, élastique et plastique, suivant la relation :

$$\varepsilon_t = \varepsilon_e + \varepsilon_p \qquad (V-9)$$

La déformation totale étant imposée pendant l'essai, on en déduit les grandeurs suivantes :

1) *En fatigue continue :*

- la déformation élastique : elle est calculée à partir de l'amplitude de contrainte et du module de Young, dont la valeur est obtenue par des essais de traction à grande amplification, par la relation :

$$\Delta\varepsilon_e = \frac{\Delta\varepsilon}{E} = \frac{\sigma_{tmax} + \sigma_{cmax}}{E} \qquad (V-10)$$

- la déformation plastique :

$$\Delta\varepsilon_p = \Delta\varepsilon_t - \Delta\varepsilon_e = \Delta\varepsilon_t - \frac{\Delta\sigma}{E} \qquad (V-11)$$

2) *En fatigue relaxation :*

- la déformation élastique est donnée par :

$$\Delta\varepsilon_e = \frac{\sigma_{tmin} + \sigma_{cmin}}{E} \qquad (V-12)$$

- La déformation viscoplastique en traction est donnée par :

$$\Delta\varepsilon_{vt} = \frac{\sigma_{tmax} - \sigma_{tmin}}{E} = \frac{\sigma_{rt}}{E} \qquad (V-13)$$

- La déformation viscoplastique en compression est donnée par :

$$\Delta\sigma_{vc} = \frac{\sigma_{cmax} - \sigma_{cmin}}{E} = \frac{\sigma_{rc}}{E} \qquad (V-14)$$

- la déformation purement plastique est donnée par :

$$\Delta\varepsilon_{pp} = \Delta\varepsilon_t - \Delta\varepsilon_e - \Delta\varepsilon_{vt} - \Delta\varepsilon_{vc} \qquad (V-15)$$

ou $$\Delta\varepsilon_{pp} = \Delta\varepsilon_t - \frac{\sigma_{tmax} + \sigma_{cmax}}{E} \qquad (5\text{-}16)$$

- la déformation viscoplastique :

$$\Delta\varepsilon_{vp} = \Delta\varepsilon_{pp} + \Delta\varepsilon_{vt} + \Delta\varepsilon_{vc} \qquad (V\text{-}17)$$

L'évolution de toutes ces grandeurs peut être tracée en fonction de N ou du pourcentage de la durée de vie ($100\ N/N_R$).

V.3 - RESULTATS DES ESSAIS DE FATIGUE CONTINUE ET DE FATIGUE-RELAXATION OBTENUS A 550°C

L'ensemble des essais de fatigue-oligocyclique continue et de fatigue-relaxation que nous avons effectués sur le produit étudié est présenté dans le tableau V.II.

Remarque: L'essai le plus long a duré 60 semaines, soit 14 mois; cet essai a été réalisé sur l'état vieilli avec une durée de maintien en traction de 168 heures. Un seul essai sous $\Delta\varepsilon_t = 0{,}8$ % avec une durée de maintien de 90 minutes en traction a été réalisé sur l'état vieilli à 550°C (durée : 10 semaines).

Les résultats obtenus selon la méthode de dépouillement décrite en V.2 sont reportés dans les tableaux V.III, V.IV, V.V, et V.VI respectivement pour les états de réception et vieilli 3000 heures à 550°C.

L'analyse de ces résultats a porté essentiellement sur :

- Le comportement sous sollicitations cycliques du produit à 550°C.
- La résistance à la fatigue à 550°C avec la comparaison à des résultats antérieurs.
- L'influence de la durée de maintien sur le durcissement cyclique.
- L'influence de la durée de maintien sur le nombre de cycles à rupture.
- Les observations métallurgiques après essais de fatigue oligocyclique continue ou de fatigue-relaxation.

TABLEAU V-II – PROGRAMME DES ESSAIS DE FATIGUE CONTINUE ET DE FATIGUE-RELAXATION EFFECTUÉS SUR L'ALLIAGE 800 GRADE 2 A 550°C (les chiffres du tableau correspondent au nombre d'essais effectués dans chaque cas).

Durée de maintien (min) (2) \ Amplitude de déformation totale $\Delta\epsilon_t$ (%)	1,5		0,8		0,6	
	État de réception	État vieilli	État de réception	État vieilli	État de réception	État vieilli
0	2	2	2	1	2	3 (1)
10 T	2	1				
10 C	2	–				
10 C + 10 T	2	–				
30 T	1	1				
30 C	2	1				
90 T	1	–	1	1		(1)
90 C	–	1	–			
300 T (5 h)	1	1				
1440 T (24 h)	1	1				
10080 T (168 h)	–	1				

(1) : en cours

(1) : un des essais a été effectué sous $\dot{\epsilon}_t = 2.10^{-3}\ s^{-1}$

(2) : T = traction, C = compression.

TABLEAU V-III – RÉSULTATS DES ESSAIS DE FATIGUE CONTINUE ET DE FATIGUE-RELAXATION SUR L'ALLIAGE 800 GRADE 2 A L'ÉTAT DE RÉCEPTION.

$\dot{\epsilon}_t = 4.10^{-3}/s$ – E = 163 000 MPa

Repère éprouvette	Variation de déformation totale $\Delta\epsilon_t$ (%)	Temps de maintien t_m (min) (1)	Valeurs de contraintes (en MPa)							Nombre de cycles à rupture		Temps à rupture (min)		Position rupture
			au cycle stabilisé : N_S					à 1/4 cycle						
			σ_{tmax}	σ_{tmin}	σ_{cmax}	σ_{cmin}	amplitude σ_a	amplitude $\sigma_{ao} = \sigma_{tmax\ 0}$	$\sigma_{tmin\ 0}$	N_R	N_{25} (2)	t_R	t_{25}	(3)
N2R-17	0,6	0	258	0	261	0	259	103	0	16 650	16 550	832	827	H.C.
N2R-18	0,6	0	256	0	259	0	257	105	0	20 326	20 326	1 016	1 016	C.
N2R-10	0,8	0	292	0	287	0	290	124	0	8 507	8 146	567	543	S.C.
N2R-5	0,8	0	291	0	285	0	288	108	0	7 454	7 161	497	477	S.C.
N2R-23	1,5	0	379	0	371	0	375	126	0	1 922	1 865	240	233	E.C.
N2R-35	1,5	0	376	0	370	0	373	120	0	1 772	1 731	221	216	E.C.
N2R-4	1,5	10 T	385	332	387	0	386	124	116	1 147	1 144	11 613	11 583	S.C.
N2R-44	1,5	10 T	362	325	372	0	367	125	–	1 042	963	10 550	9 750	S.C.
N2R-22	1,5	10 C	393	0	383	347	388	126	–	1 083	1 056	10 965	10 692	S.C.
N2R-30	1,5	10 T + 10 C	398	342	396	341	397	173	173	610	589	12 276	11 853	S.C.
N2R-36	1,5	10 T+ 10 C	389	331	395	324	392	–	–	693	636	13 946	12 799	S.C.
N2R-49	1,5	30 T	370	303	378	0	374	123	122	902	900	27 172	27 112	S.C.
N2R-42	1,5	30 C	404	0	402	333	403	126	0	632	631	19 039	19 008	S.C.
N2R-48	1,5	30 C	395	0	391	320	393	138	–	808	791	24 341	23 730	S.C.
N2R-50	1,5	90 T	389	309	387	0	388	152	116	570	568	51 371	51 191	S.C.
N2R-29	1,5	300 T	423	291	417	0	420	126	104	250	249	75 031	74 731	S.C.
N2R-58	1,5	1440 T	434	271	454	–	444	115	95	164	161	236 160	231 840	E.C.

(1) : T : traction, C : compression

(2) : Nombre de cycles correspondant à une chute de σ_{tmax} de 25 % par rapport au maximum de σ_{tmax} mesuré pendant l'essai

(3) : E.C. : entre couteaux de l'extensomètre, S.C. : sous couteaux de l'extensomètre, H.C. : hors base de mesure de l'extensomètre, C : au congé.

TABLEAU V-IV – RÉSULTATS DES ESSAIS DE FATIGUE CONTINUE ET DE FATIGUE-RELAXATION SUR L'ALLIAGE 800 GRADE 2 A L'ÉTAT DE RÉCEPTION.

$\dot{\epsilon}_t = 4.10^{-3}/s$ – E = 163 000 MPa

Repère éprouvette	Temps de maintien t_m (min) (1)	Valeurs au cycle stabilisé : N_S						Amplitude de contrainte σ_a (MPa)	Valeurs à 1/4 cycle		Nombre de cycles à rupture		Temps à rupture (min)		Position rupture (3)
		Variation de déformation (%)							Amplitude de						
		Totale	Inélastique				Élastique		Contrainte σ_{ao} (MPa)	Déformation inélastique ϵ_{vpo}	N_R	N_{25} (2)	t_R	t_{25}	
		$\Delta\epsilon_t$	$\Delta\epsilon_{pp}$	$\Delta\epsilon_{vt}$	$\Delta\epsilon_{vc}$	$\Delta\epsilon_{vp}$	$\Delta\epsilon_e$								
N2R-17	0	0,6	0,282	–	–	0,282	0,318	259	103	0,237	16 650	16 550	832	827	H.C.
N2R-18	0	0,6	0,284	–	–	0,284	0,316	257	105	0,235	20 326	20 326	1 016	1 016	C.
N2R-10	0	0,8	0,445	–	–	0,445	0,355	290	124	0,324	8 507	8 146	567	543	S.C.
N2R-5	0	0,8	0,447	–	–	0,447	0,353	288	108	0,334	7 454	7 167	497	477	S.C.
N2R-23	0	1,5	1,040	–	–	1,040	0,460	375	126	0,673	1 922	1 865	240	233	E.C.
N2R-35	0	1,5	1,042	–	–	1,042	0,458	373	120	0,676	1 772	1 731	221	216	E.C.
N2R-4	10 T	1,5	1,026	0,032	0	1,058	0,442	386	124	0,679	1 147	1 144	11 613	11 583	S.C.
N2R-44	10 T	1,5	1,050	0,022	0	1,072	0,428	367	125	–	1 042	963	10 550	9 750	S.C.
N2R-22	10 C	1,5	1,024	–	0,022	1,046	0,454	388	126	0,673	1 083	1 056	10 965	10 692	S.C.
N2R-30	10 T + 10 C	1,5	1,013	0,035	0,034	1,082	0,418	397	173	0,644	610	589	12 276	11 853	S.C.
N2R-36	10 T + 10 C	1,5	1,019	0,036	0,044	1,098	0,402	392	–	–	693	636	13 946	12 799	S.C.
N2R-49	30 T	1,5	1,041	0,041	–	1,082	0,418	374	123	0,675	902	900	27 172	27 112	S.C.
N2R-42	30 C	1,5	1,006	–	0,042	1,048	0,452	403	126	0,672	632	631	19 039	19 008	S.C.
N2R-48	30 C	1,5	1,018	–	0,044	1,062	0,438	393	138	0,665	808	791	24 341	23 730	S.C.
N2R-50	90 T	1,5	1,024	0,049	–	1,073	0,427	388	152	0,679	570	568	51 371	51 191	S.C.
N2R-29	300 T	1,5	0,985	0,081	–	1,066	0,434	420	126	0,686	250	249	75 031	74 731	S.C.
N2R-58	1440 T	1,5	0,956	0,100	–	1,055	0,445	444	115	0,692	164	161	236 160	231 840	E.C.

(1) : T : traction, C : compression

(2) : Nombre de cycles correspondant à une chute de σ_{tmax} de 25 % par rapport au maximum de σ_{tmax} mesuré pendant l'essai

(3) : E.C. : entre couteaux de l'extensomètre, S.C. : sous couteaux de l'extensomètre, H.C. : hors base de mesure de l'extensomètre, C : au congé.

TABLEAU V-V – RÉSULTATS DES ESSAIS DE FATIGUE CONTINUE ET DE FATIGUE-RELAXATION SUR L'ALLIAGE 800 GRADE 2 A L'ÉTAT VIEILLI 3000 h A 550°C.

$\dot{\epsilon}_t = 4.10^{-3}/s$ – E = 163 000 MPa

Repère éprouvette	Variation de déformation totale $\Delta\epsilon_t$ (%)	Temps de maintien t_m (min) (1)	Valeurs de contraintes (en MPa)							Nombre de cycles à rupture		Temps à rupture (min)		Position rupture (3)
			au cycle stabilisé : N_S					à 1/4 cycle						
			σ_{tmax}	σ_{tmin}	σ_{cmax}	σ_{cmin}	amplitude σ_a	amplitude $\sigma_{ao} = \sigma_{tmax\ o}$	$\sigma_{tmin\ o}$	N_R	N_{25} (2)	t_R	t_{25}	
N2V-1	0,6	0	291	0	305	0	298	219	0	28 095	26 662	1 404	1 333	C.
N2V-11	0,6	0	308	0	295	0	302	219	0	22 301	21 360	1 115	1 068	E.C.
N2V-16*	0,6	0	309	0	292	0	300	224	0	18 060	17 190	903	859	E.C.
N2V-20	0,8	0	322	0	321	0	321	228	0	9 235	9 234	609	609	C.
N2V-25	0,8	90 T	292	255	356	0	324	217	166	2 031	1 975	182 790	177 750	E.C.
N2V-10	1,5	0	387	0	387	0	387	202	0	1 992	1 932	249	241	E.C.
N2V-18	1,5	0	408	0	408	0	408	244	0	1 960	1 885	245	236	E.C.
N2V-7	1,5	10 T	406	358	418	0	412	–	–	795	794	8 049	8 039	C.
N2V-17	1,5	30 T	435	361	444	0	440	255	255	440	439	13 255	13 225	C.
N2V-2	1,5	30 C	453	–	434	363	444	–	–	1 122	1 122	33 772	33 772	C.
N2V-34	1,5	90 C	455	–	427	339	441	–	–	1 246	1 231	112 140	110 913	S.C.
N2V-12	1,5	300 T	446	324	463	0	454	–	–	201	198	60 325	59 425	E.C.
N2V-9	1,5	1440 T	435	273	470	0	452	221	196	136	133	195 840	191 520	E.C.
N2V-30	1,5	10080 T	435	235	447	0	441	227	173	60	60	604 800	604 800	S.C.

* : $\dot{\epsilon}_t = 4.10^{-2}\ s^{-1}$

(1) T : traction, C : compression

(2) Nombre de cycles correspondant à une chute de σ_{tmax} de 25 % par rapport au maximum de σ_{tmax} mesuré pendant l'essai

(3) E.C. : entre couteaux de l'extensomètre, S.C. : sous couteaux de l'extensomètre, H.C. : hors base de mesure de l'extensomètre, C. : au congé

TABLEAU V-VI – RÉSULTATS DES ESSAIS DE FATIGUE CONTINUE ET DE FATIGUE-RELAXATION SUR L'ALLIAGE 800 GRADE 2 A L'ÉTAT VIEILLI 3000 h A 550°C.

$\dot{\epsilon}_t = 4.10^{-3}/s$ – E = 163 000 MPa

Repère éprouvette	Temps de maintien t_m (min) (1)	Valeurs au cycle stabilisé : N_S							Valeurs à 1/4 cycle		Nombre de cycles à rupture		Temps à rupture (min)		Position rupture (3)
		Variation de déformation (%)						Amplitude de contrainte σ_a (MPa)	Amplitude de						
		Totale	Inélastique				Élastique		Contrainte σ_{ao} (MPa)	Déformation inélastique (%) ϵ_{vpo}					
		$\Delta\epsilon_t$ (%)	$\Delta\epsilon_{pp}$	$\Delta\epsilon_{vt}$	$\Delta\epsilon_{vc}$	$\Delta\epsilon_{vp}$	$\Delta\epsilon_e$				N_{50}	N_{25} (2)	t_R	t_{25}	
N2V-1	0	0,6	0,235	0	0	0,235	0,365	298	219	0,166	28 095	26 662	1 404	1 333	C.
N2V-11	0	0,6	0,230	0	0	0,230	0,370	302	219	0,166	22 301	21 360	1 115	1 068	E.C.
N2V-16*	0	0,6	0,231	0	0	0,231	0,369	300	224	0,162	18 060	17 190	903	859	E.C.
N2V-20	0	0,8	0,406	0	0	0,406	0,394	321	228	0,260	9 235	9 234	609	609	C.
N2V-25	90 T	0,8	0,402	0,022	0	0,425	0,375	324	217	0,298	2 031	1 975	182 790	177 750	E.C.
N2V-10	0	1,5	1,025	0	0	1,025	0,475	387	202	0,626	1 992	1 932	249	241	E.C.
N2V-18	0	1,5	1,000	0	0	1,000	0,500	408	244	0,600	1 960	1 885	245	236	E.C.
N2V-7	10 T	1,5	0,995	0,030	0	1,024	0,476	412	–	–	795	794	8 049	8 039	C.
N2V-17	30 T	1,5	0,961	0,045	0	1,006	0,494	440	255	0,594	440	439	13 255	13 225	C.
N2V-2	30 C	1,5	0,956	0	0,044	0,999	0,501	444	–	–	1 122	1 122	33 772	33 772	C.
N2V-34	90 C	1,5	0,959	0	0,054	1,013	0,487	441	–	–	1 246	1 231	112 140	110 913	S.C.
N2V-12	300 T	1,5	0,943	0,075	0	1,017	0,483	454	–	–	201	198	60 325	59 425	E.C.
N2V-9	1440 T	1,5	0,945	0,100	0	1,045	0,455	452	221	0,630	136	133	195 840	191 520	E.C.
N2V-30	10080 T	1,5	0,959	0,123	0	1,082	0,418	441	227	0,611	60	60	604 800	604 800	S.C.

* : $\dot{\epsilon}_t = 4.10^{-2}\ s^{-1}$

(1) : T :traction, C : compression

(2) : Nombre de cycles correspondant à une chute de σ_{tmax} de 25 % par rapport au maximum de σ_{tmax} mesuré pendant l'essai

(3) : E.C. : entre couteaux de l'extensomètre, S.C. : sous couteaux de l'extensomètre, H.C. : hors base de mesure de l'extensomètre, C : au congé

V.3.1. - Résultats de fatigue continue

V.3.1.1. - *Comportement du produit sous sollicitations cycliques*

Comme pour les aciers inoxydables austénitiques (6) et pour l'alliage 800 grade 1 et grade 2 étudiés antérieurement (6, 7 et 8), le produit étudié présente un durcissement important par écrouissage cyclique.

Au cours de chaque essai de fatigue continue que nous avons effectué sur les deux états à déformation imposée, nous avons constaté que :

* A l'état de réception (figure V.6.1.a), l'alliage 800 subit un durcissement par écrouissage cyclique important et fonction croissante de la déformation totale; pour les forts taux de déformation, le durcissement augmente rapidement dès les premiers pourcents de la durée de vie, puis est suivi d'un léger adoucissement avant stabilisation à la mi-durée de vie, alors qu'il croît de manière continue jusqu'à environ 60 % de la durée de vie pour les faibles taux de déformations ($\Delta\varepsilon_t \leq 0{,}8$ %). C'est vers 80 % de la durée de vie qu'apparaît la phase finale de rupture de l'éprouvette provoquant ainsi une chute importante de l'amplitude de contrainte σ_a. Le même comportement a été observé par les auteurs (6) et (8) respectivement sur l'alliage 800 en état de grade 2 et en état de grade 1, à 550°C.

* A l'état vieilli (figure V.6.1b); nous constatons qu'aux fortes déformations ($\Delta\varepsilon_t = 1{,}5$ %), le matériau a le même comportement qu'à l'état de réception; par contre, aux faibles déformations ($\Delta\varepsilon_t \leq 0{,}8$ %), le durcissement est plus progressif que sur l'état de réception.

Sur les figures V.6.2a et b, nous avons donné l'évolution de l'amplitude de contrainte σ_a(MPa) en fonction du logarithme du nombre de cycles, respectivement sur l'état de réception et sur l'état vieilli. Il faut noter que l'évolution des contraintes est qualitativement identique dans les deux cas, mais que pour l'état vieilli, les contraintes initiales sont plus élevées de 80 % par rapport à l'état de réception.

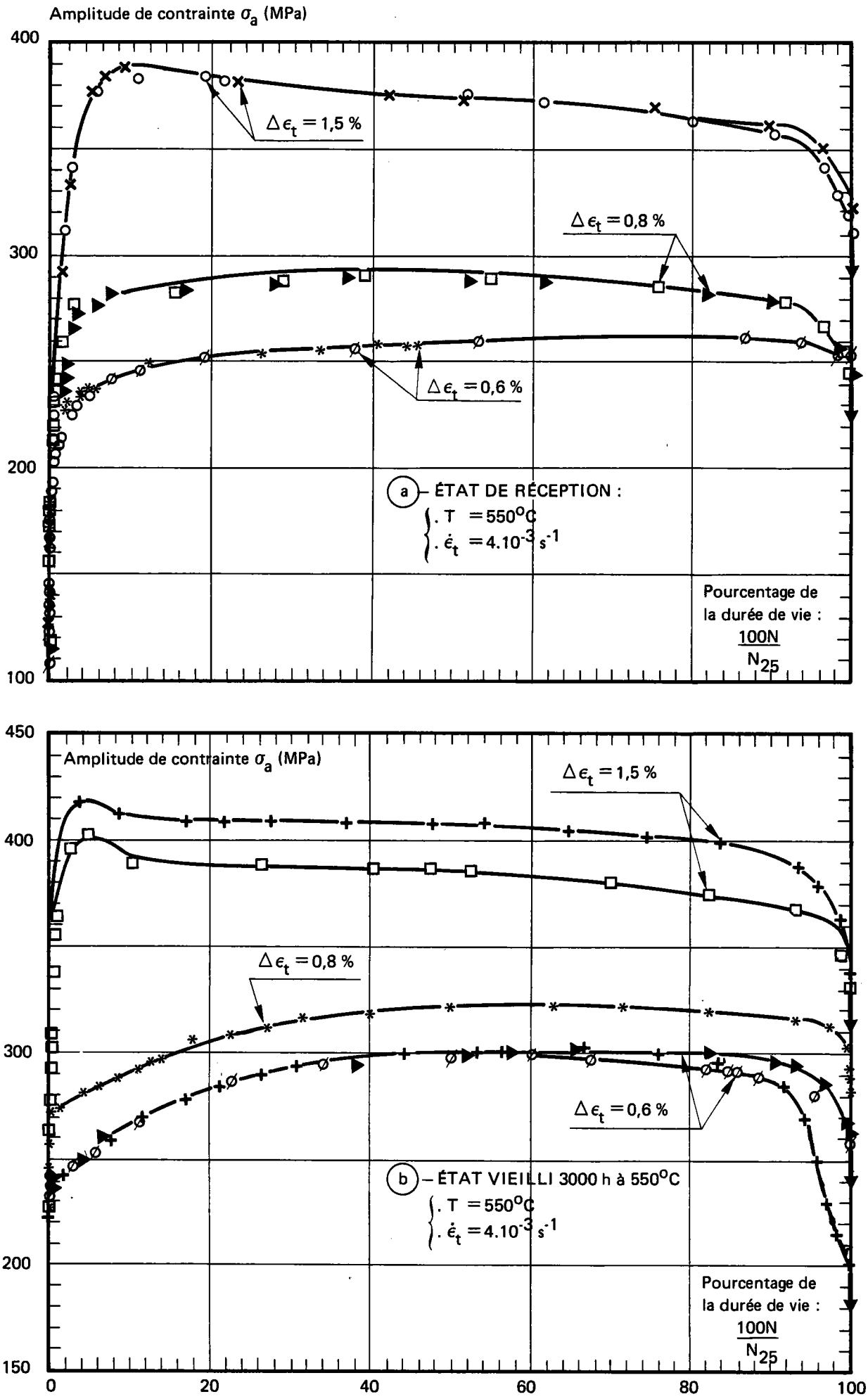


Figure V-6.1 – Évolution de l'amplitude de contrainte σ_a (Ma) en fonction de la durée de vie de l'Alliage 800 grade 2.

V.3.1.2 - *Courbes de consolidation cyclique et monotone*

Les courbes de consolidation figure V.7, ont été établies à partir des valeurs relevées au premier quart de cycle pour la courbe monotone, et au cycle stabilisé conventionnel à mi-durée de vie pour la courbe cyclique. D'autres méthodes ont également été proposées dans (9) pour la détermination de la courbe de consolidation cyclique; pour notre part, nous avons utilisé une éprouvette par niveau de déformation.

Nous constatons que :

a) La consolidation monotone de l'état vieilli est plus importante que celle de l'état de réception : un facteur multiplicatif de 2 pour l'état vieilli pour un ε_{ta} de : 0,75 %. Ce durcissement monotone est directement lié au vieillissement du matériau pendant 3000 heures à 550°C. La précipitation de la phase intermétallique γ' en est principalement responsable.

b) Le durcissement par écrouissage cyclique à 550°C de l'état de réception très important : facteur multiplicatif égal à 3 par rapport à la courbe monotone pour un ε_{ta} = 0,75 %. A l'état vieilli, le durcissement est moins important; ceci est dû au fait que le matériau est déjà durci par la précipitation de γ', on a seulement un facteur multiplicatif de 1,6 pour un ε_{ta} = 0,75 %.

c) Les deux états ont des comportements cycliques voisins avec un léger avantage pour l'état vieilli (environ 30 MPa de différence).

La représentation la plus simple proposée pour décrire les courbes de consolidation est généralement sous la forme d'une loi puissance :

- Pour la courbe monotone:

$$\sigma_{ao} = k(\varepsilon_{pao})^n \qquad \text{(V-18)}$$

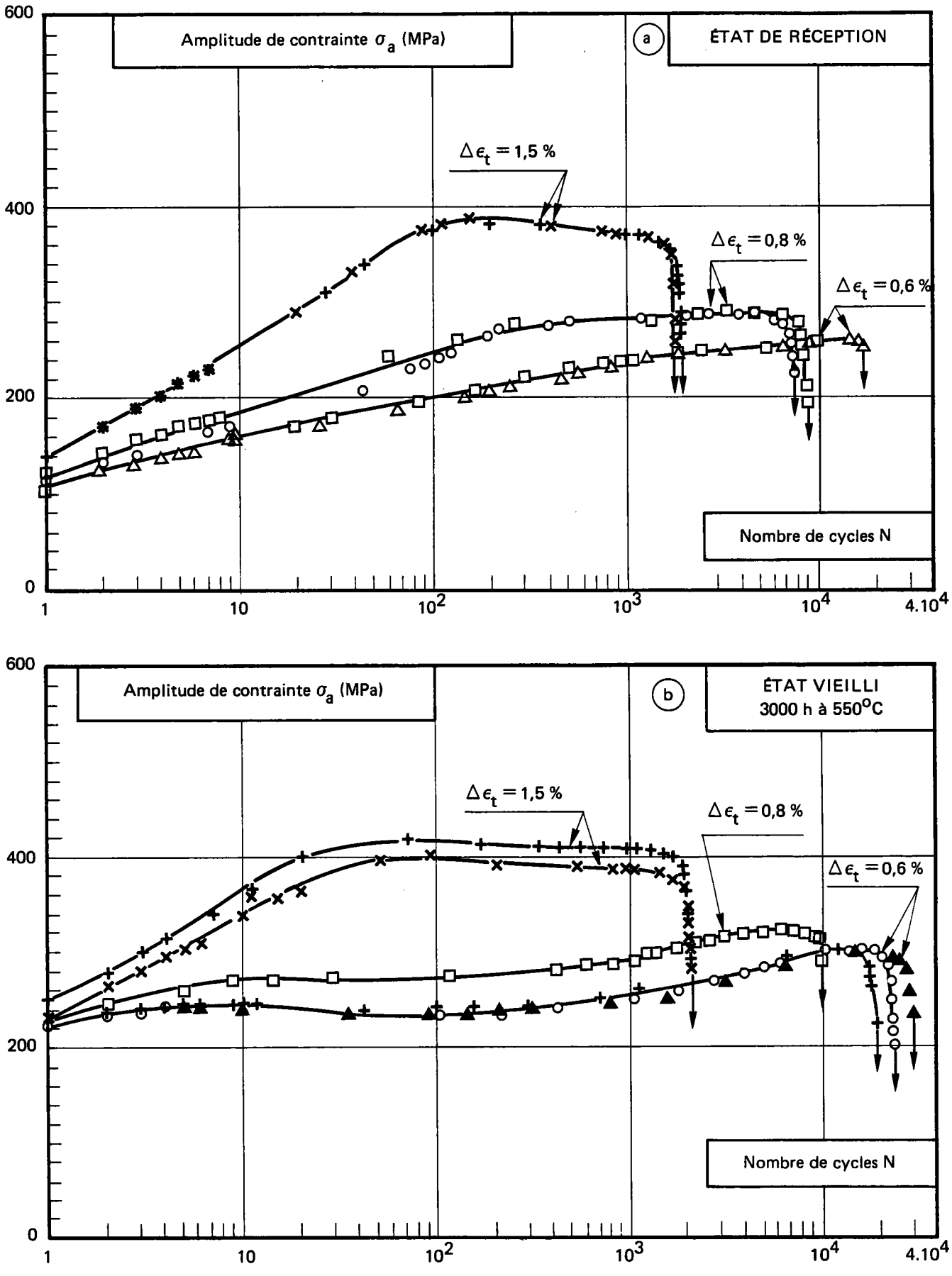


Figure V-6.2 — Évolution de la contrainte en fonction du nombre de cycles de l'Alliage 800 grade 2 à 550°C.

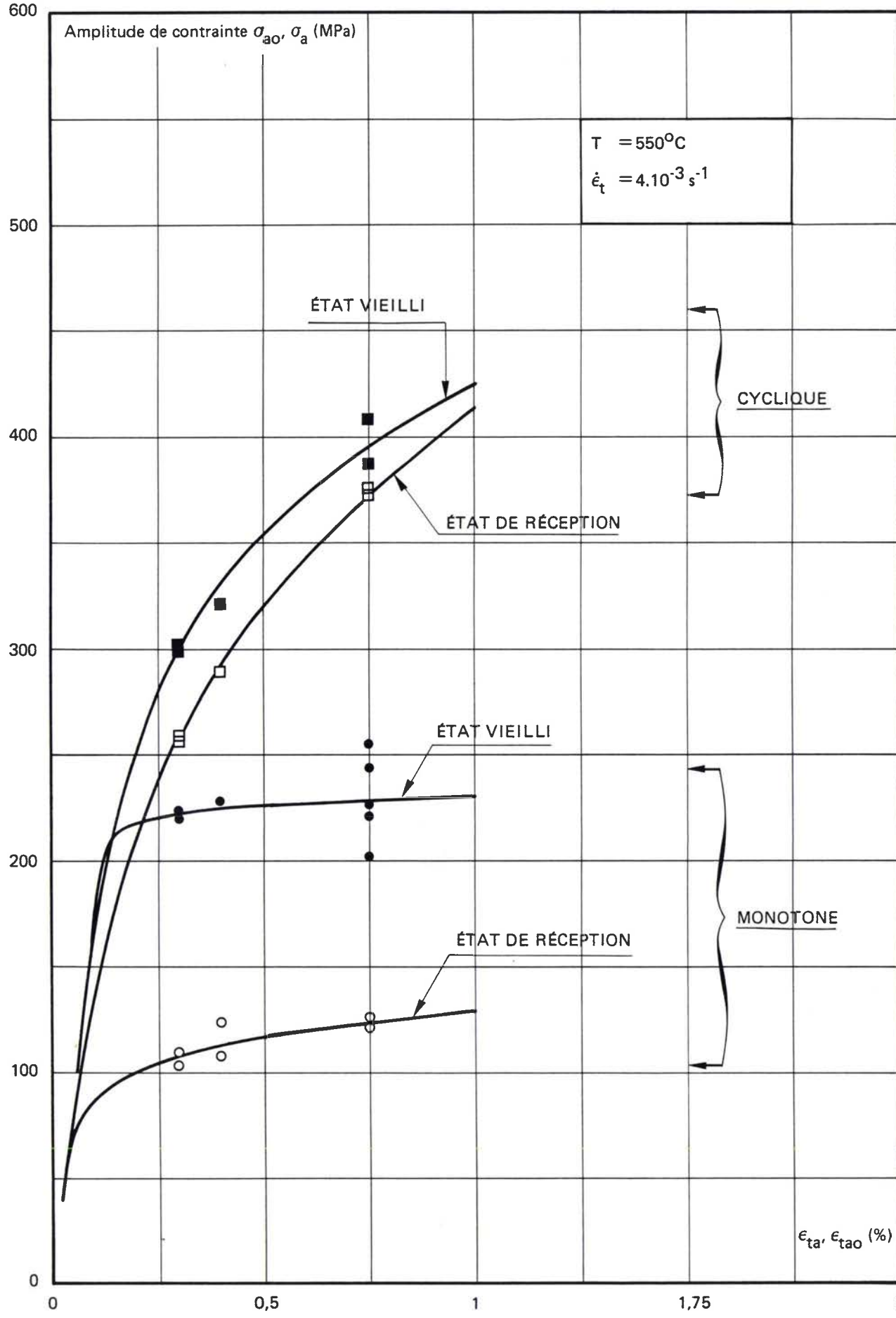


Figure V-7 – Comparaison des courbes de consolidation monotone et cyclique à 550°C de l'Alliage 800 grade 2 à l'état de réception et vieilli 3000 h à 550°C.

- Pour la courbe cyclique :

$$\sigma_a = \frac{\Delta\sigma}{2} = k' \left(\frac{\Delta\varepsilon_p}{2}\right)^{n'} \qquad (V\text{-}19)$$

Les coefficients k, n, k' et n' sont fonction du matériau, de la température et de la vitesse de déformation. n et n' sont appelés coefficients d'écrouissage monotone et cyclique.

Les valeurs des coefficients obtenues par régression linéaire pour l'alliage 800 grade 2 à 550°C dans les deux cas sont donnés dans le tableau V.VIII.

V.3.1.3. - *Courbes de résistance à la fatigue*

La figure V.8 présente les courbes de résistance à la fatigue oligocyclique continue correspondant aux deux états à 550°C. Nous constatons que le vieillissement de 3000 heures à 550°C s'est traduit par une légère augmentation de la résistance à la fatigue aux faibles déformations, alors que pour une variaiton de déformation totale de $\Delta\varepsilon_t$ = 1,5 %, les deux états présentent une même résistance à la fatigue qui est de l'ordre de 2000 cycles.

Sur la figure V.9, les variations de déformation élastique et plastique à mi-durée de vie ont également été reportées en fonction du nombre de cycles à rupture dans un diagramme bilogarithmique. Sur ce diagramme, on retrouve ainsi les droites de Basquin et de Manson-Coffin : la première a été proposée par Basquin (5) en 1910; elle relie l'amplitude de déformation élastique $\left(\frac{\Delta\varepsilon_e}{2}\right)$ à la durée de vie (N_R) par la relation suivante :

$$\frac{\Delta\varepsilon_e}{2} = Ce\ (N_R)^{-P} \qquad (V\text{-}20)$$

où Ce et p sont des constantes caractéristiques du matériau à la température considérée.

La deuxième a été proposée par Coffin et Manson (10) en 1954; elle relie l'amplitude de déformation plastique ($\Delta\varepsilon p/2$) à la durée de vie par la relation suivante :

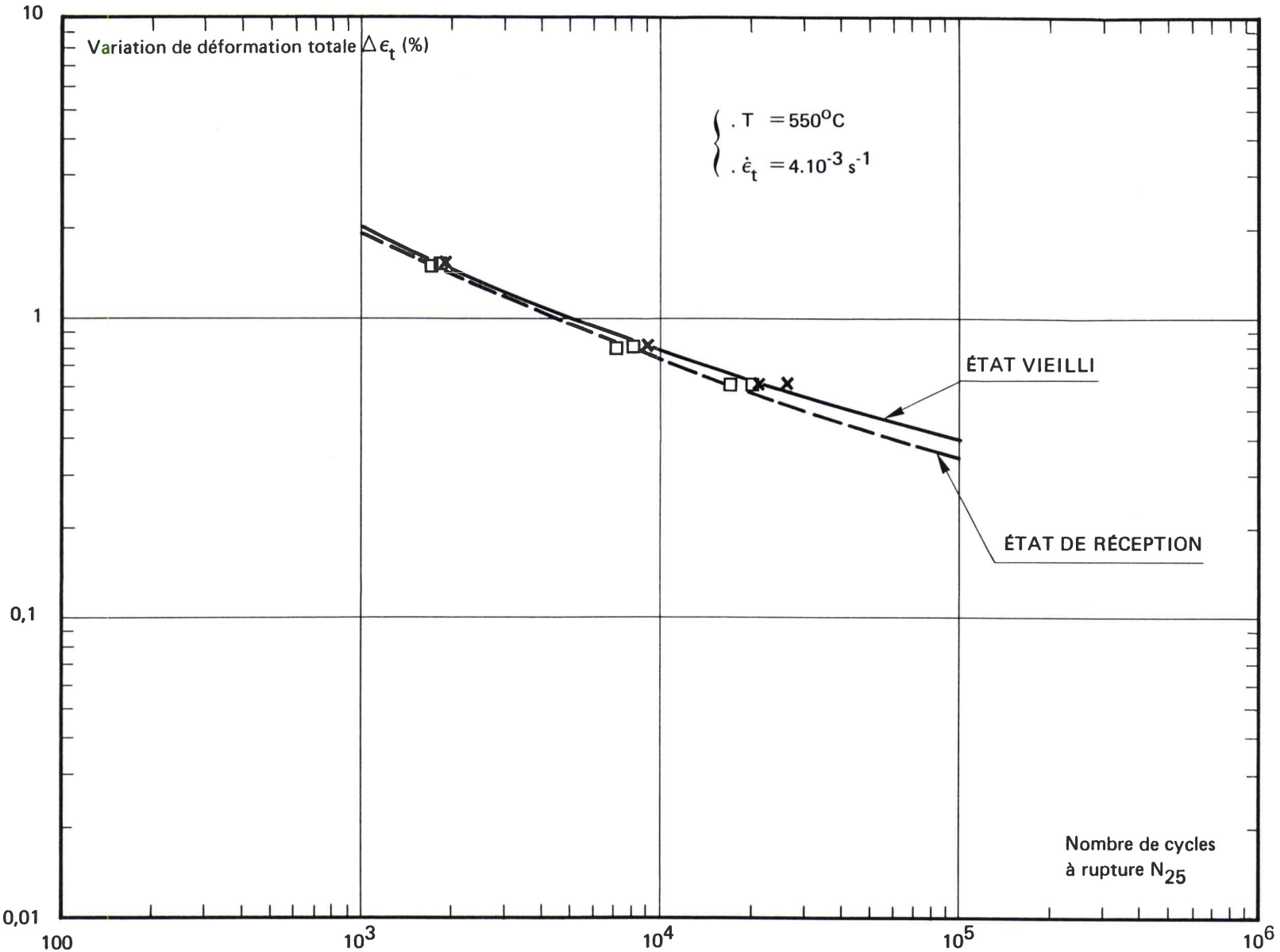


Figure V-8 – Comparaison des courbes de résistance à la fatigue oligocyclique de l'Alliage 800 grade 2 à 550° C à l'état de réception et vieilli 3000 h à 550°C.

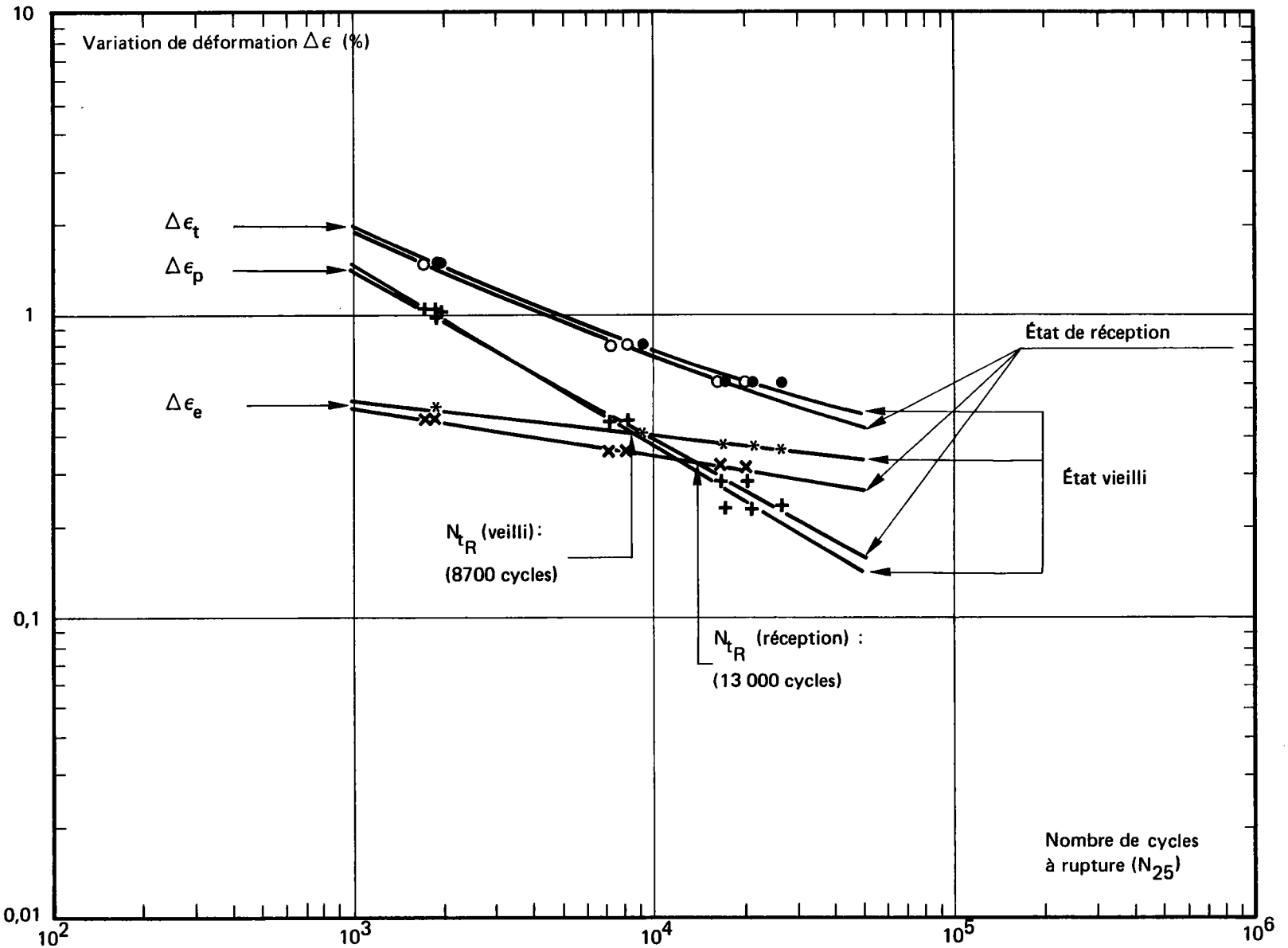


Figure V-9 — Courbes de résistance à la fatigue de l'Alliage 800 grade 2 à 550°C à l'état de réception et à l'état vieilli 3000 h à 550°C.

$$\frac{\Delta\varepsilon_p}{2} = Cp\ (N_R)^{-m} \qquad (V\text{-}21)$$

où Cp et m sont des constantes caractéristiques du matériau à la température considérée.

La relation entre l'amplitude de déformation totale et le nombre de cycles à rupture N_R s'obtient en faisant la somme des deux expression précédentes:

$$\frac{\Delta\varepsilon_t}{2} = Ce\ (N_R)^{-p} + Cp\ (N_R)^{-m} \qquad (V\text{-}22)$$

Le nombre de cycles à la transition Nt_R correspond à l'intersection des deux droites, c'est-à-dire au cycle tel que : (V.20) = (V.21).

$$\Delta\varepsilon_e = \Delta\varepsilon_p \qquad (V\text{-}23)$$

Ce point sépare classiquement deux domaines :

* $N_R < Nt_R$: La déformation plastique joue un rôle prépondérant sur la durée de vie.

* $N_R > Nt_R$: La déformation élastique devient prépondérante, la partie plastique devenant négligeable dans le domaine de l'endurance.

Nous pouvons constater sur la figure V.9 une évolution de la valeur de Nt_R qui passe de 13.000 cycles pour l'état de réception à environ 8700 cycles pour l'état vieilli.

Les valeurs des constantes Ce, p, Cp et m déterminées par régression linéaire pour le matériau dans les deux états sont dans le tableau V.IX.

V.3.1.4 - *Comparaison avec des résultats obtenus antérieurement sur des produits en alliage 800 grade 2*

Dans un premier temps, nous avons comparé nos résultats à ceux obtenus précédemment sur une tôle (coulée HH 3283 A, repère : T24) en alliage 800 grade 2 étudiée au département "Etude des matériaux" par J. Grattier (4)

TABLEAU V-VIII – COEFFICIENTS DES LOIS DE CONSOLIDATION MONOTONE ET CYCLIQUE A 550°C DE L'ALLIAGE 800 GRADE 2 EN L'ÉTAT DE RÉCEPTION ET VIEILLI 3000 h à 550°C.

État du matériau	Consolidation monotone				Consolidation cyclique			
	k	n	r	E.type	k'	n'	r'	E.type
État de réception	130	0,13	0,997	6,724	449	0,287	0,999	3,216
État vieilli : 3000 h à 550°C	230	2,90	0,997	15,305	449	0,191	0,999	10,175

TABLEAU V-IX – COEFFICIENTS DES LOIS DE BASQUIN ET DE MANSON-COFFIN OBTENUS SUR LES RÉSULTATS DE FATIGUE CONTINUE A 550°C DE L'ALLIAGE 800 GRADE 2.

Coefficients / État du Matériau	Loi de BASQUIN : $\Delta\epsilon_e/2 = Ce \times N_R^{-p}$				Loi de MANSON-COFFIN : $\Delta\epsilon_p/2 = Cp \times N_R^{-m}$			
	Ce	p	r	E.type	Cp	m	r	E.type
État de réception	0,757	0,160	0,999	0,008	34,1	0,560	0,984	0,025
État vieilli : 3000 h à 550°C	0,573	0,114	0,999	0,0119	46,8	0,600	0,999	0,119

Nota : Les régressions linéaires ont été effectuées sur les valeurs des tableaux V-IV et V-VI.

(voir annexe V.A : tableau V.A.I). La figure V.10 permet de constater que notre produit en alliage 800 grade 2, résiste mieux à la fatigue que la tôle T24. Cependant, aux faibles taux de déformation ($\Delta\varepsilon_t$ = 0,5 %), les résistances à la fatigue des deux produits se rapprochent.

Sur la figure V.11, la comparaison avec les résultats obtenus par Conway et Al. (11) (voir annexe V.A, tableau V.A.II), sur un produit en alliage 800 grade 2 à 538°C dont le traitement de mise en solution est de 1145°C pendant 1 heure, montre que ce produit présente une résistance à la fatigue très proche de celle de notre produit (B108), avec, peut-être, un léger avantage aux faibles taux de déformation ($\Delta\varepsilon_t$ < 0,55 %).

La comparaison du comportement cyclique des trois produits en état de grade 2 (figure V.12) montre que la tôle T24 présente un durcissement plus important que les deux autres produits. Nous pensons que cela est certainement lié à la plus forte teneur en carbone de la tôle T24 (0,06 %) par rapport au produit B108 (0,035 %). Cependant, notre produit, à l'état vieilli, a le même comportement cyclique que le grade 2 étudié en (11). Nous pensons, toutefois, que le comportement monotone de notre produit est identique à celui de la tôle T24.

V.3.1.5 - *Conclusions*

Les résultats obtenus en fatigue oligocyclique continue à 550°C sur le plat B108 en alliage 800 grade 2, permettent d'avancer les conclusions suivantes:

Le produit étudié présente aux fortes déformations une même résistance à la fatigue, quel que soit l'état considéré; l'on constate cependant, pour l'état vieilli 3000 h à 550°C, un léger avantage sous faibles déformations, ainsi qu'une diminution du nombre de cycles à la transition.

La comparaison de ces résultats obtenus sur l'alliage 800 grade 2 à 550°C avec ceux obtenus antérieurement à 550°C et 538°C sur 2 produits traités en grade 2 permet de conclure que la résistance de ces trois produits est sensiblement similaire si l'on se limite au domaine des faibles déformations.

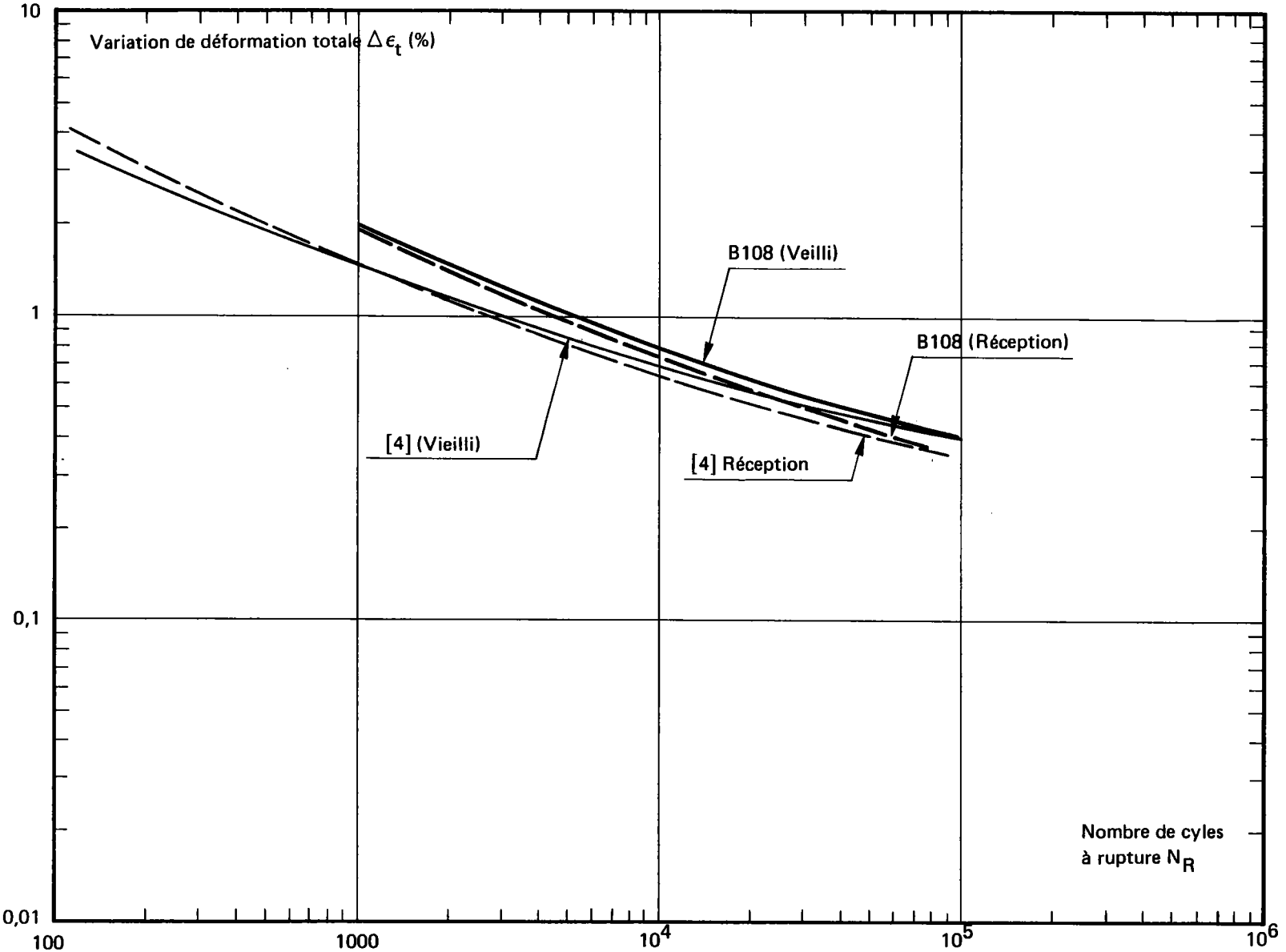


Figure V-10 — Courbe de résistance à la fatigue de l'Alliage 800 grade 2 obtenue à 550°C sur l'état de réception et vieilli 3000 h à 550°C, comparée aux résultats obtenus sur le grade 2 à 550°C en [4].

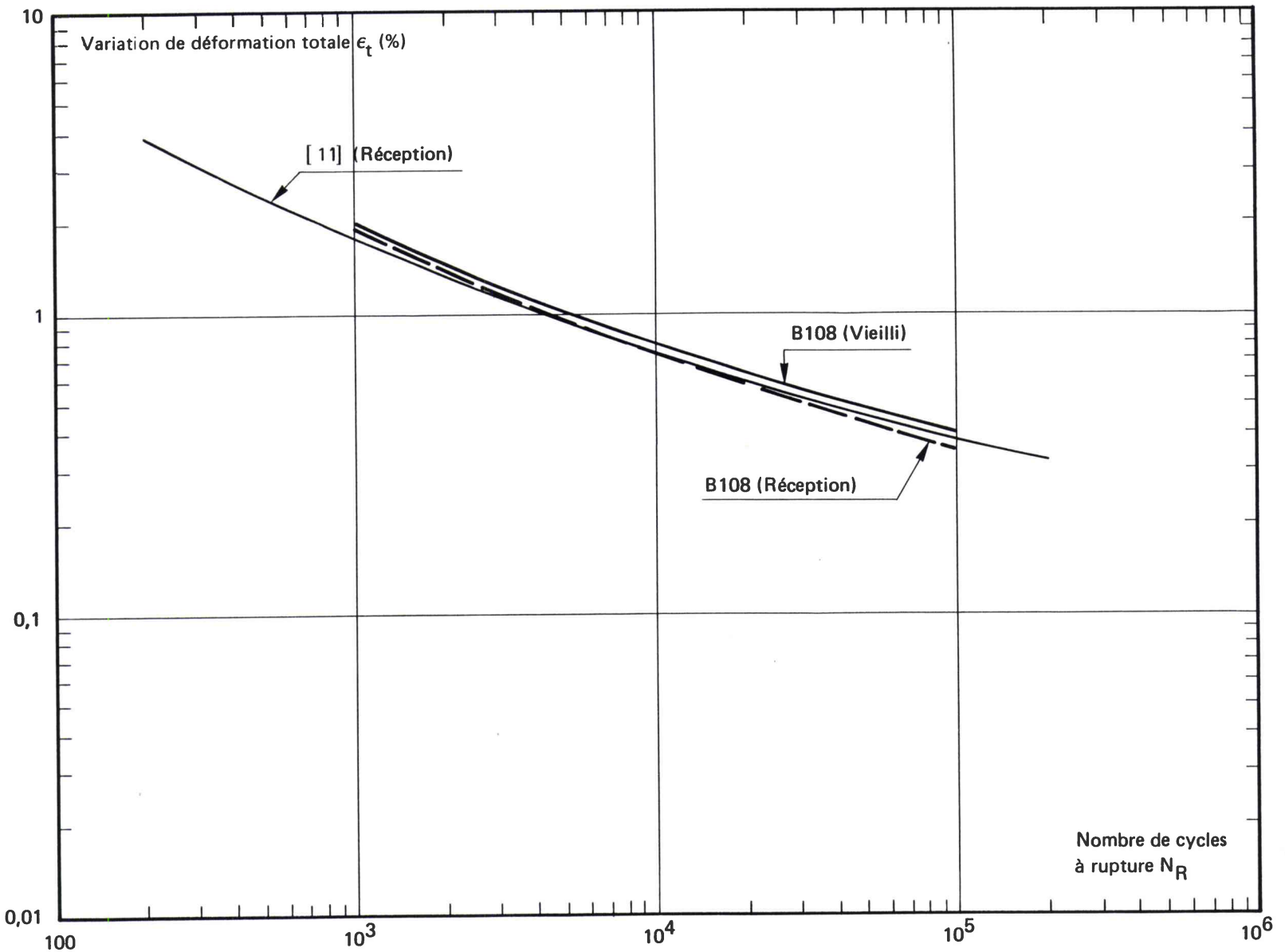


Figure V-11 – Courbe de résistance à la fatigue de l'Alliage 800 grade 2 obtenue à 550°C sur l'état de réception et vieilli 3000 h à 550°C, comparée aux résultats obtenus à 538°C sur le grade 2 étudié en [12].

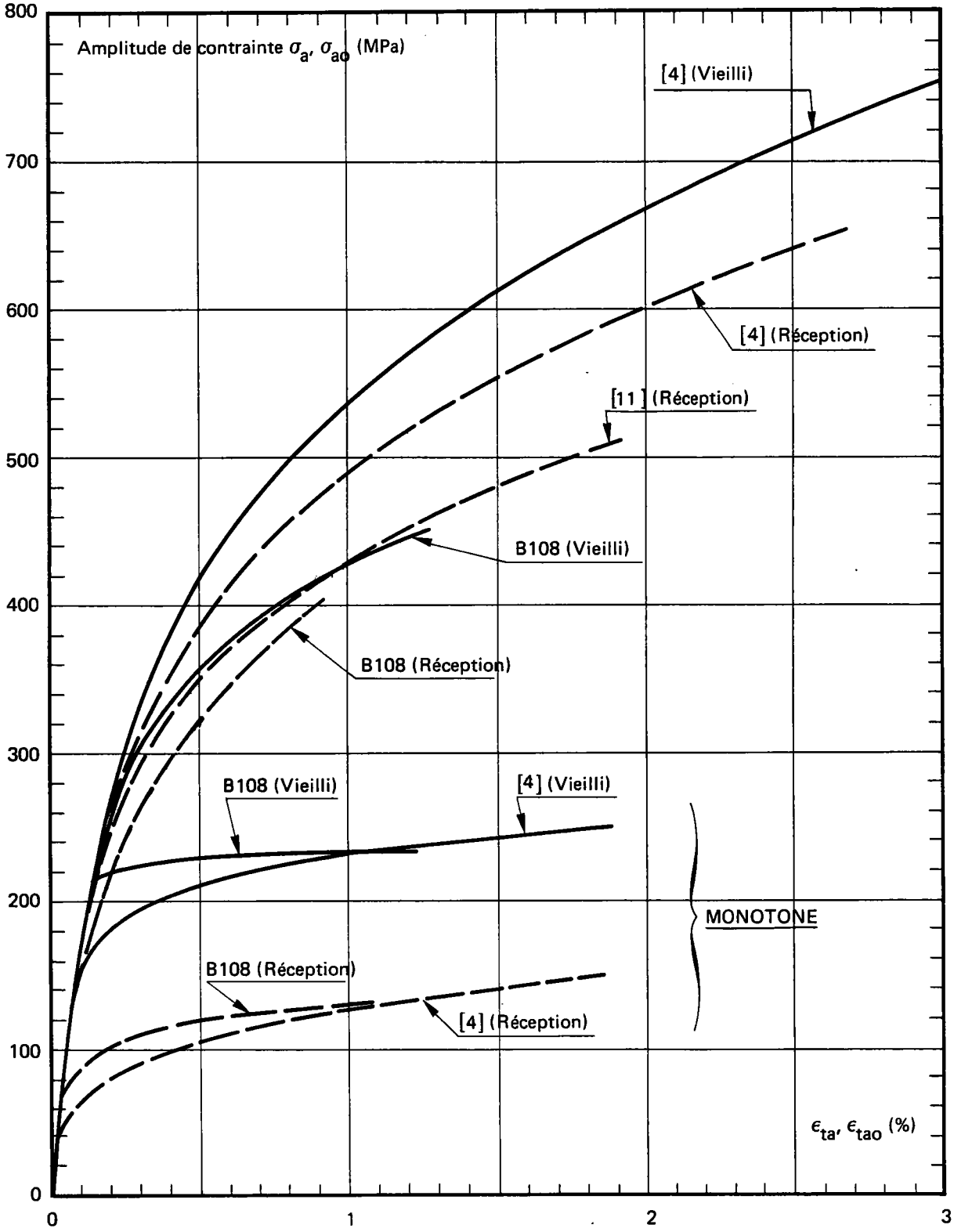


Figure V-12 —Courbes de consolidation cyclique et monotone de l'Alliage 800 grade 2 à l'état de réception et vieilli 3000 h à 550°C, comparées aux résultats obtenus sur les produits en grade 2 étudiés en [4] et [11].

Pour le produit étudié, l'effet du vieillissement est surtout notable sur la courbe de consolidation monotone (facteur 1,8 entre l'état vieilli et l'état de réception). Pour les courbes de consolidation cyclique, l'écart n'est plus que de 10 % en faveur de l'état vieilli.

Par ailleurs, la comparaison de notre produit avec les deux produits étudiés antérieurement met en évidence un comportement cyclique différent.

Nous pensons que la poursuite de cette étude sous faible taux de déformation mettrait certainement en évidence une résistance à la fatigue différente pour les deux états du matériau.

V.3.2 Résultats des essais de fatigue-relaxation

V.3.2.1 - *Influence de la durée du maintien sur la consolidation cyclique*

* A l'état de réception. (figures V.13 et V.14)* Pour les essais dont la durée de maintien est inférieure ou égale à 30 minutes en traction, le durcissement par écrouissage cyclique est identique à celui de la fatigue continue : le maximum de l'amplitude de contrainte (σ_a = 390 MPa) est atteint dès les 100 premiers cycles (soit 10 % de la durée de vie); il est suivi d'un léger adoucissement continu jusqu'à environ 90 % de la durée de vie où apparaît la phase de rupture finale de l'éprouvette.

Pour l'essai avec 90 minutes de maintien en traction, le durcissement par écrouissage cyclique se stabilise dès 20 % de la durée de vie (σ_a = 390 MPa). Un nouveau durcissement du matériau apparaît après cette phase de stabilisation au delà de la demi-durée de vie, et la contrainte (σ_a) croît progressivement pour atteindre la valeur de 400 MPa à 95 % de la durée de vie; la phase finale de rupture est brutale et ne dure que 5 % de la durée de vie. L'évolution structurale du matériau est certainement responsable de ce deuxième durcissement qui intervient alors que le matériau a déjà séjourné près de 800 heures à 550°C.

---

* Le comportement du matériau est représenté par l'évolution de l'amplitude de contrainte σ_a en fonction du pourcentage de la durée de vie (100N/N25) dans un diagramme linéaire (figure V.13), ou en fonction du logarithme du nombre de cycles (figure V.14).

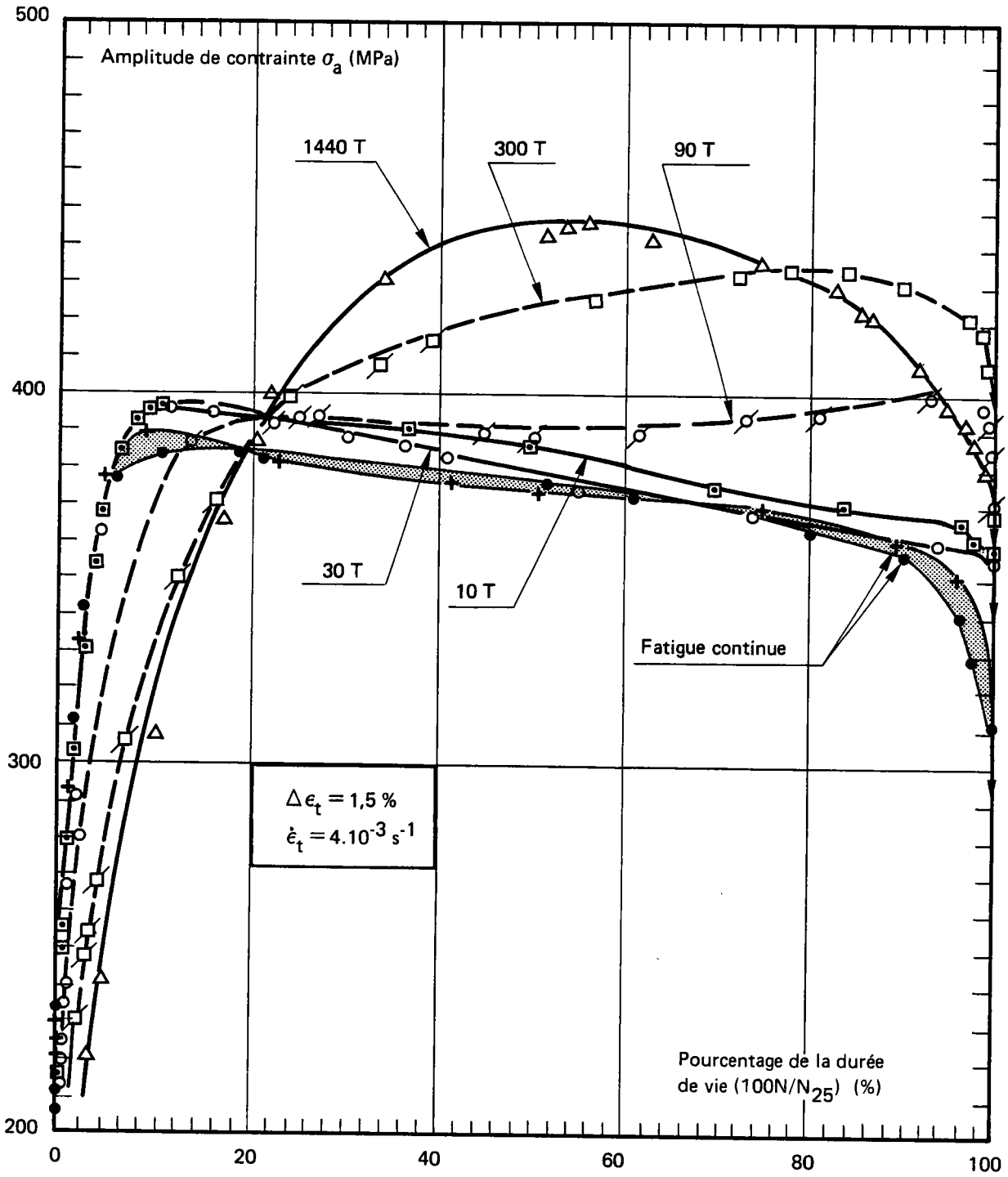
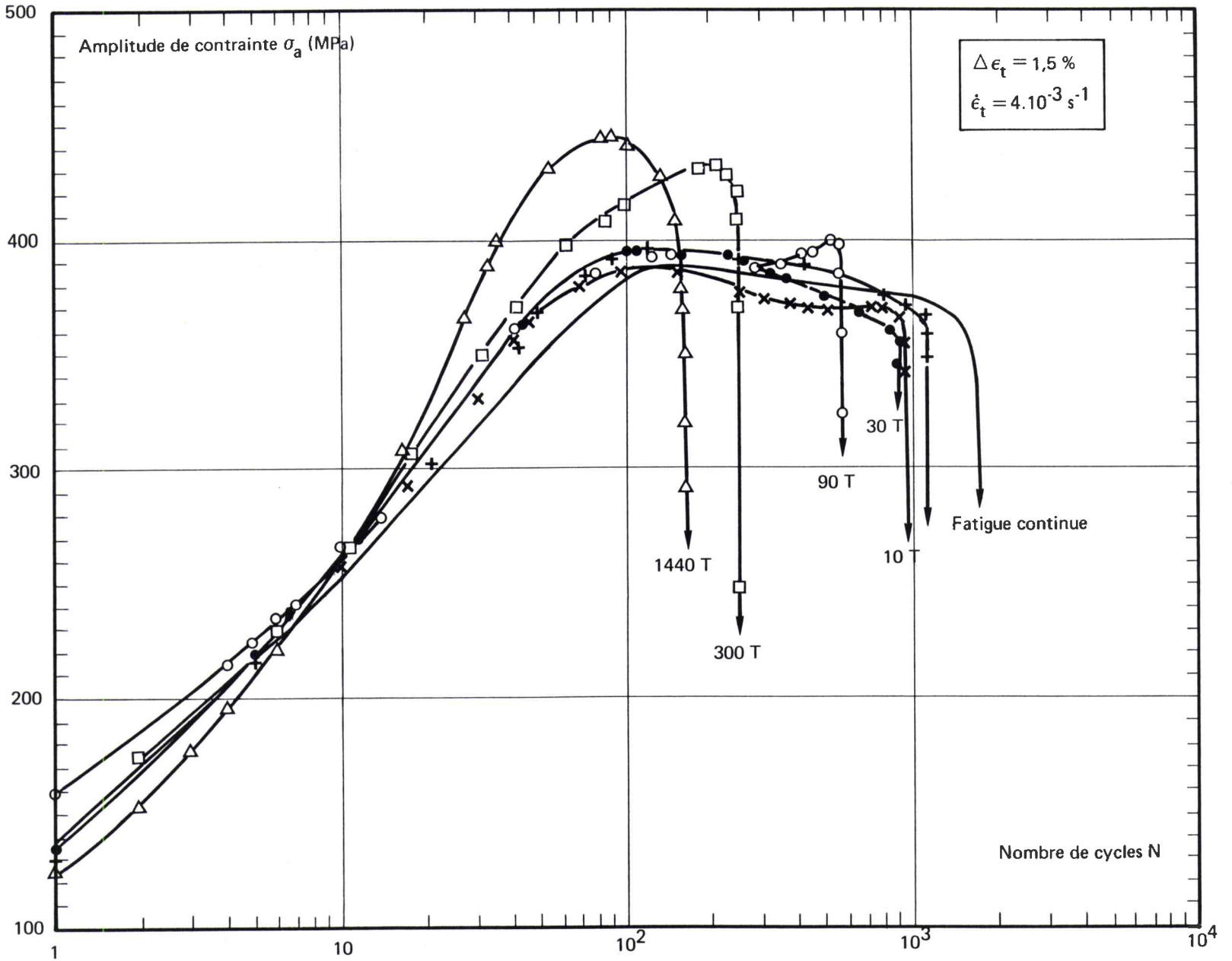


Figure V-13 – Évolution de l'amplitude de contrainte σ_a en fonction du pourcentage de la durée de vie ($100N/N_{25}$). Alliage 800, grade 2 à l'état de réception. Fatigue-relaxation à 550°C avec maintien en traction.



FigureV-14 — Évolution de l'amplitude de contrainte σ_a en fonction du nombre de cycles . Alliage 800 grade 2 à l'état de réception. Fatigue-relaxation à 550°C avec maintien en traction.

Pour les essais dont les durées de maintiens sont plus longues (300 et 1440 minutes), ce durcissement intervient avant la fin de la phase d'écrouissage cyclique initial; la stabilisation intervient alors plus tard dans la durée de vie et l'amplitude de contrainte maximale atteinte est une fonction croissante de la durée du maintien.

Pour les trois essais avec maintien en compression dont les durées sont similaires à celles des essais correspondants avec maintien en traction, nous remarquons que les évolutions de l'amplitude de contrainte sont tout à fait semblables: comparer les figures V.13 et V.15 *. Tout au plus avons-nous constaté que σ_a est de l'ordre de 395 MPa pour un maintien en compression de 30 minutes contre seulement 378 MPa pour le même maintien en traction.

* A l'état vieilli. (Figures V.16 et V.17). Nous constatons que les évolutions de l'amplitude de contrainte pendant la durée de vie s'apparentent à celles observées sur l'état de réception : le durcissement supplémentaire dû à l'évolution structurale intervient déjà nettement pour l'essai avec 30 minutes de maintien en traction correspondant à un maintien en température de l'ordre de 200 heures. Pour un maintien de 1440 minutes (durées d'essai d'environ 3500 heures), l'état vieilli présente un comportement identique à celui de l'état de réception (comparer les figures V-13 et V-16).

Enfin, on observe pour l'essai le plus long effectué (durée : 10.000 heures pour un maintien de 168 heures) un léger adoucissement.

Deux essais avec maintien en compression (30 minutes et 90 minutes) ont été effectués sur le produit à l'état vieilli : on constate, (figure V.18), que, compte tenu de la durée de ces essais (respectivement 560 et 1660 heures), le durcissement dû à l'évolution structurale pendant l'essai est important (+ 50 MPa par rapport à la fatigue continue). Ce comportement, tout à fait similaire à celui observé pour les maintiens en traction, confirme que le paramètre prépondérant est la durée d'essai.

L'ensemble de ces résultats peut être synthétisé sur la figure V.19 qui présente l'évolution de l'amplitude de contrainte σ_a prélevée à mi-durée

---

* Moyenne sur deux essais.

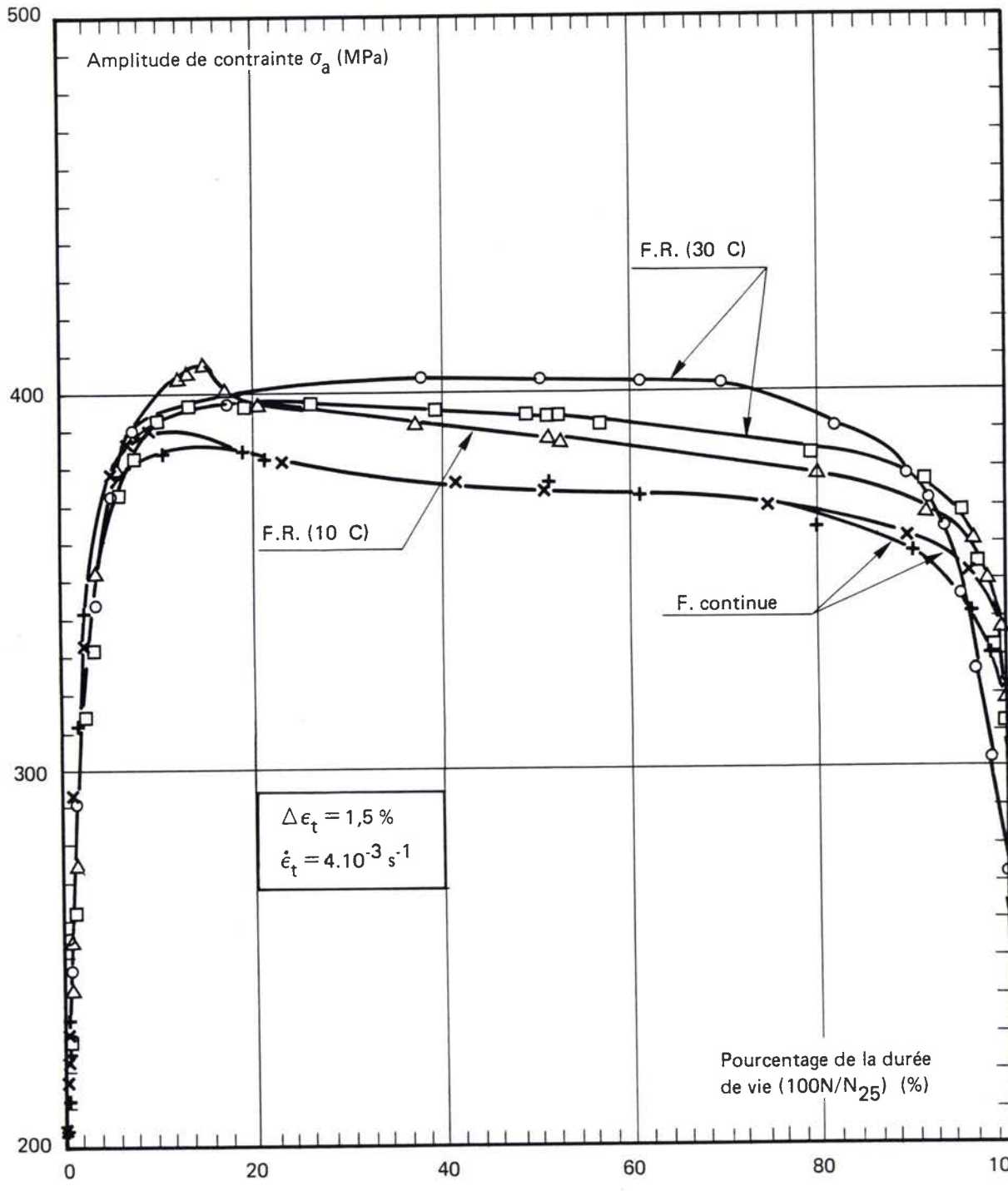


Figure V-15 — Évolution de l'amplitude de contrainte σ_a en fonction du pourcentage de la durée de vie. Alliage 800 grade 2, état de réception. Fatigue-relaxation à 550°C avec maintien en compression.

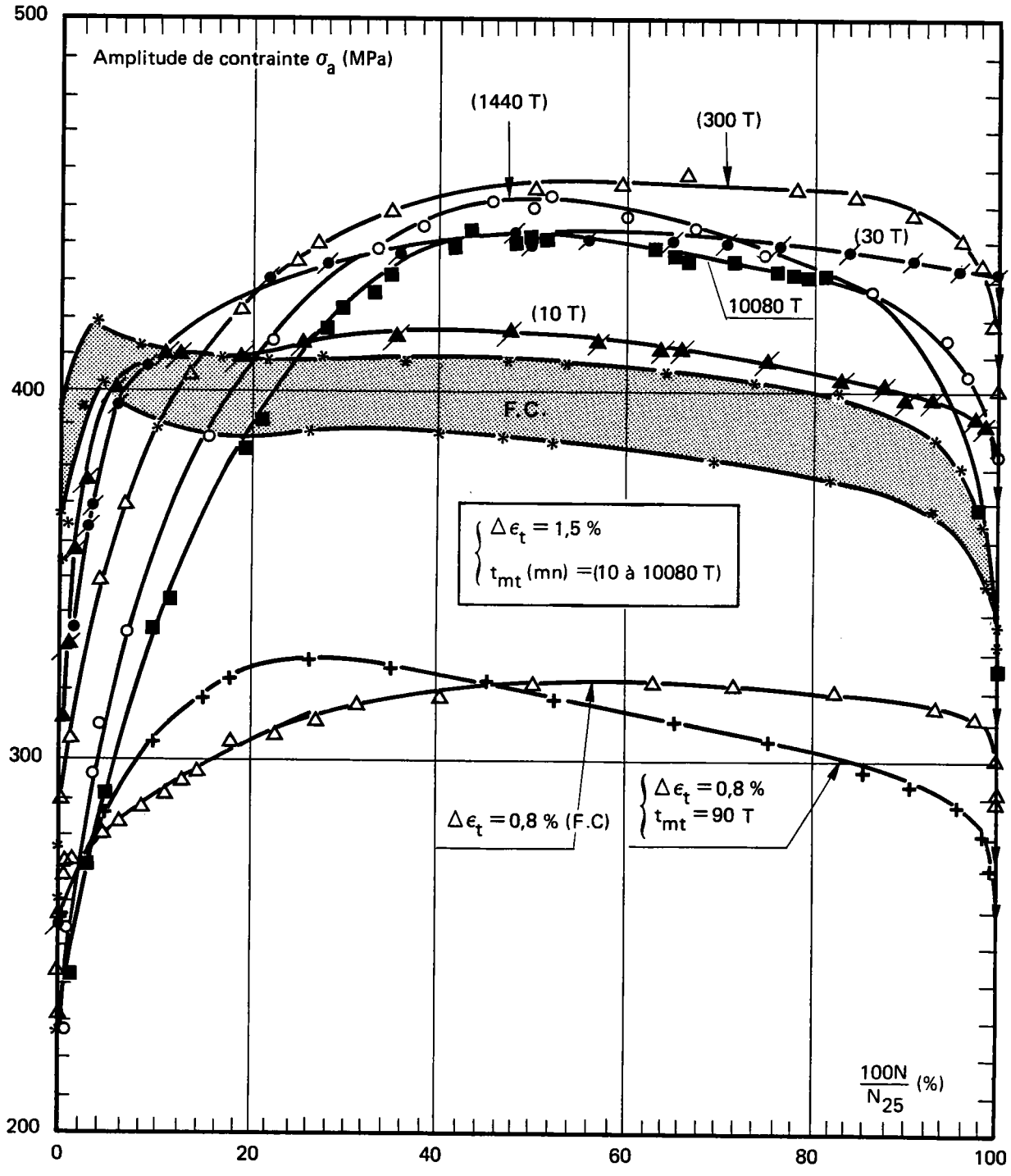


Figure V-16 — Évolution de l'amplitude de contrainte σ_a en fonction du pourcentage de la durée de vie. Alliage 800, grade 2, état vieilli 3000 h à 550°C. Fatigue-relaxation avec maintien en traction.

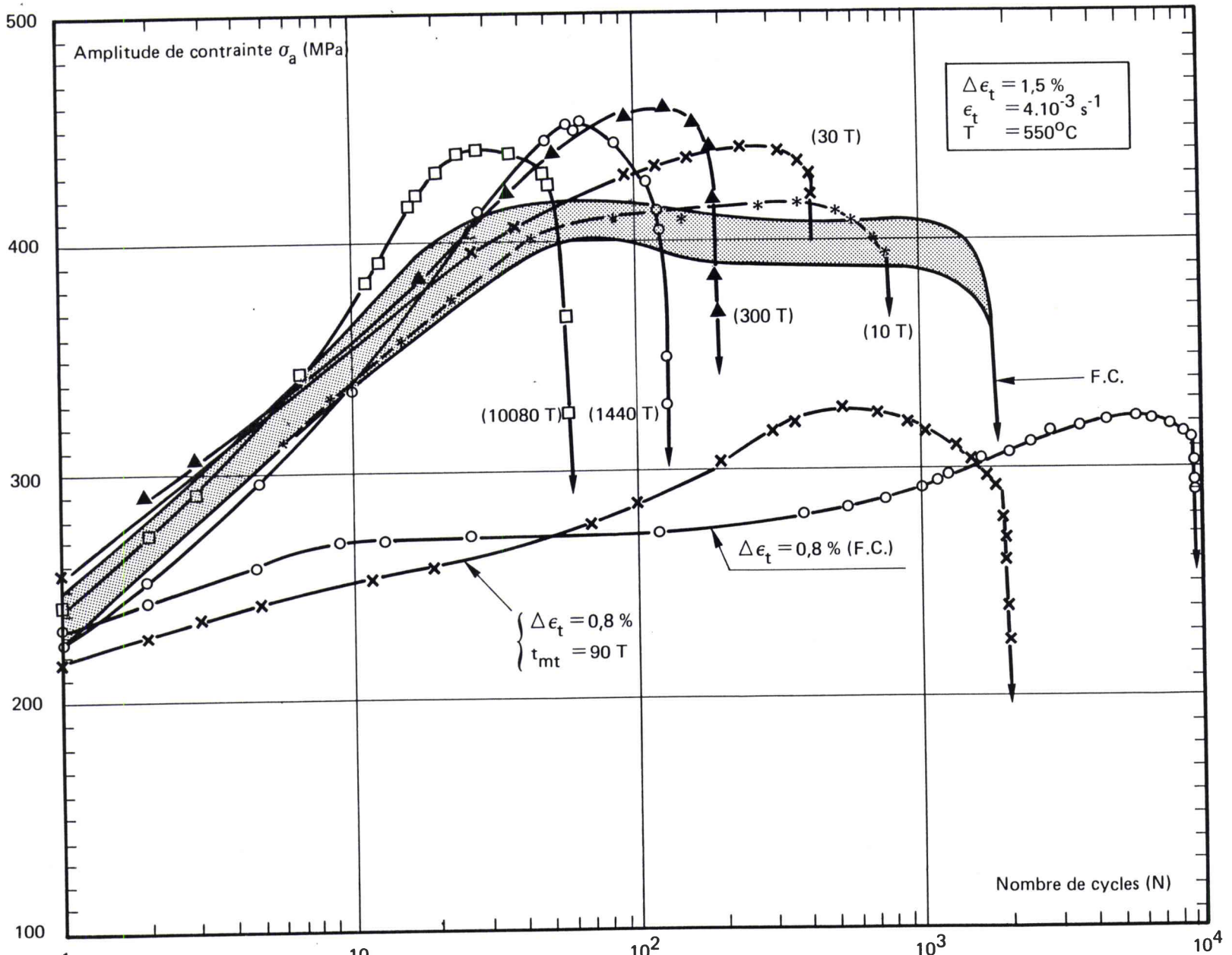


Figure V-17 – Évolution de l'amplitude de contrainte σ_a en fonction du nombre de cycles en fatigue-relaxation de l'Alliage 800 grade 2 à l'état vieilli : 3000 h à 550°C.

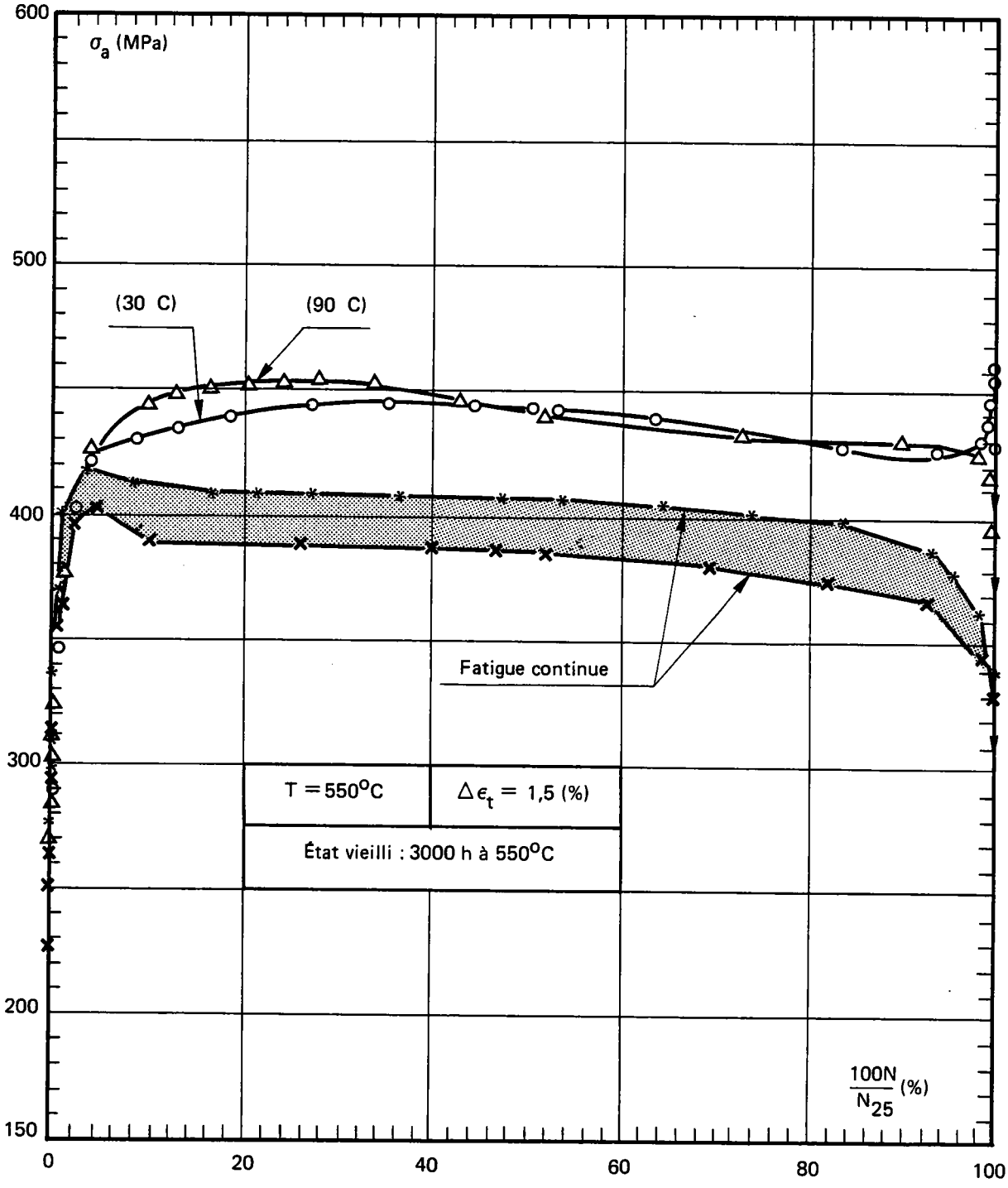


Figure V-18 – Évolution de l'amplitude de contrainte σ_a en fonction du pourcentage de la durée de vie [en fatigue-relaxation (maintien en compression) comparée à la fatigue continue], de l'Alliage 800 grade 2.

de vie de chaque essai, en fonction de la durée de maintien tm. Nous constatons que le durcissement augmente avec la durée de maintien; cette augmentation intervient plus rapidement en l'état préalablement vieilli que sur l'état de réception. Elle est suivie d'une stabilisation pour les essais dont la durée de maintien est au-delà de 1.440 minutes (durée d'essai d'environ : 3000 h) pour l'état de réception, au-delà de 300 minutes (durée d'essai d'environ 1000 h) pour l'état vieilli.

L'état de réception présente ainsi une sorte de "retard au durcissement" par rapport à l'état prévieilli; par contre, au-delà de 3000 heures d'essai (durées de maintien $\geq$ 24 h), les deux états présentent un comportement identique.

Comme il a été vu au chapitre III, l'évolution structurale du matériau consiste principalement en la précipitation de la phase γ' et des carbures $M_{23}C_6$. A 550°C, il est apparu que la précipitation de γ' débute dès 100 heures et est quasiment achevée après 3000 heures de vieillissement et que la précipitation des carbures $M_{23}C_6$ est essentiellement intergranulaire. Le durcissement "structural" du matériau pendant l'essai ne peut donc être attribué à la phase γ' puisqu'il intervient sur l'état vieilli et que sur l'état de réception il nécessite une durée d'essai dépassant 1000 heures. Il reste donc l'influence possible d'une précipitation de carbure $M_{23}C_6$ pendant l'essai qui viendrait en plus de celle intervenant dans les joints de grains lors du vieillissement préalable.

Deux éléments de réponse seront donnés plus loin dans le paragraphe V.3.3 concernant les observations métallurgiques effectuées.

Enfin, nous avons comparé, sur cette même figure V-19, nos résultats à ceux obtenus sur un produit en alliage 800, grade 1, étudié dans les mêmes conditions ($\Delta\varepsilon_t$ = 1,5 % , T = 550°C) par G. Robert (8): il apparaît que les deux matériaux ont un comportement identique malgré les différences dans les compositions chimiques et la structure (taille de grains, précipitation de carbures) des deux produits.

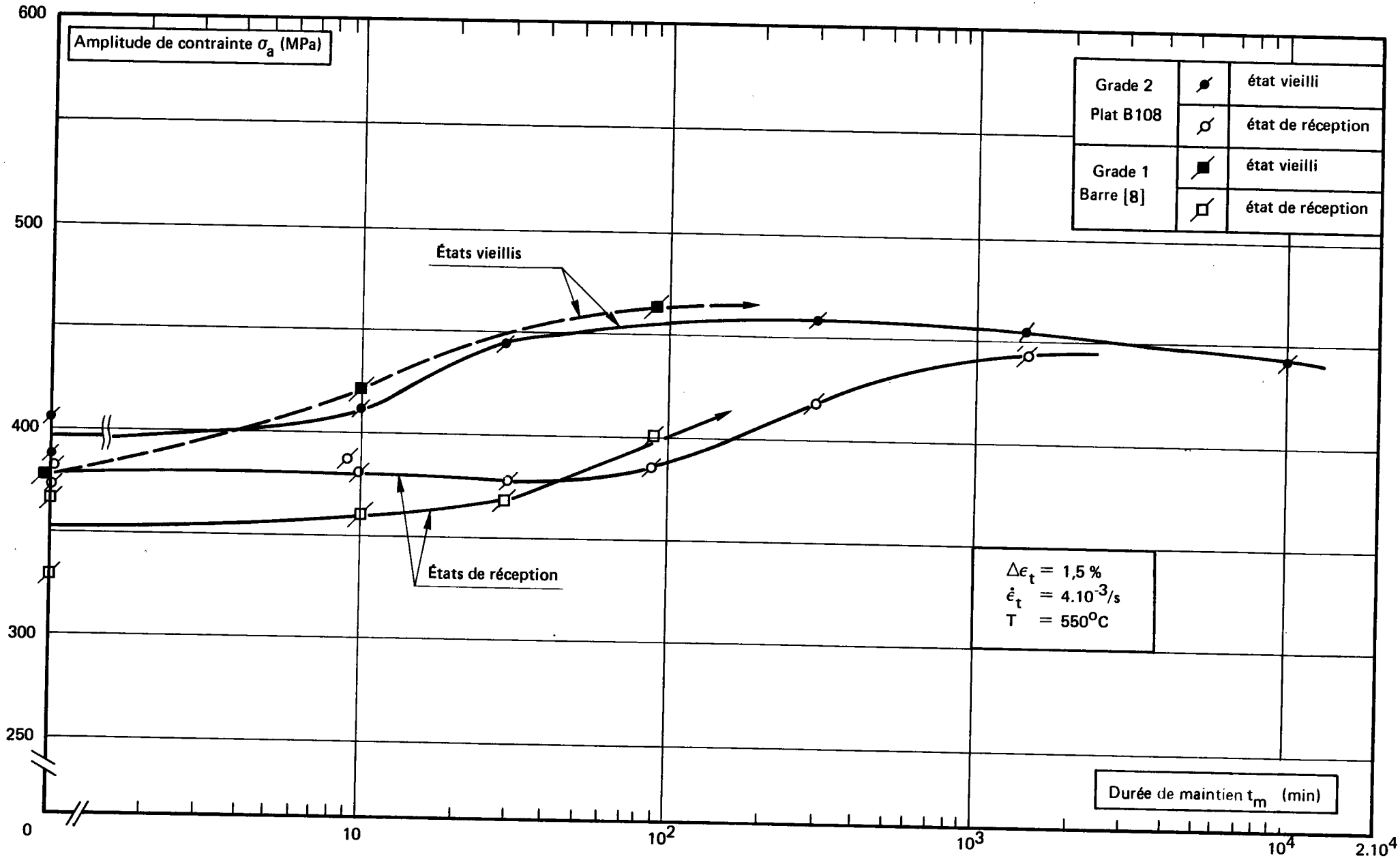


Figure V-19 — Effet de la durée de maintien sur l'amplitude de contrainte σ_a au cycle stabilisé des essais effectués à 550°C sur l'Alliage 800 en état de grade 2. Comparaison à des résultats sur grade 1.

V.3.2.2 - *Influence du maintien en relaxation sur la durée de vie*

L'analyse des résultats a porté sur l'influence à la fois de la durée et de la nature du maintien pour les essais effectués sous $\Delta\varepsilon_t$ = 1,5 %.

b) Pour les maintiens en traction, aussi bien sur l'état de réception (figure V.20) que sur l'état vieilli (figure V.21), la réduction de la durée de vie est d'autant plus forte que le maintien est long : pour les maintiens de courte durée (jusqu'à 90 minutes), l'état de réception semble mieux résister que l'état vieilli (figure V.22). Par contre, pour les maintiens de longue durée (300 minutes et au-delà), les 2 états ont un comportement tout à fait similaire et subissent des réductions de durée de vie très importantes (réduction d'un facteur de 75 à 80 sur le nombre de cycles à rupture pour un maintien de 24 h, de plus de 300 pour un maintien de 168 h).

Cette similitude de comportement pour les longues durées d'essai avait déjà été observée pour la consolidation (§ V.3.2.1); ceci confirme que le comportement à long terme du matériau est correctement représenté par celui de l'état pré-vieilli.

Pour les durées de maintien courtes, la meilleure résistance à la fatigue-fluage de l'état de réception est à rapprocher de la consolidation cyclique moins importante que celle de l'état vieilli. Les contraintes subies pendant le maintien en relaxation et, par suite, le dommage de fluage introduit à chaque cycle, sont donc moindres sur l'état de réception, ce qui peut expliquer le nombre de cycles à rupture plus élevé que pour l'état vieilli. Pour les durées de maintien plus longues, lorsque la durée d'essai dépasse quelques milliers d'heures, la consolidation des 2 états et leur résistance à la fatigue-fluage deviennent similaires.

A noter, enfin, que le résultat obtenu sur l'état vieilli sous une déformation plus faible ($\Delta\varepsilon_t$ = 0,8 %) pour une durée de maintien en traction de 90 minutes, montre que les évolutions observées à forte déformation se retrouvent aux faibles déformations.

b) Pour les maintiens en compression le comportement du matériau est plus difficile à analyser : pour l'état de réception, dont la consolidation

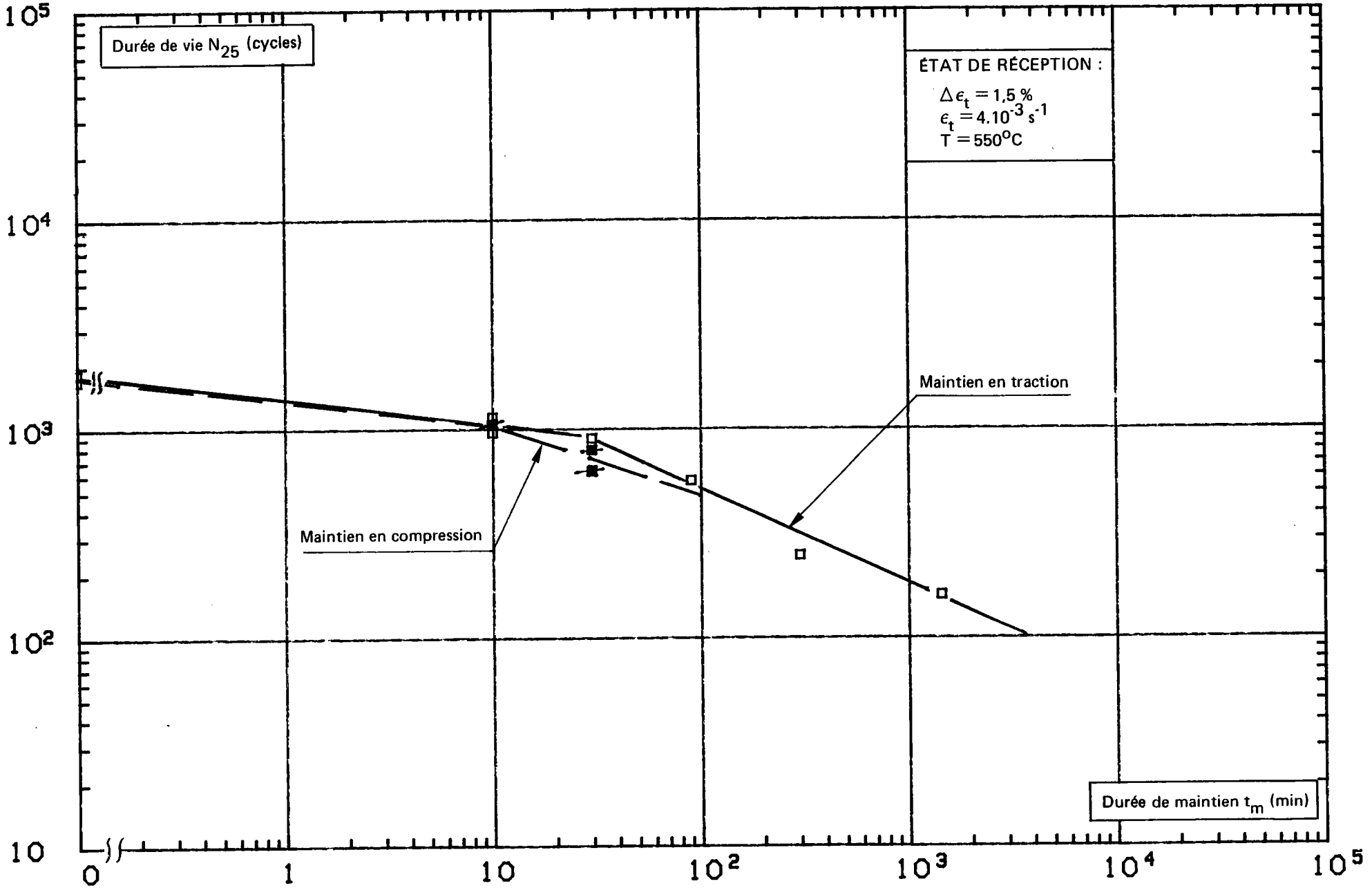


Figure V-20 – Évolution de la durée de vie,en fonction de la durée de maintien de l'Alliage 800 grade 2 à l'état de réception .

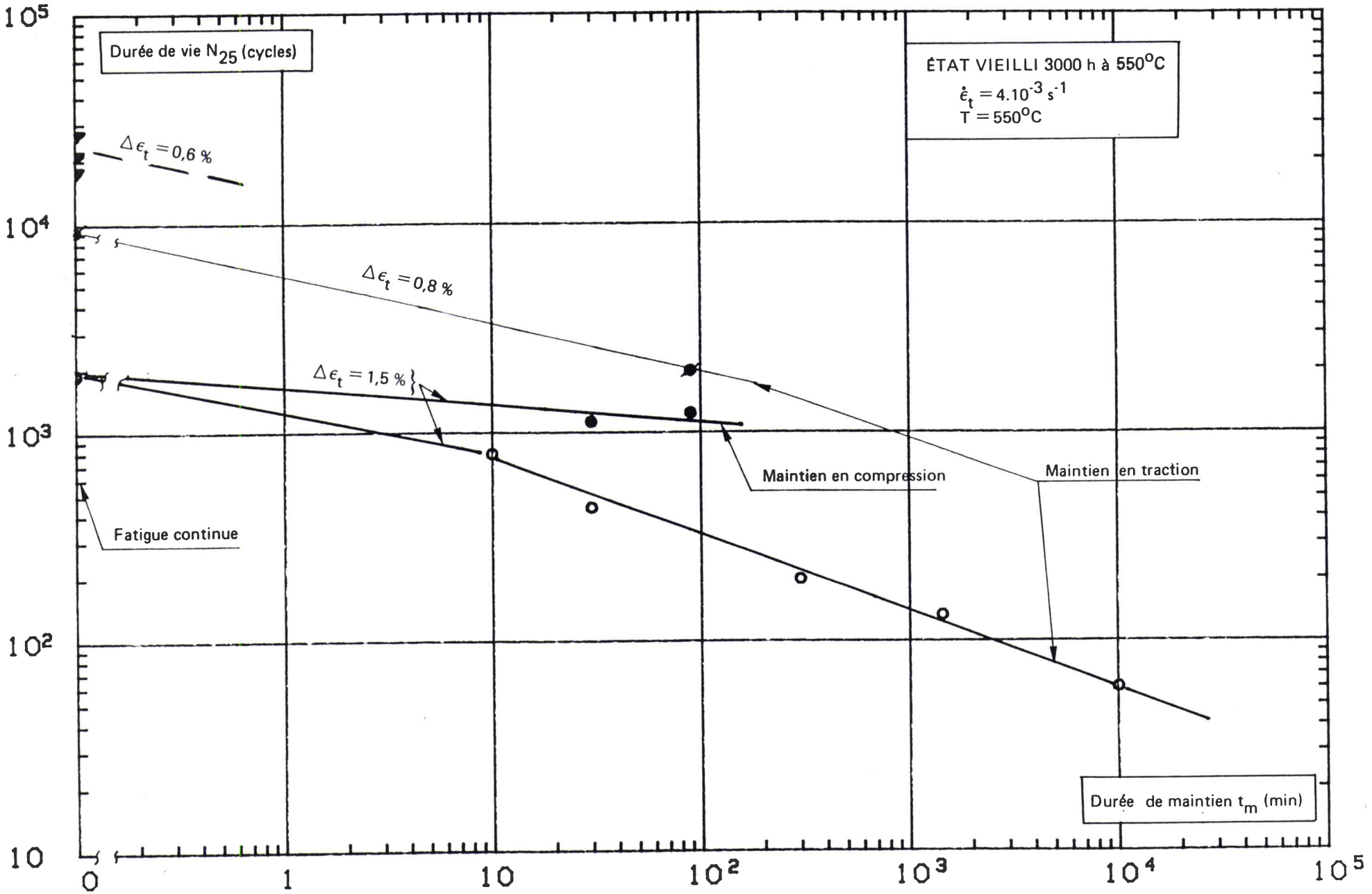


Figure V-21 – Évolution de la durée de vie, en fonction de la durée de maintien , de l'Alliage 800 grade 2 vieilli.

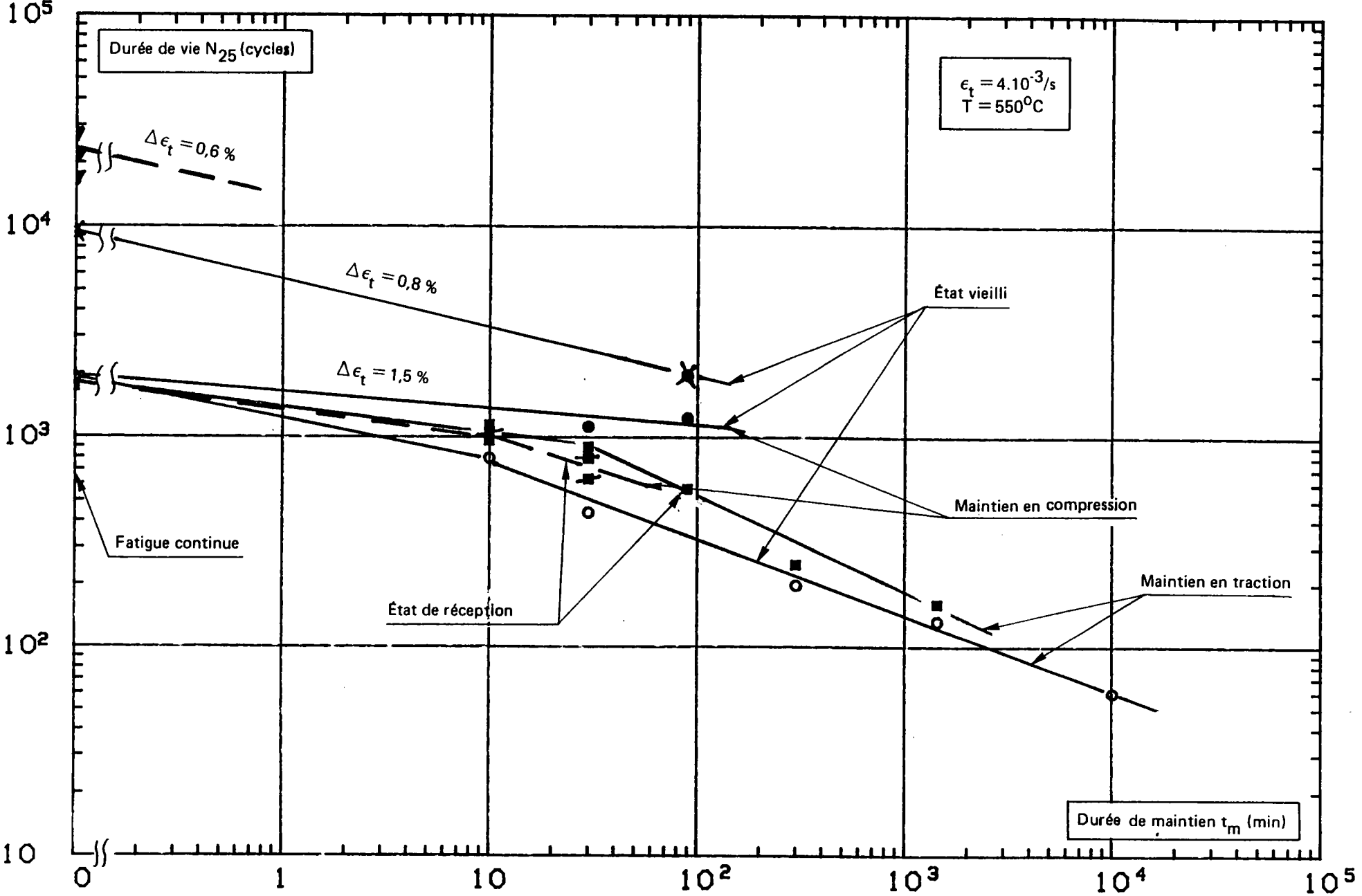


Figure V-22 – Comparaison du comportement en fatigue-relaxation des deux états étudiés de l'Alliage 800 grade 2.

cyclique est équivalente que le maintien intervienne en traction ou en compression (comparer les figures V.13 et V.15 pour des maintiens de 10 et 30 minutes), la réduction de durée de vie est équivalente quelle que soit la nature du maintien (figure V.20). Pour l'état vieilli, par contre (figure V.21), à durée égale, le maintien en compression conduit à un nombre de cycles à rupture nettement plus élevé que pour un maintien en traction : la durée de vie en fatigue semble d'ailleurs rester constante lorsque le maintien augmente de 30 à 90 minutes (réduction limitée à un facteur inférieur à 2 sur le nombre de cycles à rupture pour un maintien de 90 minutes par rapport au nombre de cycles à rupture en fatigue continue). Il est à noter, en outre, que la consolidation cyclique est, dans ce cas (figure V.18), plus importante que pour l'état de réception (figure V.15).

L'analyse de ces résultats sera complétée ultérieurement grâce aux examens métallurgiques des éprouvettes (§ V.3.3).

V.3.2.3 - *Relations entre la réduction de durée de vie et la durée de maintien ou la contrainte relaxée*

On a défini pour chaque essai de fatigue-relaxation un coefficient de réduction de la durée de vie :

$$F_{R_{25}} = \frac{N_{25,tm}}{N_{25,0}} \qquad (V\text{-}24)$$

où $N_{25,0}$ est la durée de vie de référence en fatigue continue. Des corrélations empiriques ont ensuite été cherchées entre ce coefficient et la durée de maintien tm et la contrainte relaxée pendant le maintien σ_{rt}. Ces deux paramètres peuvent être directement reliés à l'endommagement de fluage introduit pendant le maintien en relaxation : le dommage de fluage est en effet défini par $\int_0^{tm} dt/tr$ si l'on utilise la règle de Robinson et σ_{rt} est proportionnelle à la déformation élastique transformée en déformation plastique par fluage.

Les valeurs obtenues pour ce coefficient $F_{R_{25}}$, pour l'ensemble des essais effectués, sont rassemblées dans le tableau V.VII. Compte-tenu du petit nombre de résultats avec maintien en compression, les corrélations ont été étudiées uniquement sur les résultats avec maintien en traction.

TABLEAU V-VII – ÉVOLUTION DU COEFFICIENT DE RÉDUCTION DE LA DURÉE DE VIE $F_{R_{25}}$ DE L'ALLIAGE 800 GRADE 2 A 550°C.

État	Variation de déformation $\Delta\epsilon_t$ (%)	Repère éprouvette	Durée de maintien t_m (min)	N_R (cycles)	N_{25} (cycles)	$F_{R_{25}}$	σ_r* (MPa)
Réception	1,5	N2R23	0	1922	1865	1	0
		N2R35	0	1772	1731 moy = 1798		0
		N2R4	10T	1147	1144	0,64	53
		N2R44	10T	1042	963	0,54	37
		N2R22	10C	1083	1056	0,59	36
		N2R30	10T +10C	610	589	0,33	56
		N2R36	10T + 10C	693	636	0,35	58
		N2R49	30T	902	900	0,50	67
		N2R42	30C	632	631	0,35	69
		N2R48	30C	808	791	0,44	71
		N2R50	90T	570	568	0,32	80
		N2R29	300T	250	249	0,14	132
		N2R58	1440T	164	161	0,09	163
Vieilli 3000 h à 550°C	1,5	N2V10	0	1992	1932	1	–
		N2V18	0	1960	1885 moy = 1908		–
		N2V7	10T	795	794	0,42	48
		N2V17	30T	440	439	0,23	74
		N2V2	30C	1122	1122	0,59	71
		N2V34	90C	1246	1231	0,65	88
		N2V12	300T	201	198	0,10	122
		N2V9	1440T	136	133	0,07	162
		N2V30	10080T	60	60	0,03	200
	0,8	N2V20	0	9235	9234	1	–
		N2V25	90T	2031	1975	0,21	37

* $\sigma_r = \sigma_{rt}$ pour maintien en traction

σ_{rc} pour maintien en compression.

a) Corrélation $F_{R_{25}}$-tm. On observe (figure V.23), que sur un diagramme bi-logarithmique, le coefficient $F_{R_{25}}$ décroît linéairement en fonction de la durée du maintien en traction t_{mt}. Cette évolution peut s'exprimer sous la forme générale :

$$F_{R_{25}} = \alpha \cdot t_m^{\beta} \qquad \text{(V-25)}$$

Des régressions linéaires effectuées à partir des 6 points d'essais pour l'état de réception et des 6 points d'essais pour l'état vieilli, (y compris le résultat sous $\Delta\varepsilon_t$ = 0,8 %), conduisent aux relations suivantes :

- Etat de réception :

$$F_{R25} = 1{,}606\ t_{mt}^{-0{,}397} \qquad \text{(V-26)}$$

- Etat vieilli 3000 h à 550°C :

$$F_{R25} = 0{,}937\ t_{mt}^{-0{,}370} \qquad \text{(V-27)}$$

Remarque. Il apparaît que, pour le produit en alliage 800 présentement étudié, le coefficient α dépend pas de $\Delta\varepsilon_t$. L'alliage 800 a donc un comportement similaire à celui observé antérieurement (12) sur un acier à 17 Cr - 12 Ni-Mo.

Cette représentation nous permet une première extrapolation vers les longues durées de maintien : pour tm = 1000 h, on obtient $N_R \cong 30$ cycles.

b) Corrélation $F_{R_{25}} - \sigma_{rt}$. Les mêmes auteurs (12) avaient observé sur le même acier à 17 Cr-12 Ni-Mo l'existence d'une relation de la forme :

$$F_{R25} = C\ (\Delta\varepsilon_t) \cdot \sigma_{rt}^{q} \qquad \text{(V-28)}$$

Cette relation, une fois établie, permet d'utiliser des valeurs de contrainte relaxée déterminées lors d'essais interrompus dès stabilisation du cycle (environ 20% de la durée d'un essai à rupture) pour évaluer F_{R25} dans les conditions correspondant aux applications.

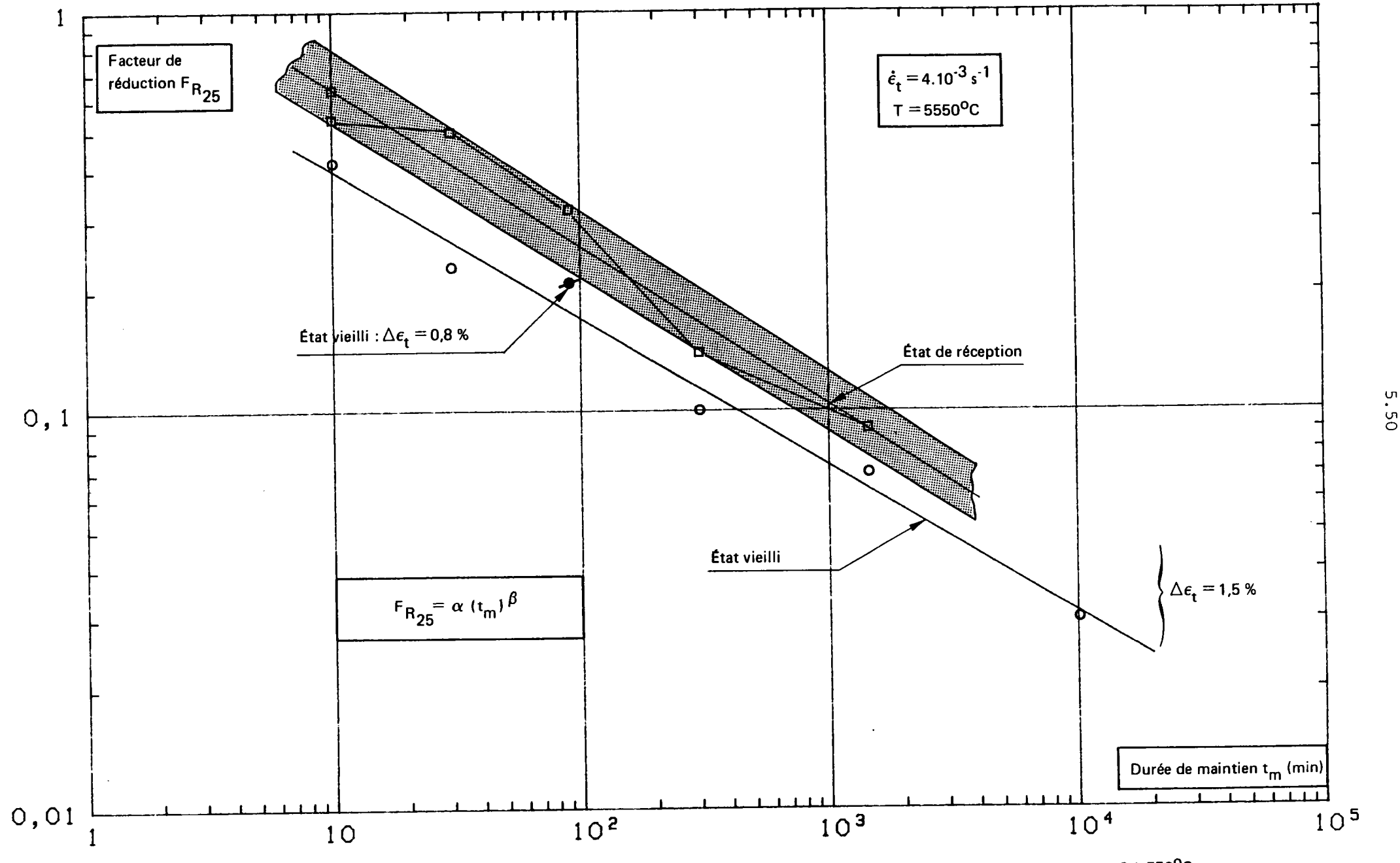


Figure V-23 – Évolution du facteur de réduction de durée de vie $F_{R_{25}}$ en fonction de la durée de maintien pour l'Alliage 800 grade 2 à 550°C.

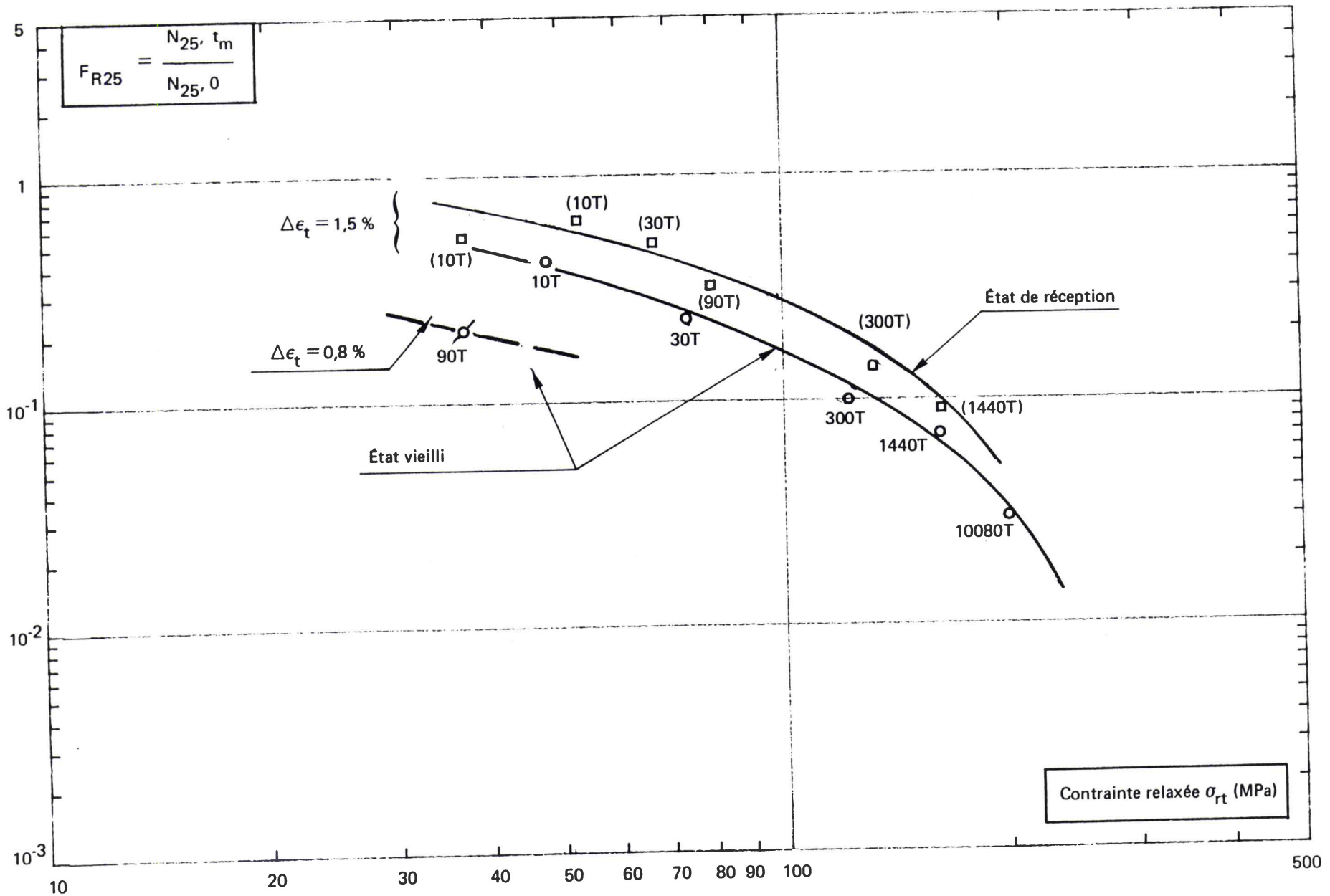


Figure V-24 — Évolution du facteur de réduction de la durée de vie $F_{R_{25}}$ en fonction de la contrainte relaxée σ_{rt} - Alliage 800 grade 2 à 550°C.

Dans notre cas, pour l'alliage 800,la figure V-24 montre qu'il n'existe pas une telle relation : les courbes d'évolution de $F_{R_{25}}$ en fonction de σ_{rt} présentent une concavité tournée vers le bas. Ceci rend hasardeuse et non conservative toute extrapolation de $F_{R_{25}}$ pour les longues durées de maintien à partir de résultats correspondant à des durées courtes.

V.3.3 - Observations métallurgiques effectuées sur les éprouvettes après essais.

La majeure partie des éprouvettes rompues en fatigue continue et en fatigue-relaxation sous $\Delta\varepsilon_t$ = 1,5% a été examinée en microscopie optique et électronique à balayage (MEB) pour identifier les modes de rupture dans les différentes conditions d'essais. En microscopie électronique à transmission (MET) sur lames minces on a comparé les modes de déformation.

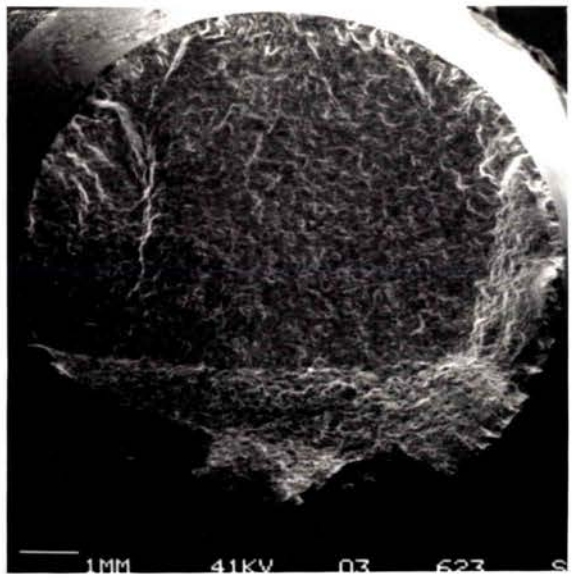
V.3.3.1 - *Observations au MEB des faciès de rupture*

A faible grossissement, aussi bien pour l'état de réception (figure V-25) que pour l'état vieilli (figure V-26), il n'apparaît pas de différence notable entre les faciès de rupture en fatigue continue et en fatigue relaxation avec maintien en traction : les faciès restent plans, tout au plus note-t-on un aspect plus rugueux pour les durées de maintien longues. Il en est de même pour les maintiens en compression.

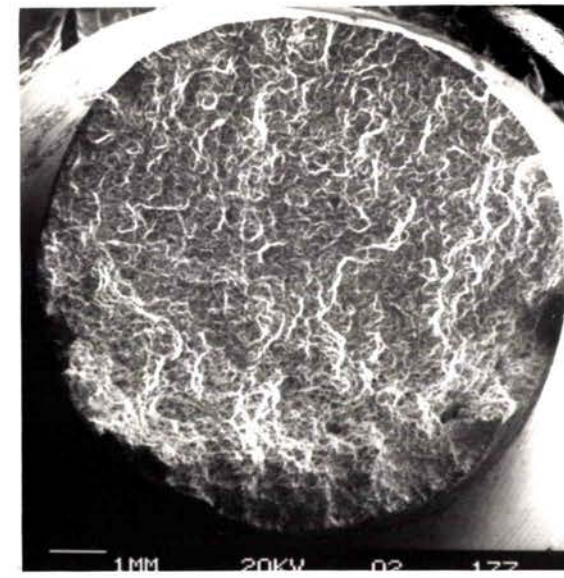
A plus fort grossissement :

* En fatigue continue, à l'état de réception ou vieilli, (figure V-27), le faciès de rupture est typique (transgranulaire) avec des aspects cristallographiques dans la zone d'amorçage (figure V-27 b et e) et des stries bien marquées dans la zone de propagation (figure V-27 c et f).

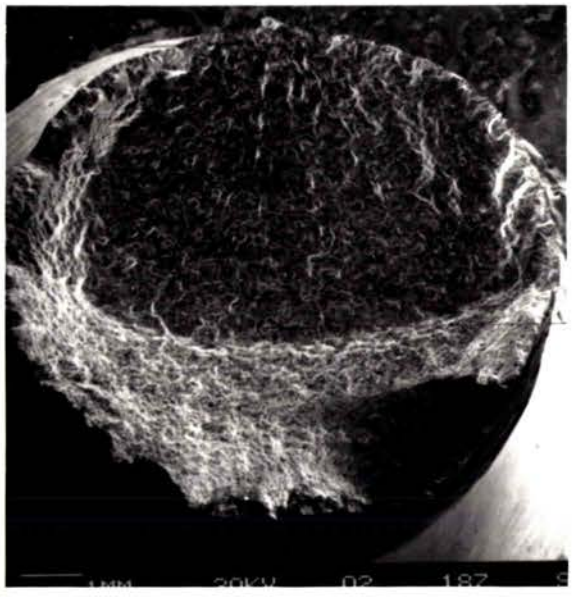
* En fatigue-relaxation avec maintien en traction le faciès de rupture a un aspect mixte transgranulaire-intergranulaire pour les courtes durées de maintien (jusqu'à 90 min. pour l'état de réception, jusqu'à 30 min (figure V-28 d, e pour l'état vieilli). Pour les durées de maintien plus longues les 2



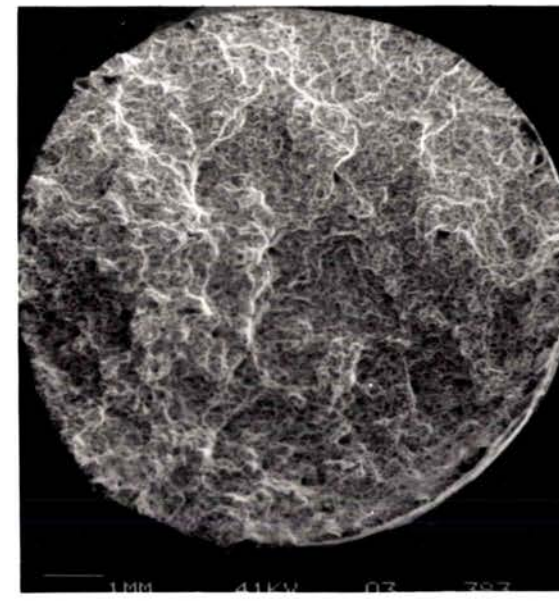
a - Fatigue continue : éprouvette N2R35



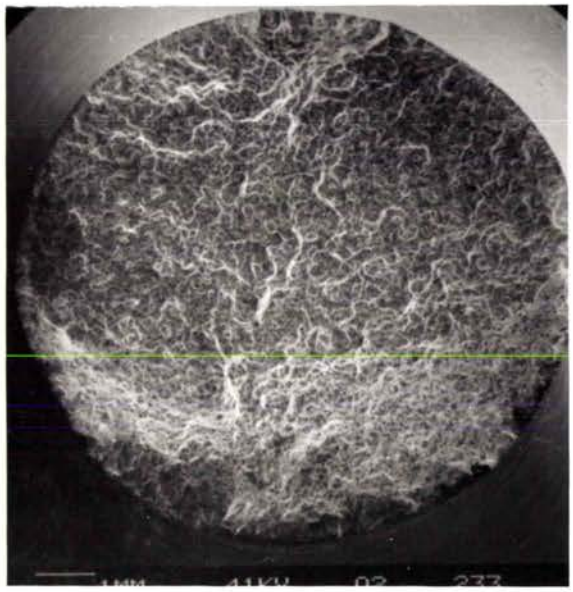
d - Fatigue-relaxation : éprouvette N2R50 (t_{mt} = 90 min)



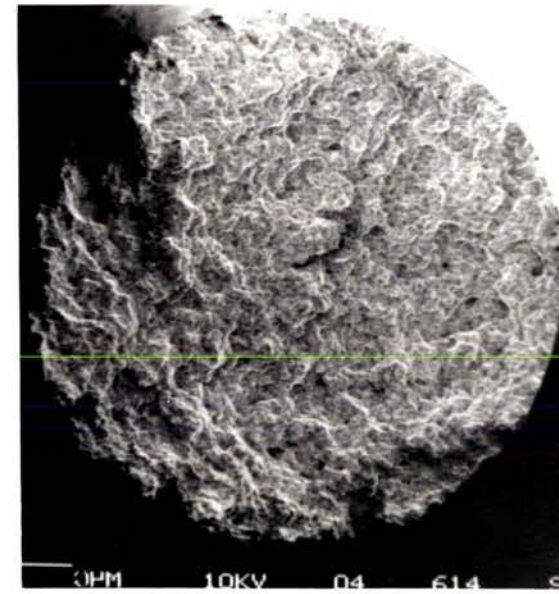
b - Fatigue continue : éprouvette N2R23



e - Fatigue-relaxation : éprouvette N2R29 (t_{mt} = 300 min)

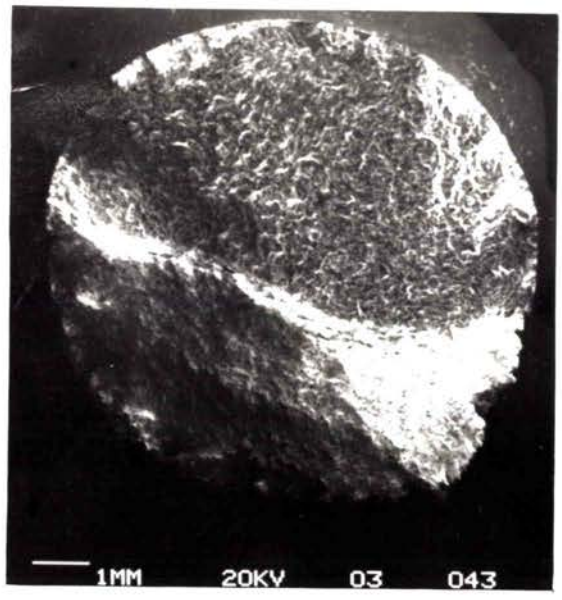


c - Fatigue-relaxation : éprouvette N2R4 (t_{mt} = 10 min)

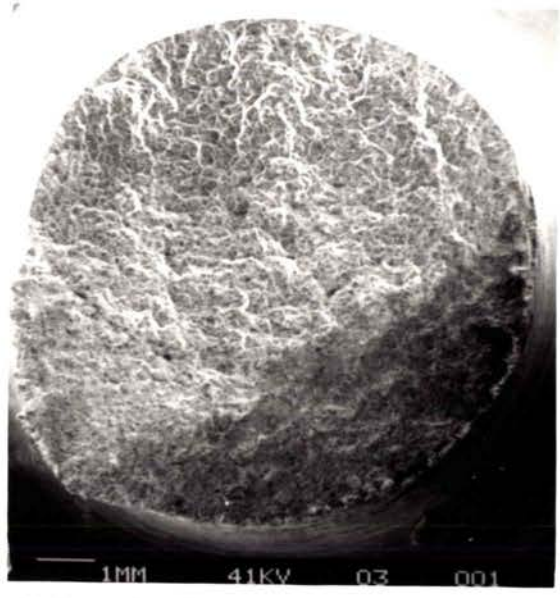


f - Fatigue-relaxation : éprouvette N2R58 (t_{mt} = 1440 min)

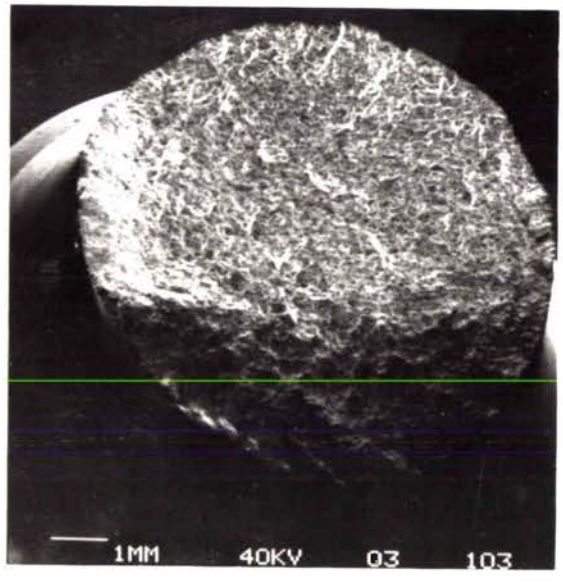
Figure V-25 – Évolution de l'aspect macroscopique du faciès de rupture en fonction de la durée de maintien en traction. Alliage 800 grade 2, à l'état de réception - $\Delta\epsilon_t$ = 1,5 % à 550°C.



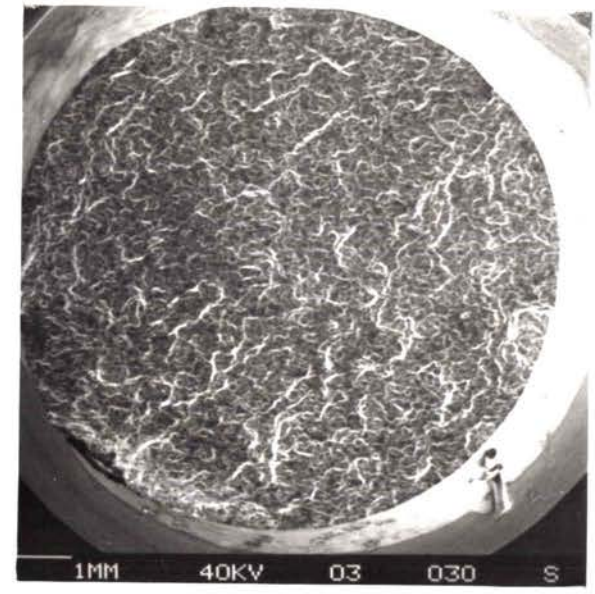
a - Fatigue continue : éprouvette N2V10



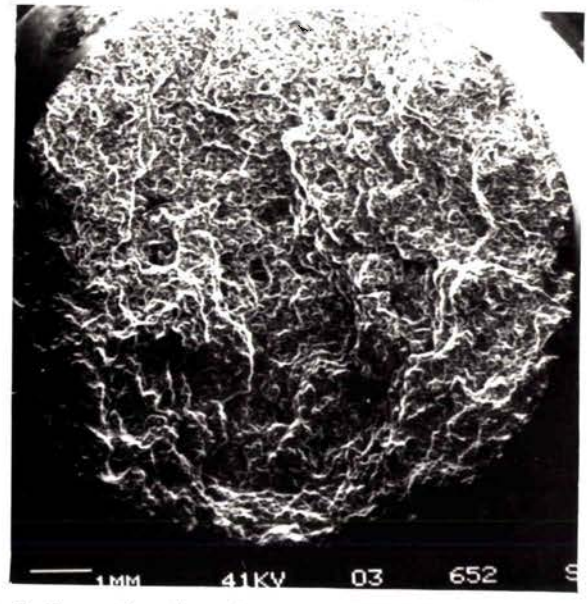
b - Fatigue-relaxation : éprouvette N2V7 (t_{mt} = 10T)



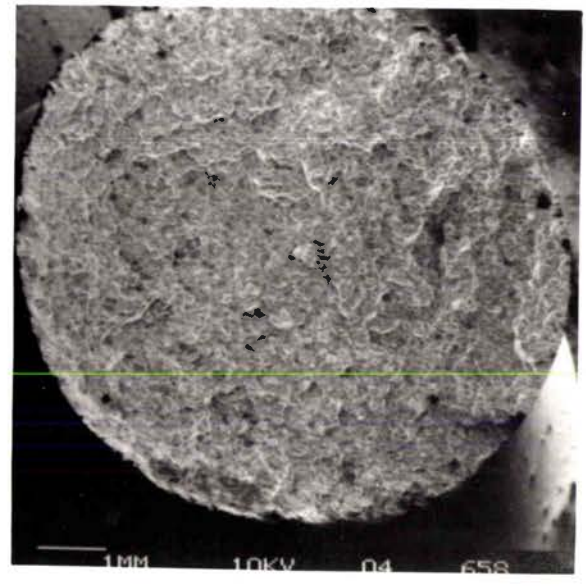
c - Fatigue-relaxation : éprouvette N2V17 (t_{mt} = 30 min)



d - Fatigue-relaxation : éprouvette N2V12 (t_{mt} = 300 min)

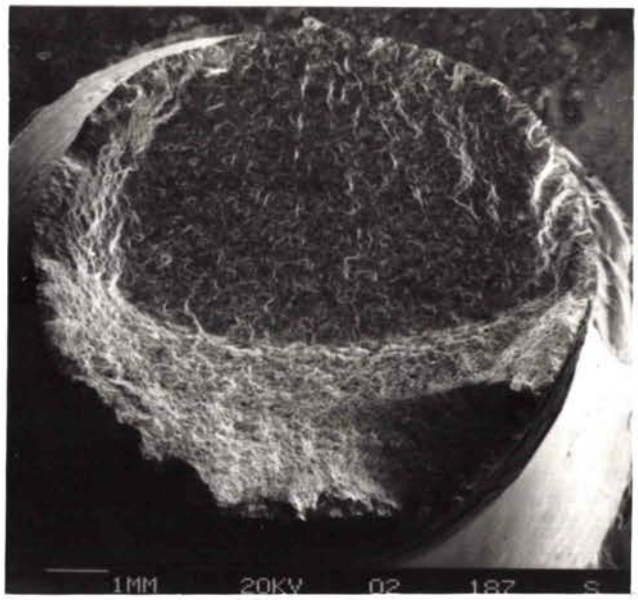


e - Fatigue-relaxation : éprouvette N2V9 (t_{mt} = 1440 min)

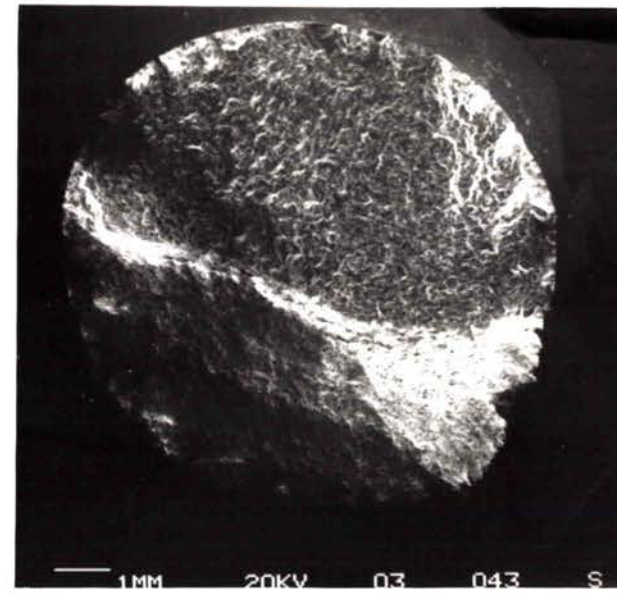


f - Fatigue-relaxation : éprouvette N2V30 (t_{mt} = 10 080 min)

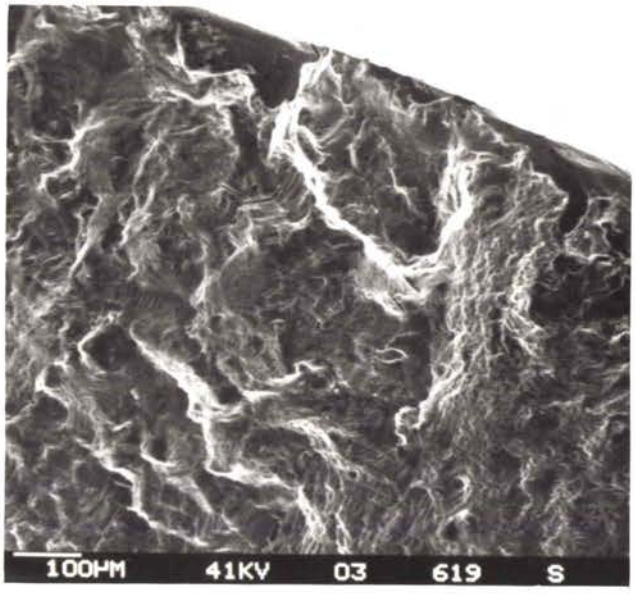
Figure V-26 — Évolution de l'aspect macroscopique du faciès de rupture en fonction de la durée de maintien en traction. Alliage 800 grade 2 à l'état vieilli 3000 h à 550°C - $\Delta\epsilon_t$ = 1,5 % à 550°C.



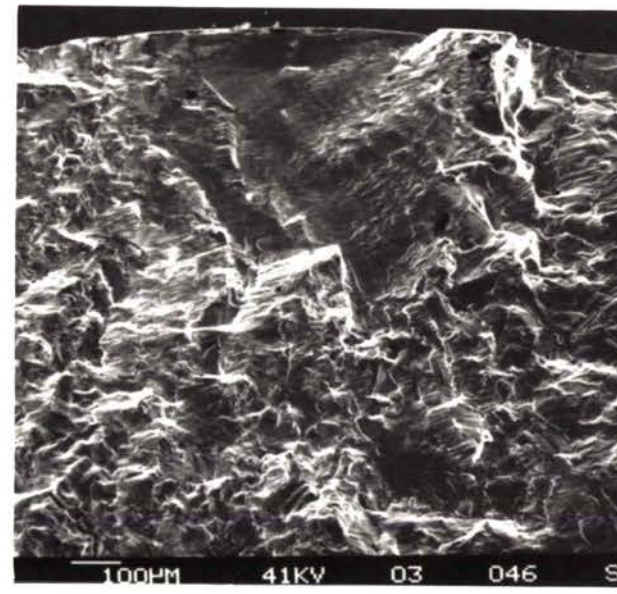
a - Aspect macroscopique



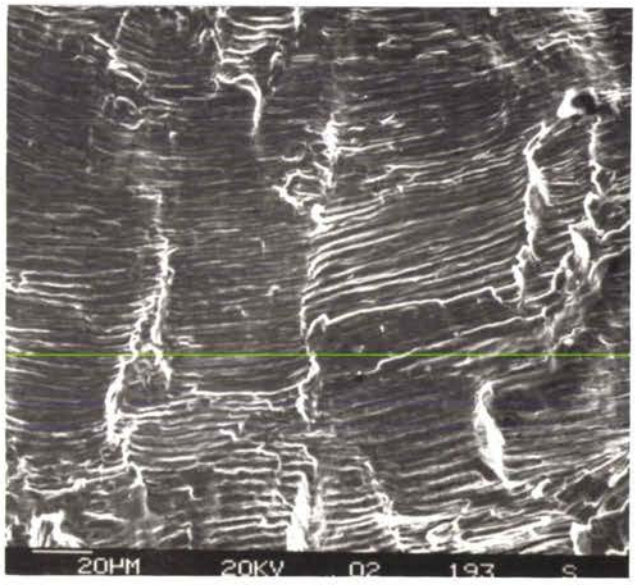
d - Aspect macroscopique



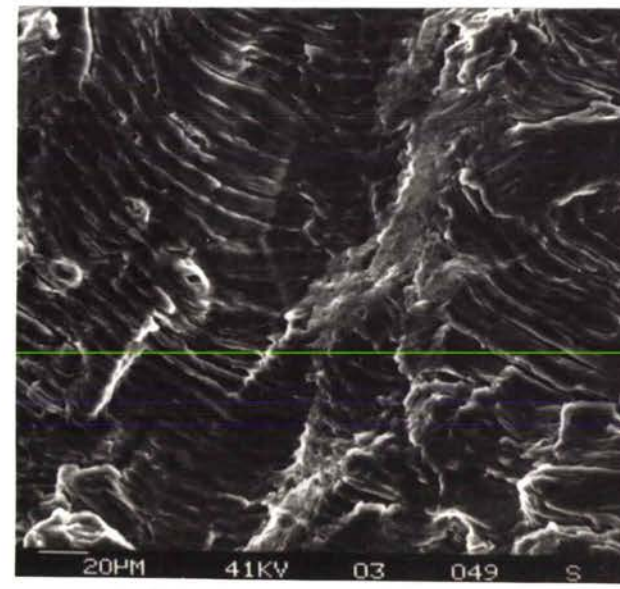
b - Site d'amorçage principal



e - Site d'amorçage principal



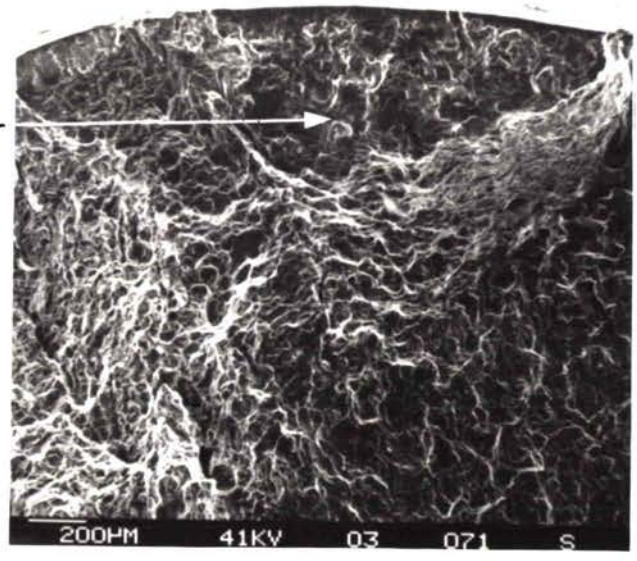
c - Stries de fatigue
Éprouvette N2R23 : état de réception



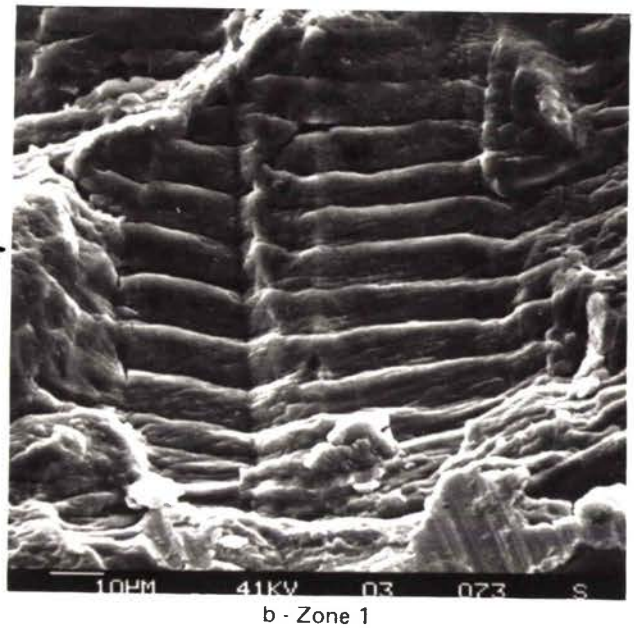
f - Stries de fatigue
Éprouvette N2V10 : état vieilli

Figure V-27 — Faciès de rupture en fatigue continue sur les états de réception et vieilli 3000 h à 550°C : aspect des sites d'amorçage et des stries de fatigue - $\Delta\epsilon_t = 1{,}5\ \%$ - $\theta = 550°C$.

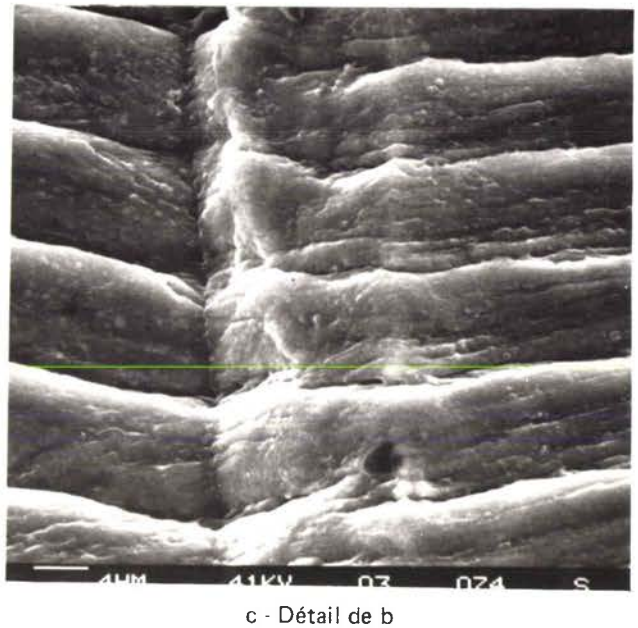
Éprouvette : N2V2 - t_m = 30 min C



a - Site d'amorçage secondaire

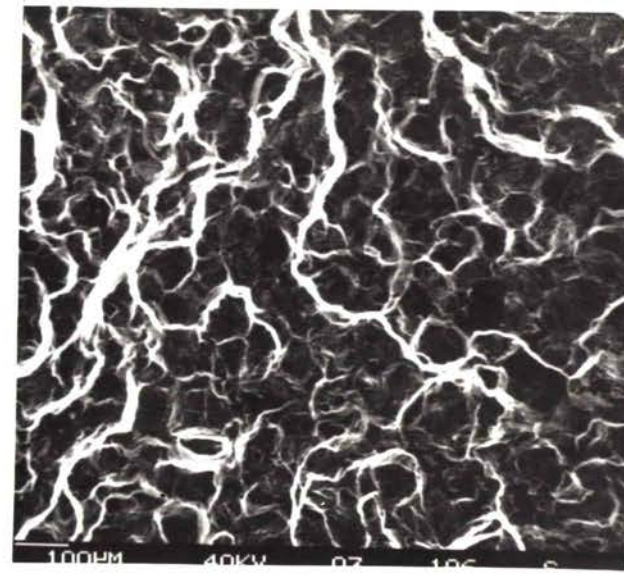


b - Zone 1

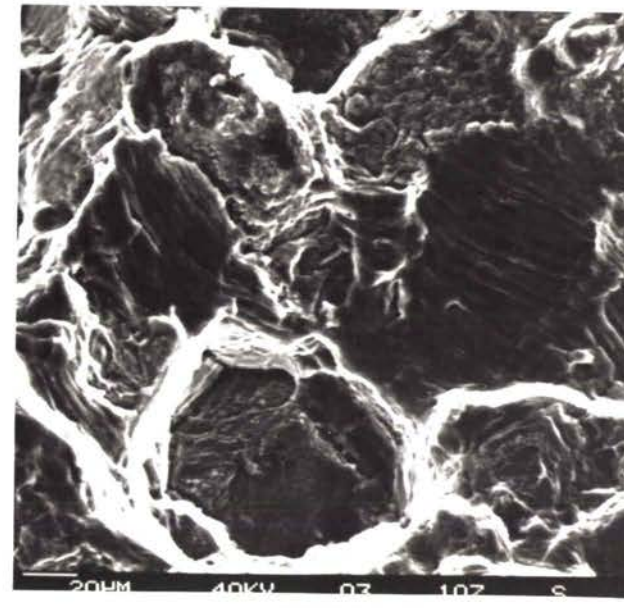


c - Détail de b

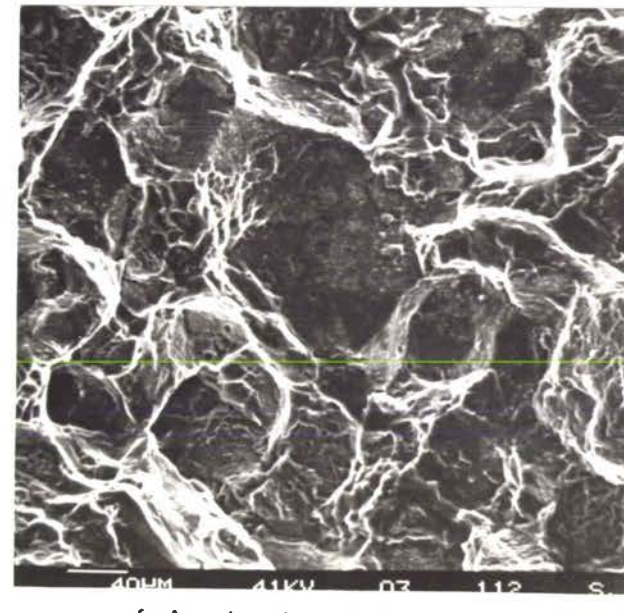
Éprouvette : N2V17 - t_m = 30 min T



d - Zone d'amorçage principal



e - Détail 1 de d



f - A environ 1 mm du bord du faciès

Figure V-28 – Comparaison des faciès de rupture avec maintien en compression et avec maintien en traction. Alliage 800 grade 2 à l'état vieilli 3000 h à 550°C - $\Delta\epsilon_t$ = 1,5 % - θ = 550°C - t_m = 30 min.

états présentent des facies de rupture identiques complètement intergranulaires (figures V-29 et V-30) fragiles. Ces facies sont tout-à-fait similaires à ceux observés précédemment sur les éprouvettes rompues en fluage pur (§ IV). Le fluage apparaît donc dominant dans la rupture pour les longues durées de maintien. On note, pour les maintiens supérieurs ou égaux à 24 h, que les facettes de grains présentent une plus grande rugosité (figure V-30 c et f).

* En fatigue-relaxation avec maintien en compression, le facies de rupture reste transgranulaire à stries (figure V-28,a,b,c) identique à celui de fatigue continue. L'endommagement de fluage, s'il existe, n'intervient donc pas dans la rupture de l'éprouvette.

V.3.3.2 - *Observations en microscopie optique sur coupes métallographiques*

Les éprouvettes rompues ont été observées sur coupes longitudinales polies (plan de coupe axial). Les échantillons ont été nickelés et ont subi une répétition de polissages mécanique et électrolytique suivi d'une légère attaque finale facilitant la mise en évidence des fissures. Les conditions de préparation de ces coupes métallographiques sont détaillées en annexes (V-C) et (V-D).

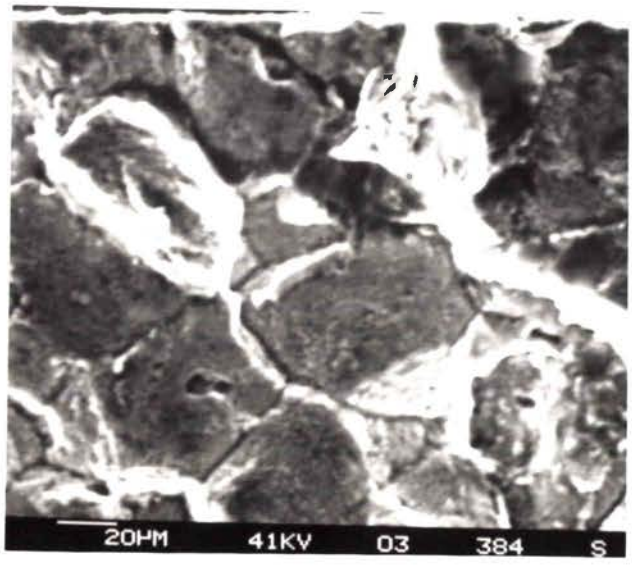
Ces examens confirment les précédents examens de facies de rupture au MEB et apportent des informations sur la nature et la morphologie des fissures secondaires en surface.

* En fatigue continue (figures V-31-a et V.32-a), ces fissures secondaires sont entièrement transgranulaires, aussi bien l'amorçage que la propagation. Dans la majorité des cas, ces fissures se développent dans des plans perpendiculaires à la sollicitation. Cependant, dans la zone d'amorçage (premiers grains à partir de la surface), certaines fissures suivent un plan à 45° par rapport à l'axe de la sollicitation (figure V-31-a). Cet aspect est caractéristique du stade I tel que décrit en (2) et (13).

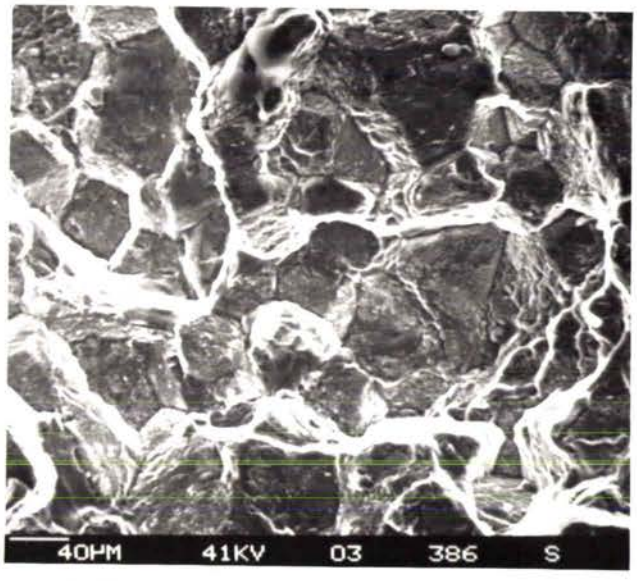
* En fatigue-relaxation avec maintien en compression, la nature de la fissuration est identique à la fatigue-continue.

État de réception

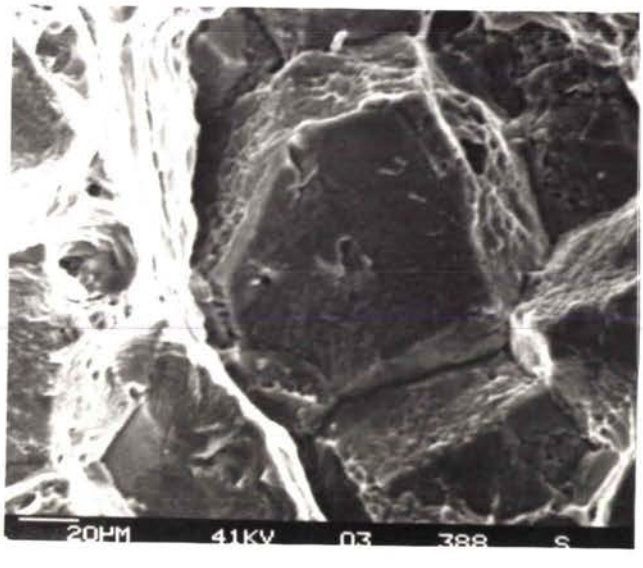
Éprouvette : N2R29 - $t_m = 300T$



a - Site d'amorçage : intergranulaire



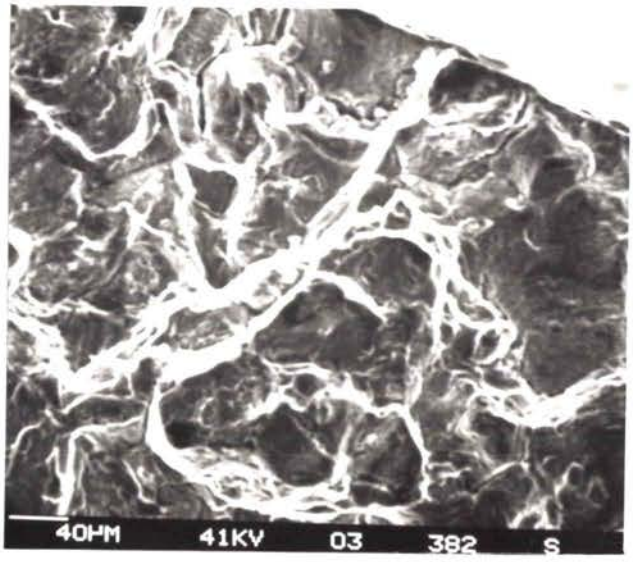
b - Endommagement intergranulaire au centre de l'éprouvette



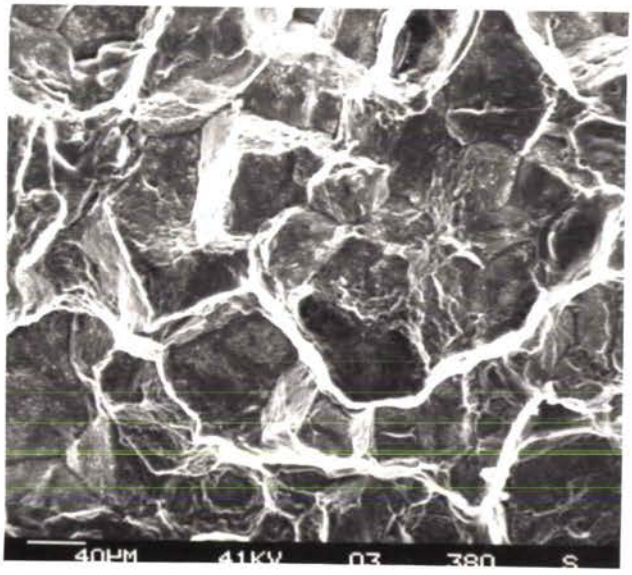
c - Décohésion intergranulaire

État vieilli

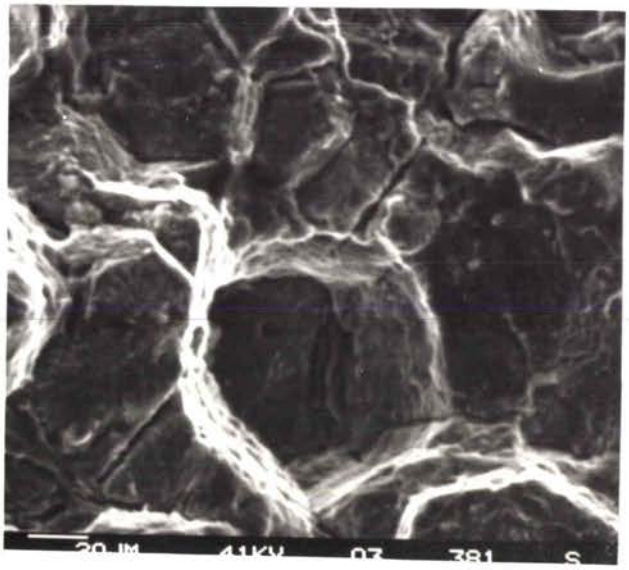
Éprouvette : N2V12 - $t_m = 300T$



d - Site d'amorçage : intergranulaire



e - Endommagement intergranulaire au centre de l'éprouvette

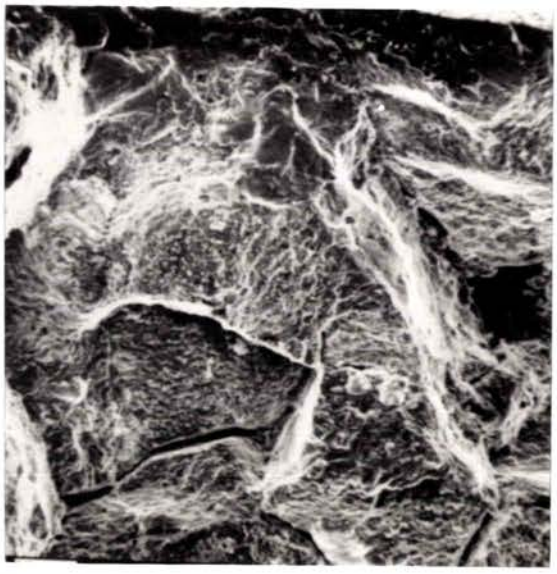


f - Décohésion intergranulaire

Figure V-29 — Faciès de rupture en fatigue-relaxation sur les états de réception et vieilli 3000 h à 550°C. $\Delta\epsilon_t = 1{,}5\ \%$ - $\theta = 550°C$.

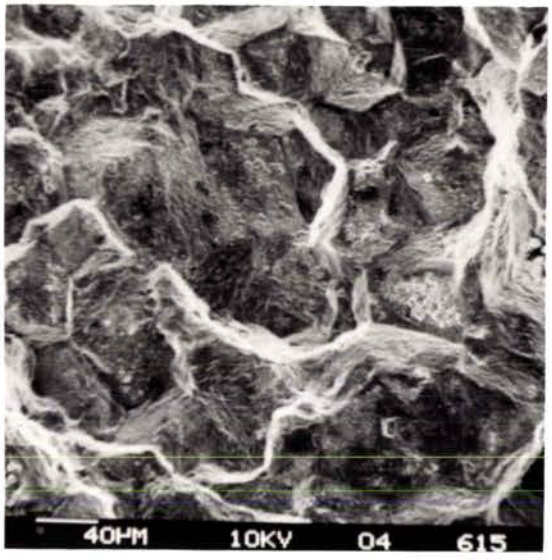
État de réception

Éprouvette : N2R58 - t_{mt} = 1440 min

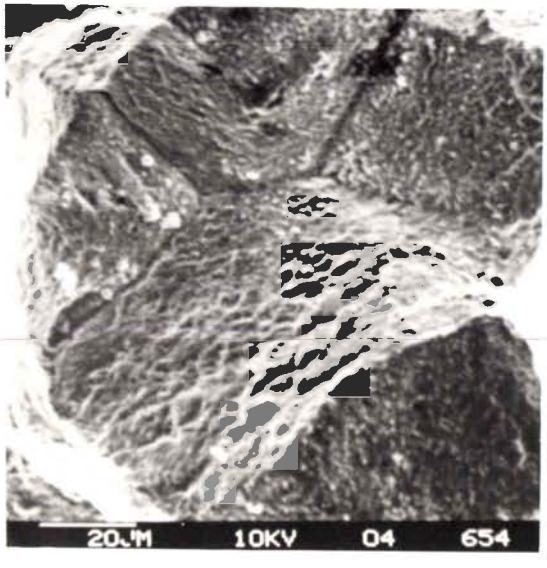


20 μm

a — Site d'amorçage intergranulaire



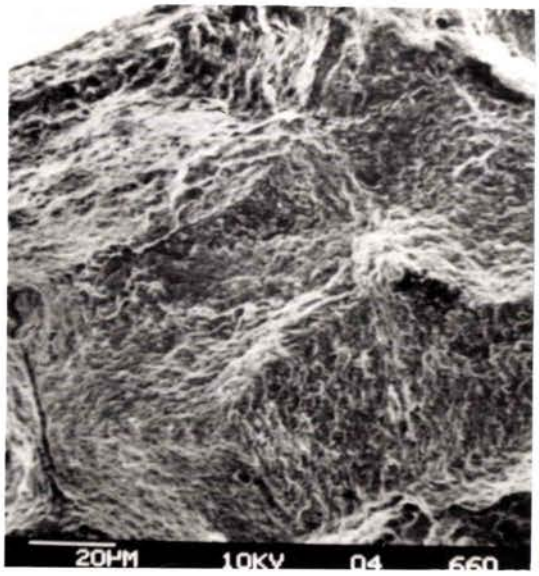
b - Faciès intergranulaire au centre de l'éprouvette



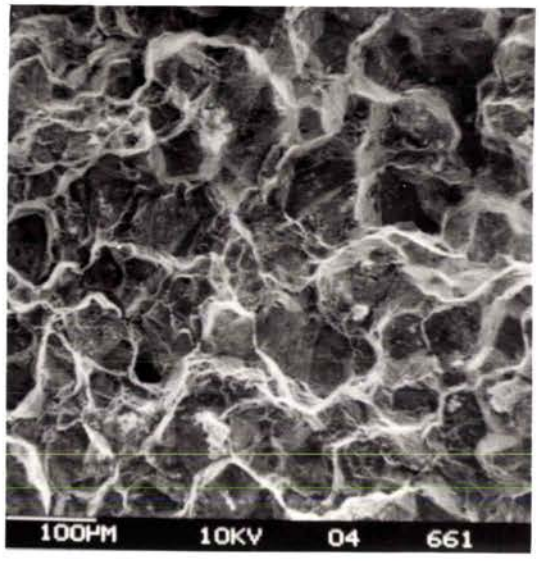
c - Détail de b

État vieilli

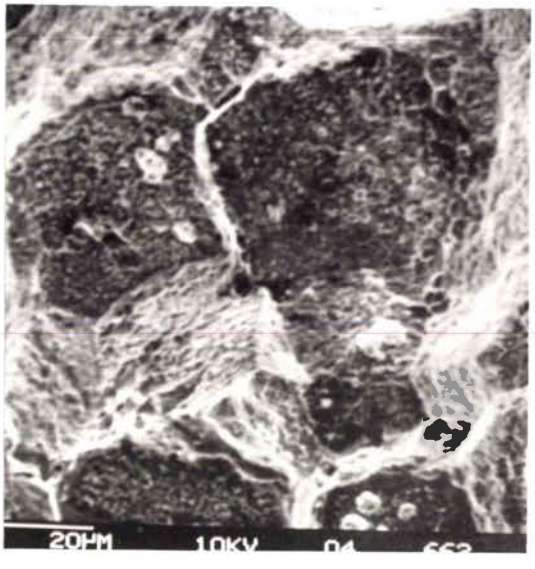
Éprouvette : N2V30 - t_{mt} = 10 080 min



d - Site d'amorçage intergranulaire



e - Faciès intergranulaire au centre de l'éprouvette



f - Détail de e

Figure V-30 — Faciès de rupture en fatigue-relaxation sur les états de réception et vieilli 3000 h à 550°C
$\Delta\epsilon_t$ = 1,5 % - θ = 550°C.

* En fatigue-relaxation avec maintien en traction le cheminement (amorçage et propagation) des fissures devient complètement intergranulaire quand la durée du maintien dépasse 90 min pour l'état de réception (figure V-31c,d,e) et 30 min pour l'état vieilli (figure V-32c,d,e). Pour les durées de maintien courtes la fissuration est transgranulaire pour l'état de réception (figure V-31.b) ou mixte (transgranulaire-intergranulaire pour l'état vieilli, figure V.32.b). Des décohésions intergranulaires sont également présentes dans la masse de l'éprouvette; elles sont situées dans des joints perpendiculaires à la sollicitation et particulièrement nombreuses au devant des fissures secondaires et près de la rupture principale où les déformations subies sont plus importantes.

A fort grandissement (figure V.33), on peut observer différents types de décohésions intergranulaires :

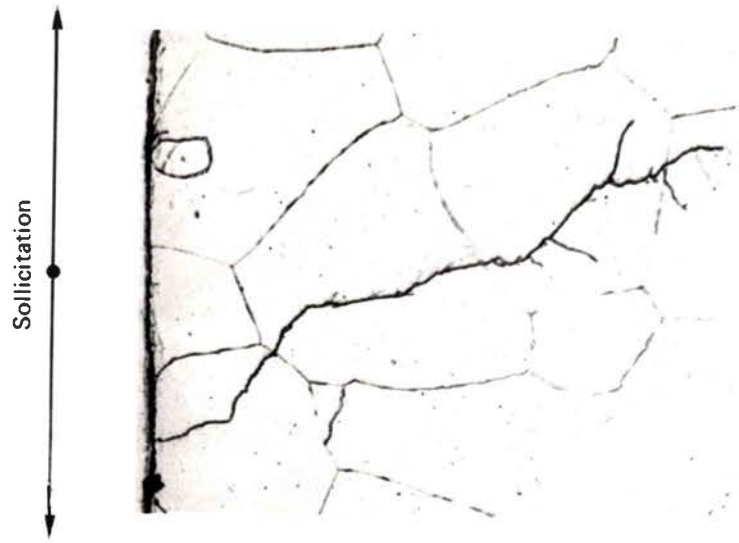
- les décohésions aux points triples, pouvant s'étendre sur une ou plusieurs facettes;
- les cavitations le long des joints.

Si l'on rapproche ces observations de la description faite par (14,15) des différents mécanismes de germination de la décohésion intergranulaire de fluage, comme le montre la figure V.34, les décohésions aux points triples peuvent être attribuées au glissement intergranulaire. Par contre, à l'échelle utilisée le long des joints, il n'est pas possible de conclure si les cavitations le long des joints sont dues à la déformation et à la condensation de lacunes sur des précipités intergranulaires où sont crées à l'intersection des bandes de glissements et des joints de grains.

V.3.3.3 - *Observations au MEB du fût des éprouvettes*

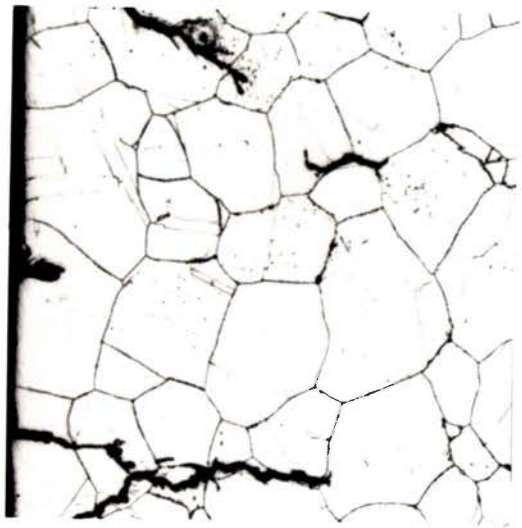
La surface libre du fût des éprouvettes présente, après rupture, de nombreuses fissures secondaires dont la longueur en surface peut atteindre le mm, et ceci, quels que soient la sollicitation (fatigue continue ou fatigue-relaxation avec maintien en traction ou en compression) et l'état du matériau (réception ou vieilli)(figures V.35, V.36 et V.37).

En fatigue continue et en fatigue-relaxation pour les maintiens en traction de courtes durées, ces fissures ont une orientation générale



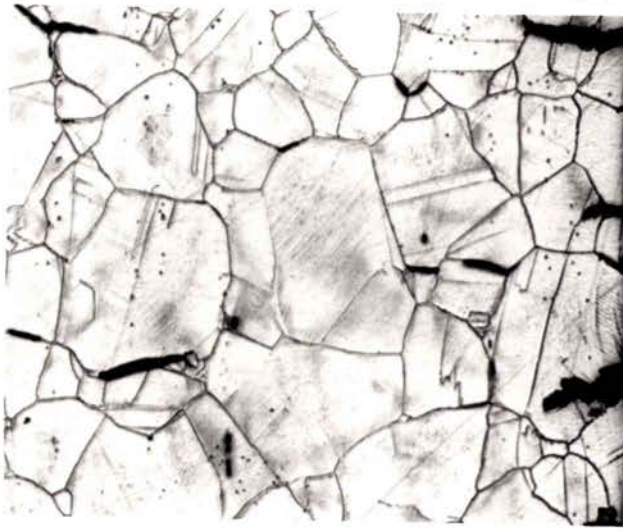
a - x400 — Éprouvette N2R35 - fatigue continue
Amorçage et propagation transgranulaire

Sens de propagation



b - x200 — Éprouvette N2R49, $t_m = 30$ min
Amorçage : transgranulaire
Propagation : transgranulaire

Sens de propagation



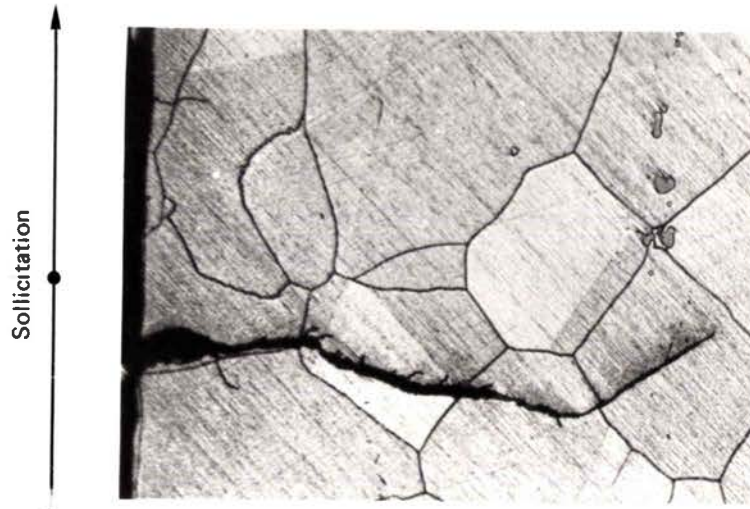
d - x200 — Éprouvette N2R29, $t_m = 300$ min
Amorçage : intergranulaire
Propagation : intergranulaire

Fatigue-relaxation

c - x400 — Éprouvette N2R50, $t_m = 90$ min
Amorçage : trans + intergranulaire
Propagation : intragranulaire

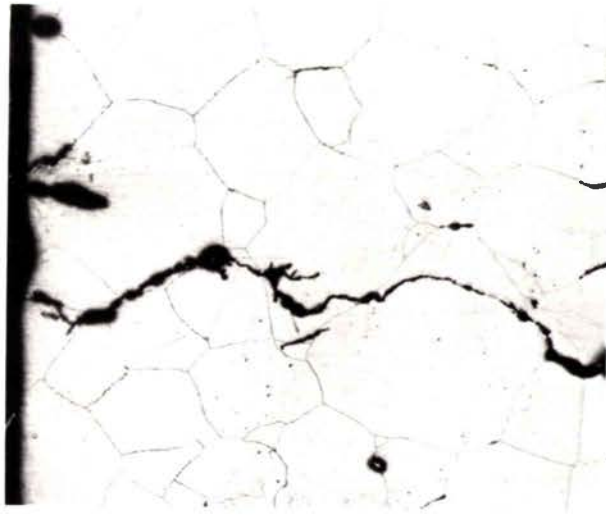
e - x200 — Éprouvette N2R58, $t_m = 1440$ min
Amorçage : intergranulaire
Propagation : intergranulaire

Figure V-31 — Aspects de l'amorçage et de la propagation des fissures sur coupe métallographique longitudinale. État de réception, $\Delta\epsilon_t = 1{,}5\ \%$ - $\theta = 550^{\circ}C$ - $t_m = 0$ à 1440 min en traction.



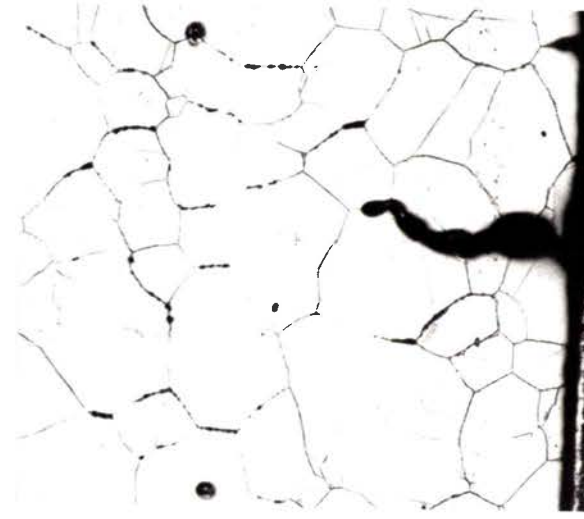
a - x400 – Éprouvette N2V10 - fatigue continue
Amorçage et propagation transgranulaire

Sens de propagation →



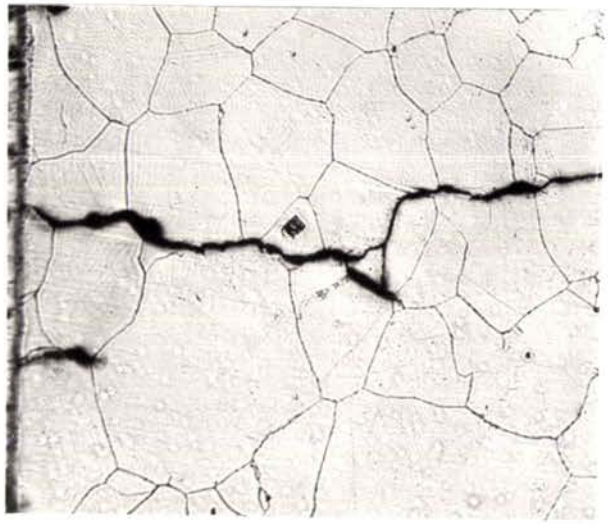
b - x200 – Éprouvette N2V7, $t_m = 10$ min
Amorçage : inter + transgranulaire
Propagation : trans + intergranulaire

Sens de propagation ←

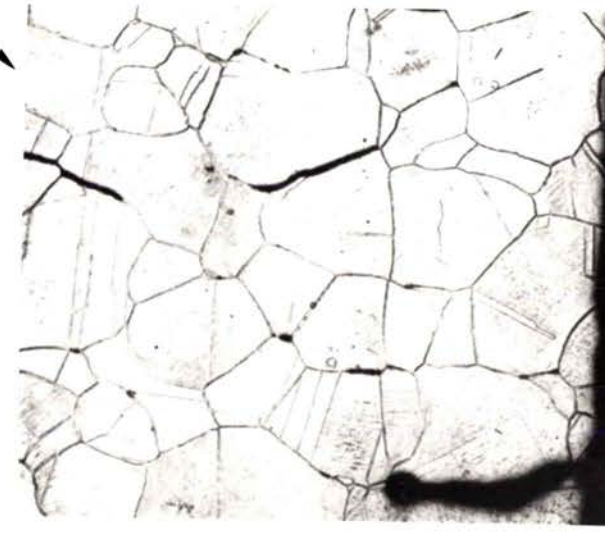


d - x200 – Éprouvette N2V9, $t_m = 1440$ min
Amorçage : intergranulaire
Propagation : intergranulaire

Fatigue-relaxation



c - x200 – Éprouvette N2N17, $t_m = 30$ min
Amorçage : trans + intergranulaire
Propagation : intergranulaire



e - x200 – Éprouvette N2V30, $t_m = 10\,080$ min
Amorçage : intergranulaire
Propagation : intergranulaire

Figure V-32 – Aspects de l'amorçage et de la propagation des fissures sur coupe métallographique longitudinale.
État vieilli 3000 h à 550°C, $\Delta\epsilon_t = 1{,}5\ \%$ - $\theta = 550°C$ - $t_m = 0$ à 10 080 min en traction.

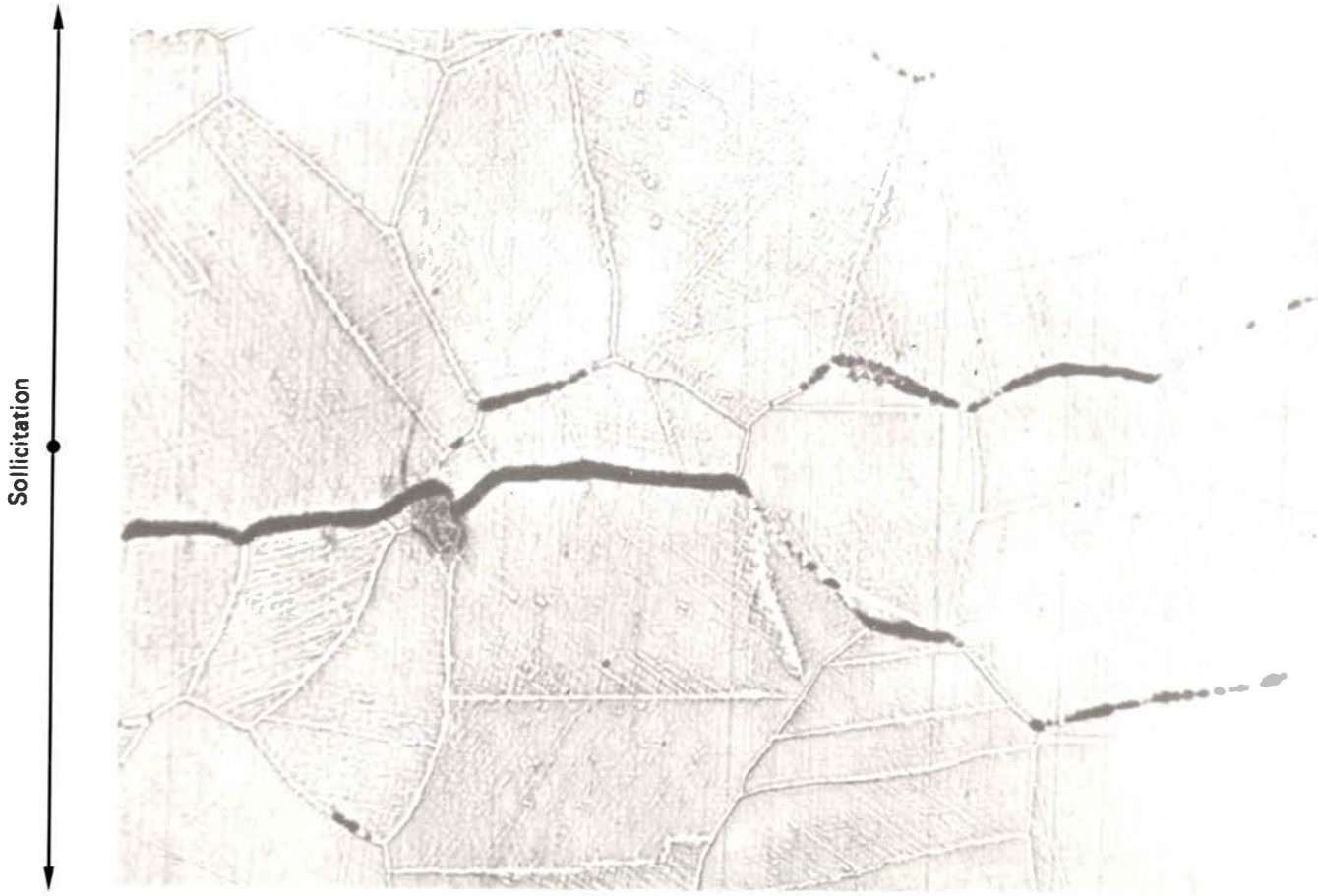
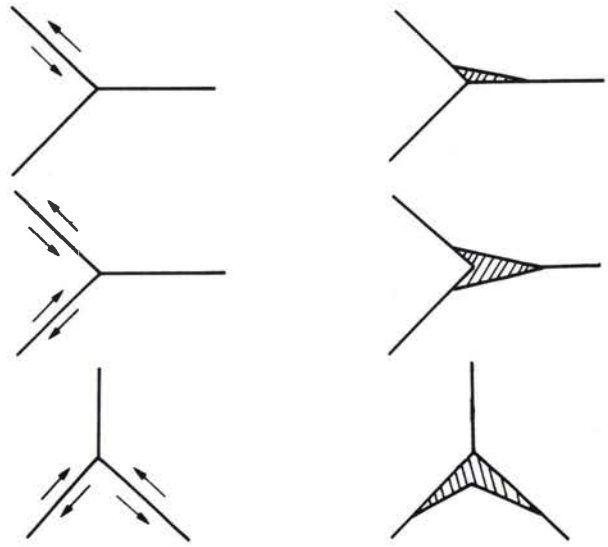
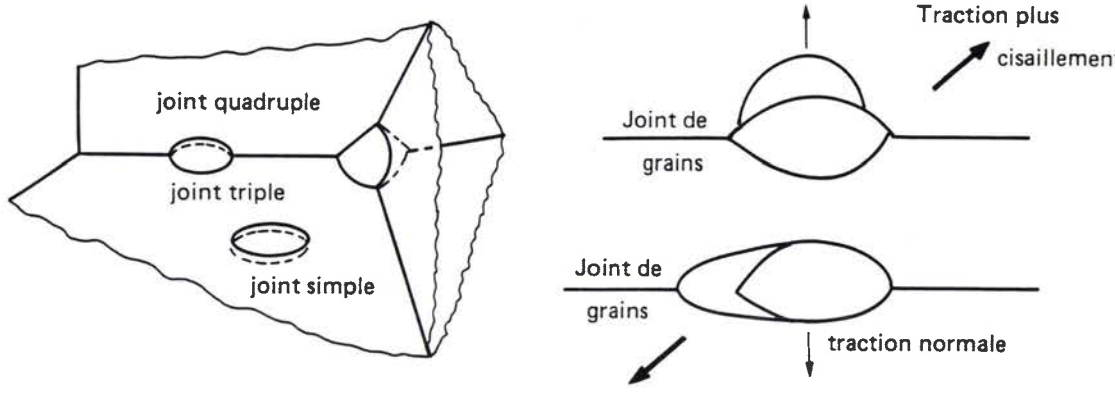


Figure V-33 — Aspects de la formation des décohésions intergranulaires sur coupe métallographique longitudinale. État vieilli, fatigue-relaxation, $\Delta\epsilon_t = 1{,}5\ \%$ - $\theta = 550^{o}C$ - $t_m = 10\,080$ min en traction, éprouvette N2V30. Polissage électrolytique au réactif BEPER sous 40 V puis attaque électrolytique au Nital sous 2 V.

a - Décohésion due au glissement intergranulaire :



b - Cavitation due à la déformation et/ou la condensation de lacunes :



c - Cavitation à l'intersection des bandes de glissement et des joints de grains :

Figure V-34 – Mécanisme de base pour la germination de la décohésion intergranulaire en fluage, d'après B. Quantin (1981) [14].

préférentielle à 45° de la direction de l'effort avec des détachements perpendiculaires à l'effort (figure V.35 a,b,c,d) pour l'état de réception, (figure V.36.a,b) pour l'état vieilli. L'état de surface de l'éprouvette ne permet pas de conclure au caractère transgranulaire ou intergranulaire de ces fissures. Par contre, les examens des facies de rupture (§ V.3.3.1) et des coupes métallographiques longitudinales (§ V.3.3.2) avaient montré le caractère indubitablement transgranulaire de l'amorçage des fissures dans ces conditions. Il s'avère donc que ces fissures superficielles correspondent aux plans cristallographiques qui subissent le cisaillement maximum sous l'effet de la sollicitation. C'est le mécanisme classique du Stade I d'amorçage des fissures de fatigue tel que décrit par Wood (16) (figure V.38).

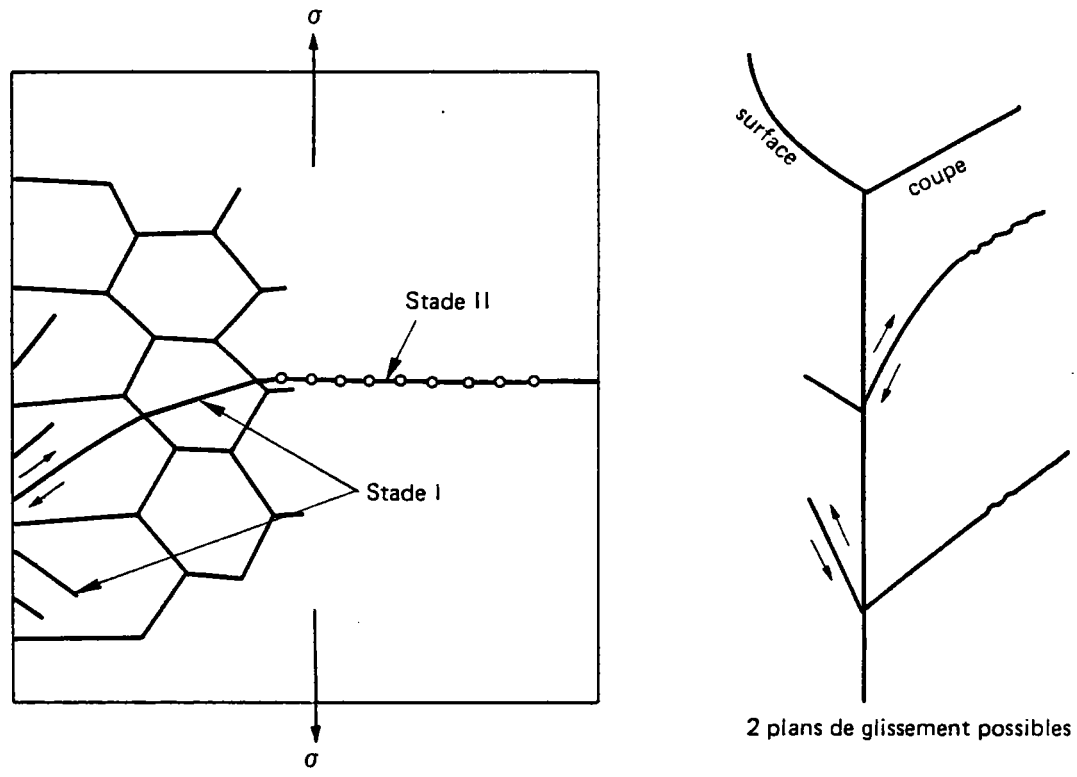


Figure V-38 – Représentation schématique des stades I et II de propagation des fissures de fatigue [16].

En fatigue-relaxation, pour les maintiens de longues durées en traction, l'orientation des fissures est perpendiculaire à l'effort (figures V.35 e et f); pour l'état de réception et(figures V.36 c et d) pour l'état vieilli et leur longueur est plus faible de l'ordre de grandeur de la taille de grain. Ce sont les amorces intergranulaires précédemment observées (§ V.3.3.2) sur coupes métallographiques.

En ce qui concerne la fatigue-relaxation avec maintien en compression: Pour le matériau à l'état de réception on observe les mêmes fissures de grandes dimensions orientées à 45° de la sollicitation (figures V.37.a et b) que celles présentes dans le cas de maintien en tractions de courtes durées (figures V.35.a, b, c, d). Pour l'état vieilli, par contre, les fissures sont perpendiculaires à l'effort, plus courtes et moins nombreuses. Cette différence est à rapprocher de celle observée sur les durées de vie : pour un maintien de 30 min. en compression, la durée de vie en fatigue-relaxation est de 1122 cycles pour le matériau vieilli et de ≅ 700 cycles pour le matériau à l'état de réception.

Une synthèse des modes de rupture observés est présentée dans le tableau V-VIII qui montre que les 2 états du matériau ont des modes de ruptures similaires: transgranulaire à stries en fatigue continue, intergranulaire dominant en fatigue-relaxation dès 30 minutes de maintien en traction. Par contre, aucun dommage intergranulaire n'intervient dans la rupture lors des essais avec maintien en compression.

V.3.3.4 - *Résultats des examens en microscopie électronique en transmission*

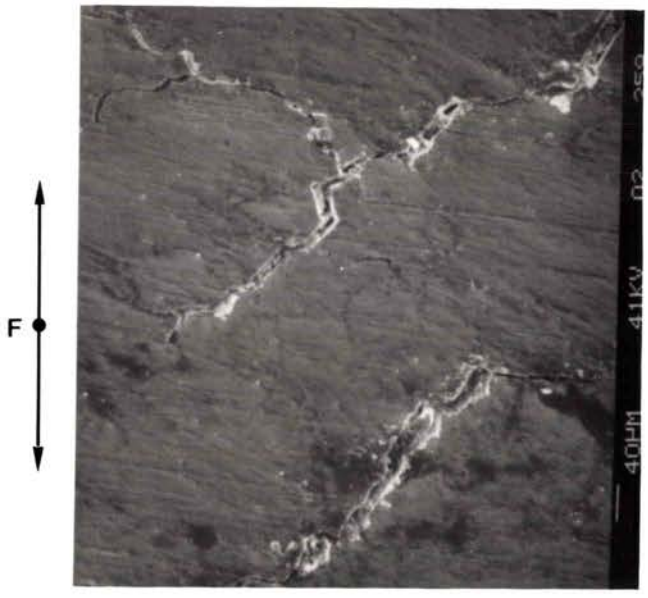
Pour toutes les éprouvettes étudiées, les principales observations microstructurales en microscopie électronique en transmission (M.E.T) sont données dans le tableau V-IX.

V.3.3.4.1 - Fatigue continue sous $\Delta\varepsilon_t$ = 1,5 %

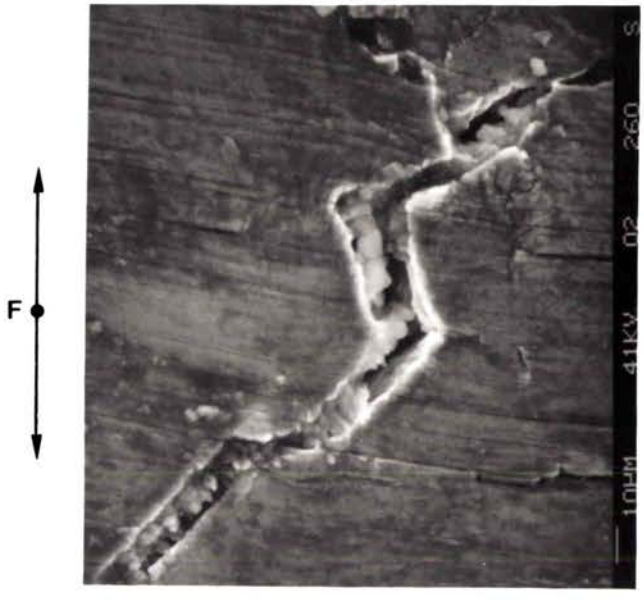
a) Etat de réception

Pour l'essai interrompu après 130 cycles (fin du stade de durcissement), la majorité des dislocations est localisée dans des bandes parallèles aux plans de glissement { 1 1 1 }, comme le montre la figure V-39.a.

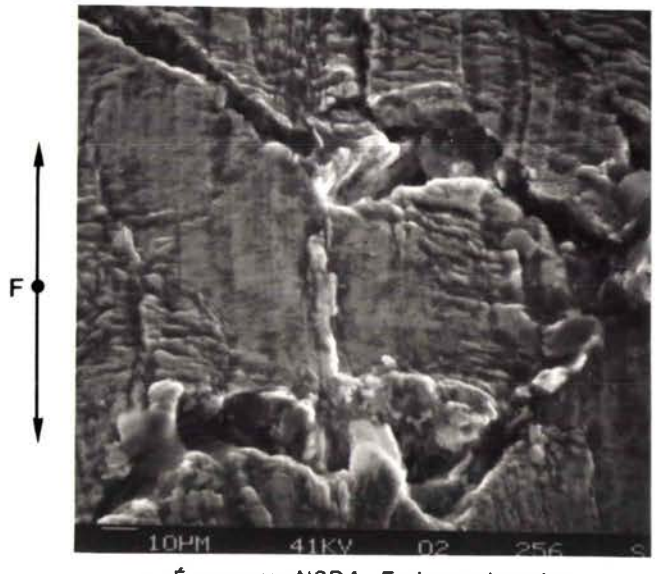
Pour l'essai mené jusqu'à rupture, les examens révèlent une sous-structure de dislocations de type cellulaire (figure V.39.b). On constate que les cellules sont souvent alignées perpendiculairement aux directions (1 1 1) et sont en général mieux définies au voisinage des joints de grains (figure V.39.c).



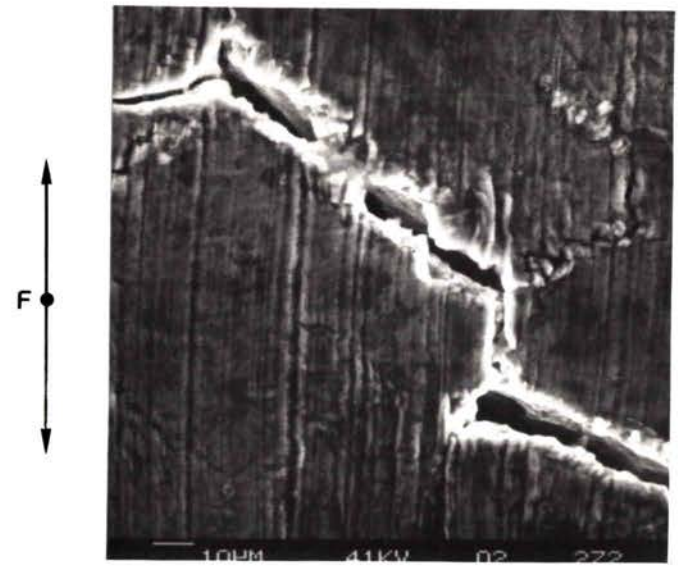
a - Éprouvette N2R23 - Fatigue continue



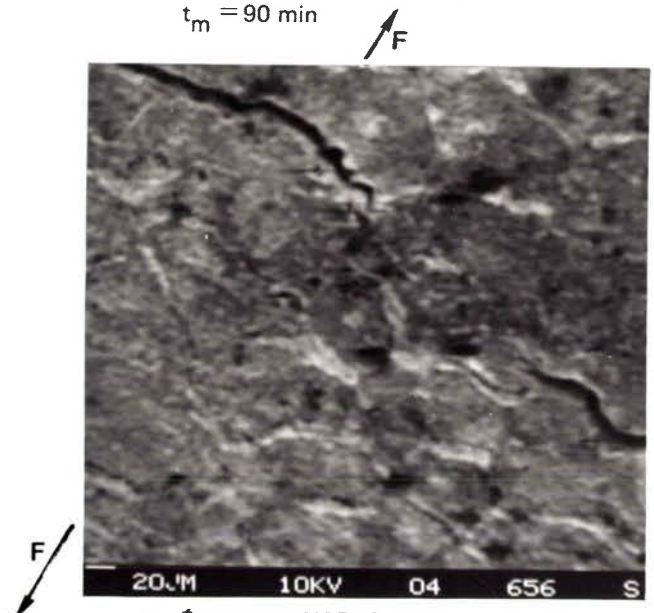
b - Détail de a



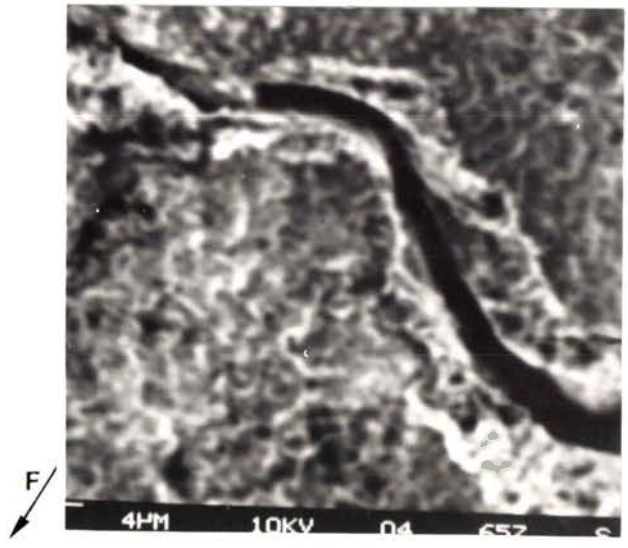
c - Éprouvette N2R4 - Fatigue-relaxation,
$t_m = 10$ min



d - Éprouvette N2R50 - Fatigue-relaxation,
$t_m = 90$ min

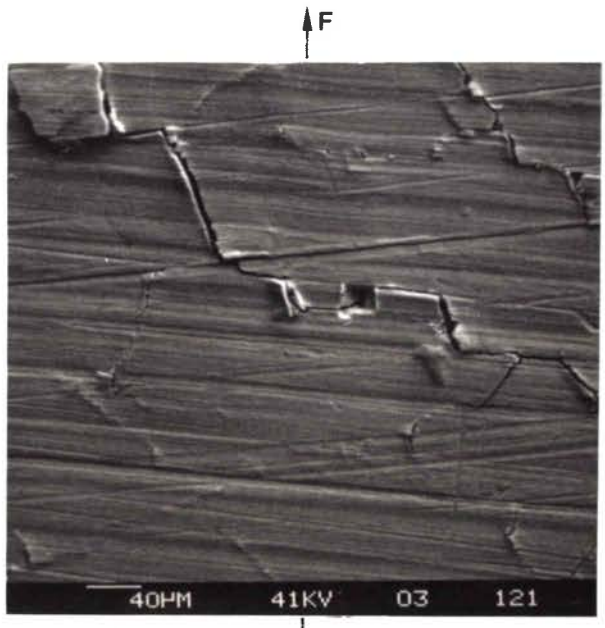


e - Éprouvette N2R58 - Fatigue-relaxation,
$t_m = 1440$ min

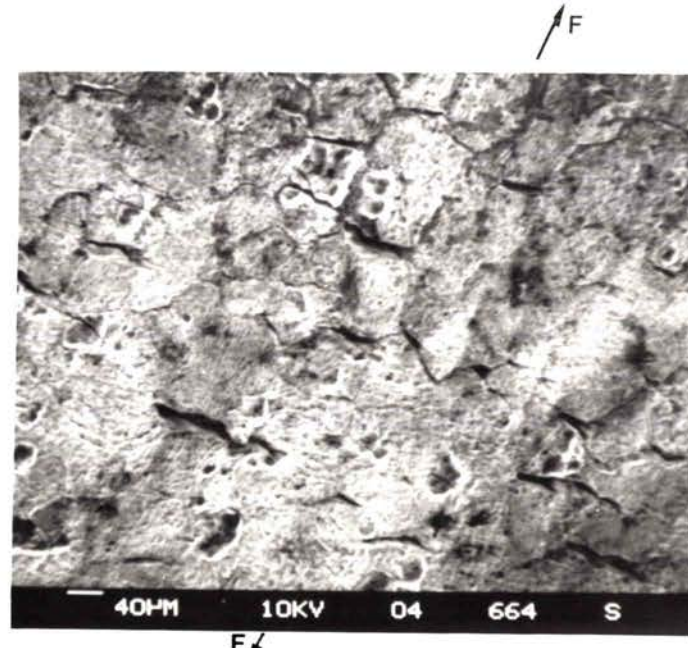


f - Détail de e

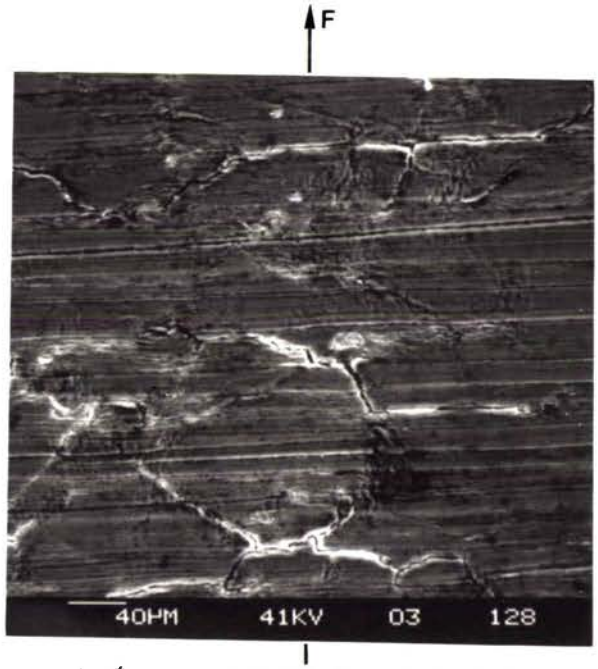
Figure V-35 – Aspect de la surface libre du fût des éprouvettes en Alliage 800 grade 2 à l'état de réception rompues en fatigue continue ou fatigue-relaxation avec maintien en traction sous : $\Delta\epsilon_t = 1{,}5$ % à 550°C.



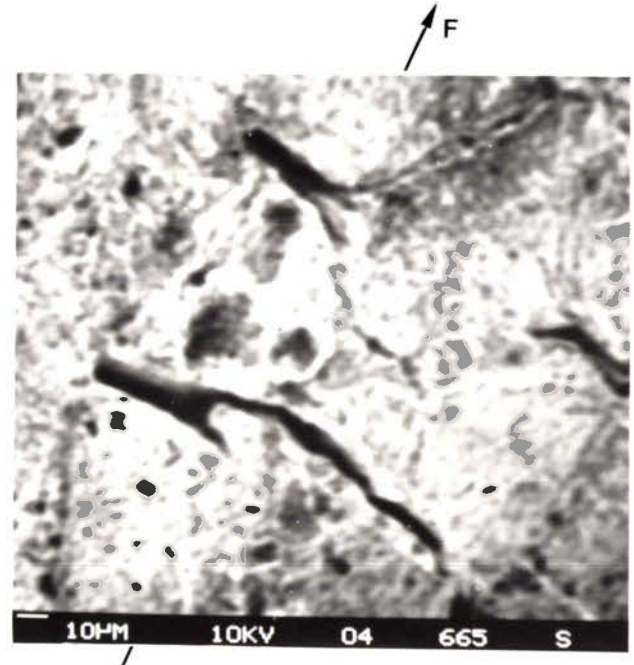
a - Éprouvette N2V10 - Fatigue continue



c - Éprouvette N2V30 - Fatigue-relaxation, $t_m = 10\,080$ min



b - Éprouvette N2V17 - Fatigue-relaxation, $t_m = 30$ min



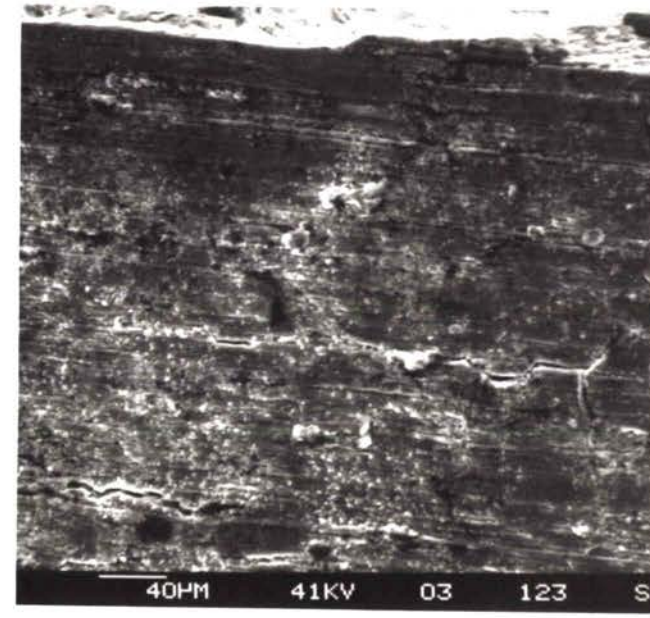
d - Détail de c

Figure V-36 — Aspect de la surface libre du fût des éprouvettes en Alliage 800 grade 2 à l'état vieilli, rompues en fatigue continue ou fatigue-relaxation avec maintien en traction sous : $\Delta\epsilon_t = 1{,}5$ % à 550°C.

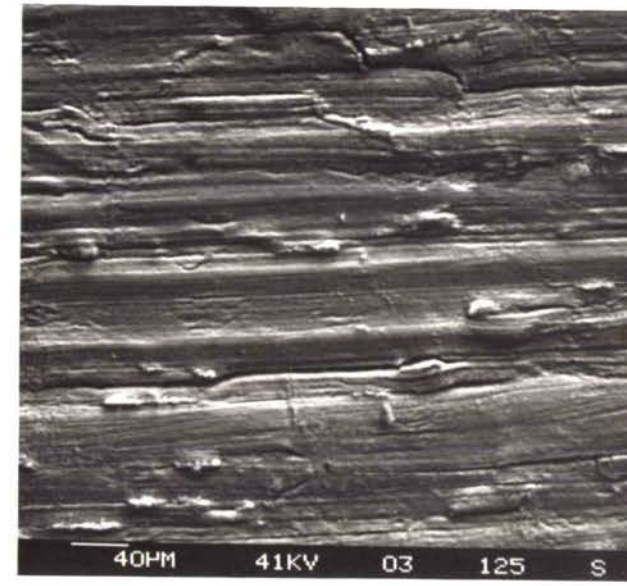
a - Près de la rupture principale

b - Détail de a

F



c - Près de la rupture principale



d - Loin de la rupture principale

État de réception = éprouvette N2R30

État vieilli = éprouvette N2V2

Figure V-37 – Aspect de la surface libre du fût des éprouvettes en Alliage 800 grade 2 à l'état de réception et vieilli, rompues en fatigue-relaxation avec un maintien de 30 min compression - $\Delta\epsilon_t = 1{,}5\ \%$ à 550°C.

TABLEAU V-VIII — SYNTHESE DES MODES DE RUPTURE OBSERVÉS EN FATIGUE CONTINUE ET FATIGUE-RELAXATION.

État / t_m (min)	RÉCEPTION	VIEILLI
0	.A : TRANS. .P : TRANS.	.A : TRANS. .P : TRANS.
10 T	.A : TRANS. .P : TRANS.	.A : TRANS. + .P : INTER.
10T + 10C	.A : — .P : TRANS.	
30T	.A : TRANS. + INTER. .P : INTER.	.A : TRANS. + INTER. .P : INTER.
30C	.A : TRANS. .P : TRANS.	.A : TRANS. .P : TRANS.
90T	.A : TRANS. + INTER. .P : INTER.	
300T	.A : INTER. .P : INTER.	.A : INTER. .P : INTER.
1440T	.A : INTER. .P : INTER.	.A : INTER. .P : INTER.
10080T		.A : INTER. .P : INTER.

T = traction
C = compression

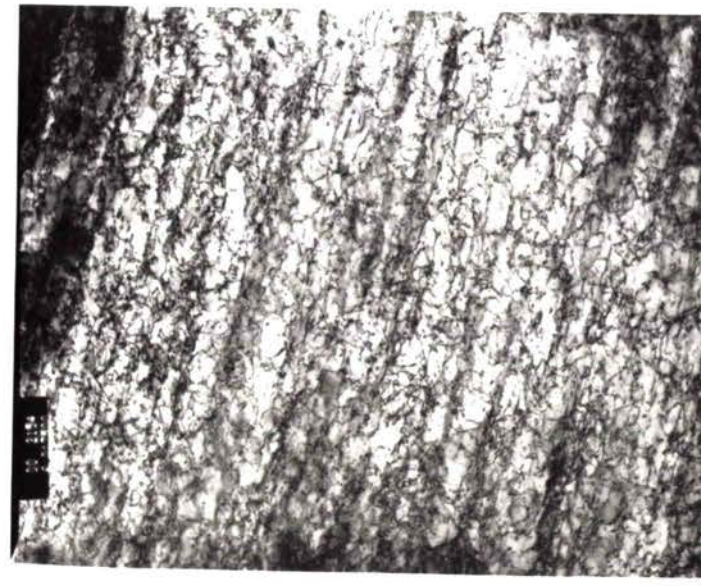
A = amorçage P = propagation
Trans = transgranulaire à stries
Inter = intergranulaire

TABLEAU V-IX – RÉSUMÉ DES PRINCIPALES OBSERVATIONS MICROSTRUCTURALES, FAITES SUR LAMES MINCES, PRÉLEVÉES APRES ESSAIS DE FATIGUE CONTINUE ET DE FATIGUE-RELAXATION.

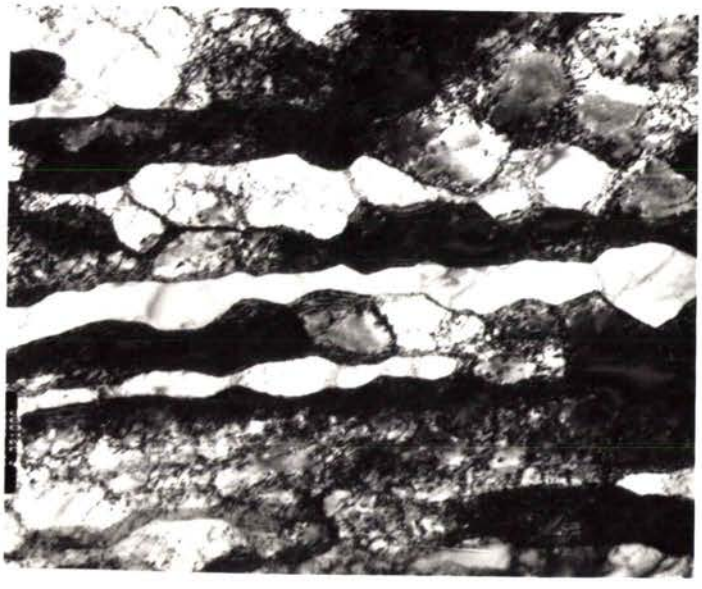
<table>
<tr><td></td><td colspan="2">Fatigue oligocyclique continue</td><td colspan="3">Fatigue-relaxation en traction</td></tr>
<tr><td rowspan="2">États étudiés</td><td rowspan="2">Essai interrompu (100 cycles)</td><td rowspan="2">Essai mené jusqu'à la rupture</td><td colspan="3">Durée de maintien en (min)</td></tr>
<tr><td>30</td><td>300</td><td>10080</td></tr>
<tr><td rowspan="2">ÉTAT DE RÉCEPTION</td><td rowspan="2">Déformation en bandes</td><td rowspan="2">Déformation cellulaire</td><td>L'aspect cellulaire de la déformation est moins marqué.</td><td>La structure cellulaire a quasiment disparu.</td><td rowspan="2"></td></tr>
<tr><td colspan="2">. Précipitation des carbures $M_{23}C_6$ inter et intragranulaire.
. Précipitation intragranulaire de la phase γ'.</td></tr>
<tr><td rowspan="2">ÉTAT VIEILLI 3000 h à 550°C</td><td>Déformation en bandes</td><td>Déformation en bandes</td><td rowspan="2"></td><td colspan="2">– Bandes de déformation avec de très nombreuses dislocations entre les bandes.</td></tr>
<tr><td colspan="2">. Précipitation de la phase γ' (*)
. Précipitation des carbures $M_{23}C_6$ inter(**) et intragranulaire.</td><td colspan="2">– Carbures $M_{23}C_6$ localisées sur les bandes de déformation et dans les joints de grains.</td></tr>
</table>

* La densité de dislocation est importante et ne permet pas de visualiser les précipités de la phase γ'.

** Il est probable que la précipitation intergranulaire des carbures $M_{23}C_6$ soit continue au cours des essais de fatigue-relaxation.



a - (x17 500) — Essai interrompu - Structure en bandes



b - (x21 000) — Aspect général

c - (x51 000) — Aspect au voisinage d'un joint de grains

b, c — Essai à rupture - Structure cellulaire

Figure V-39 — Aspect en microscopie électronique en transmission sur lames minces de la structure de dislocations dans le matériau à l'état de réception après essais de fatigue continue.

b) Etat vieilli 3000 h à 550°C

Pour l'essai interrompu après 100 cycles (fin du stade de durcissement), la déformation est localisée dans de nombreuses bandes parallèles aux plans { 1 1 1 } et distantes d'environ 300 nm. Cependant, dans certains grains, les bandes apparaissent relativement larges (figure V.40.a). Dans d'autres grains, on distingue des dislocations confinées dans leur plan de glissement (figure V.40.b). Il est probable que ces deux sous-structures correspondent à des taux de déformation locale diffèrents d'un grain à l'autre, la seconde étant associée aux taux les plus faibles.

Dans les grains où l'écrouissage est très faible, les dislocations sont associées par paires et semblent avoir glissé sans laisser de boucles autour des précipités de la phase γ' dans leur plan de glissement (figure V.40.c). Cette configuration est caractéristique d'un franchissement des précipités par cisaillement.

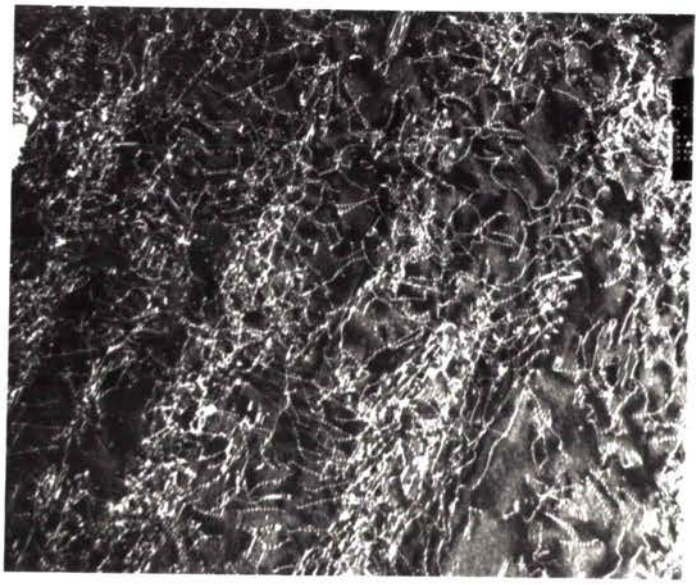
Pour l'essai mené jusqu'à rupture (figure V.41), la déformation est essentiellement localisée dans les bandes relativement larges parallèles aux plans { 1 1 1 } et parfois mal définies (figure V.41.a). Les bandes de déformation semblent souvent ne pas se prolonger jusqu'au voisinage immédiat (environ 0,1 µm) des joints de grains (figure V.41.b).

V.3.3.4.2 - Fatigue-relaxation

a) Etat de réception (figure V.42)

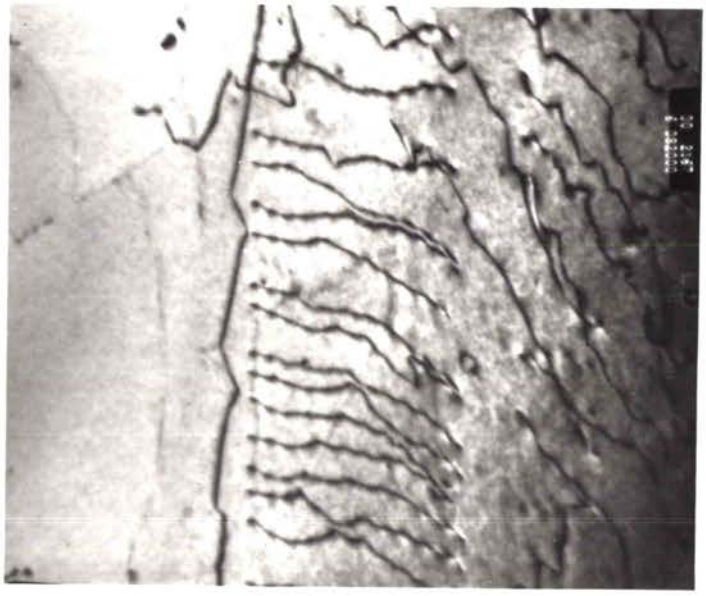
Sur les éprouvettes qui ont subi un essai de fatigue relaxation jusqu'à rupture, les examens révèlent que le caractère cellulaire de la sous-structure est moins marqué qu'en fatigue continue et qu'il s'estompe d'autant plus que la durée de maintien en traction augmente (figures V.42.a et b). Quand celle-ci atteint 300 min. la structure cellulaire a pratiquement disparu au profit d'une structure de déformation homogène.

On observe également des dislocations regroupées en sous-joints de torsion, en général très denses (les dislocations parallèles sont distantes d'environ 8 nm), parallèles aux plans de glissement { 1 1 1 } (figures V.42.c et d).



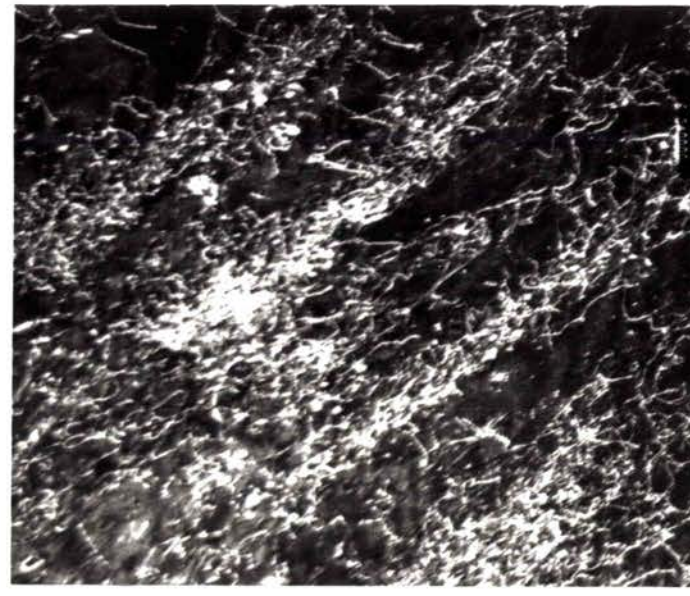
a - (x40 000) — Aspect des bandes champ sombre

b - (x40 000) — Dislocations confinées dans leur plan de glissement

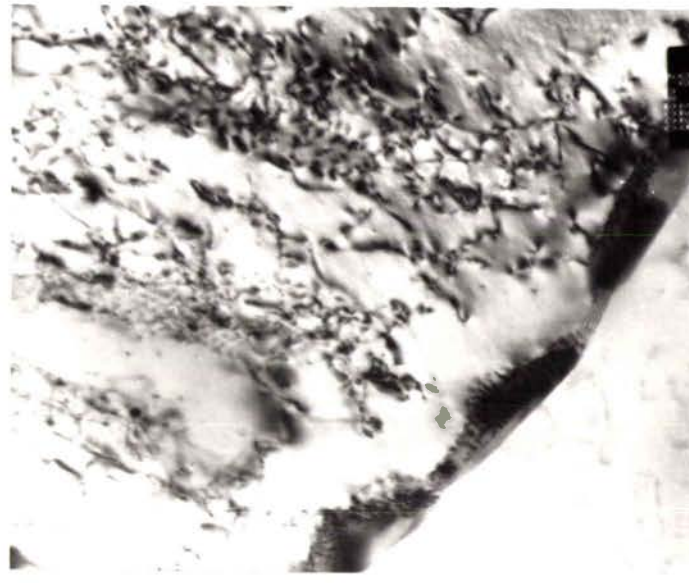


c - (x82 000) — Dislocations associées par paires dans leur plan de glissement

Figure V-40 — Aspect en microscopie électronique en transmission sur lames minces de la structure de dislocations dans le matériau à l'état vieilli 3000 h à 550°C après un essai de fatigue continue interrompu (100 cycles).

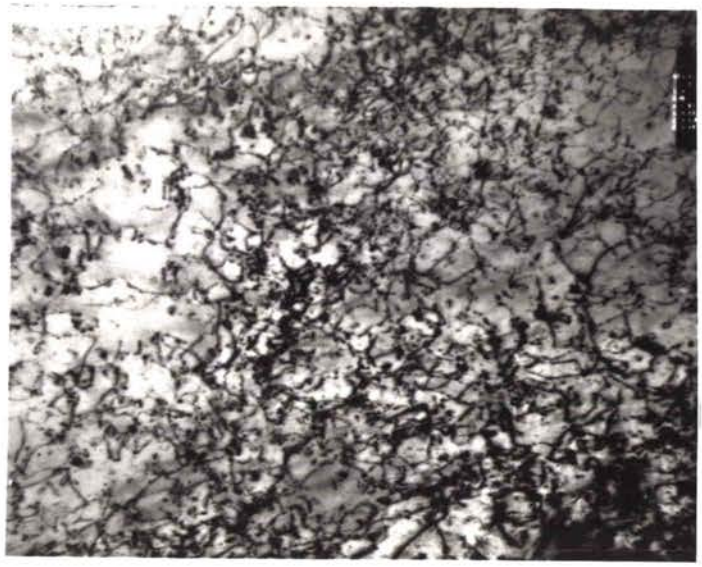


a - (x40 000) — Structure en bandes champ sombre



b - (x82 000) — Disparition de la structure en bande au voisinage des joints de grains

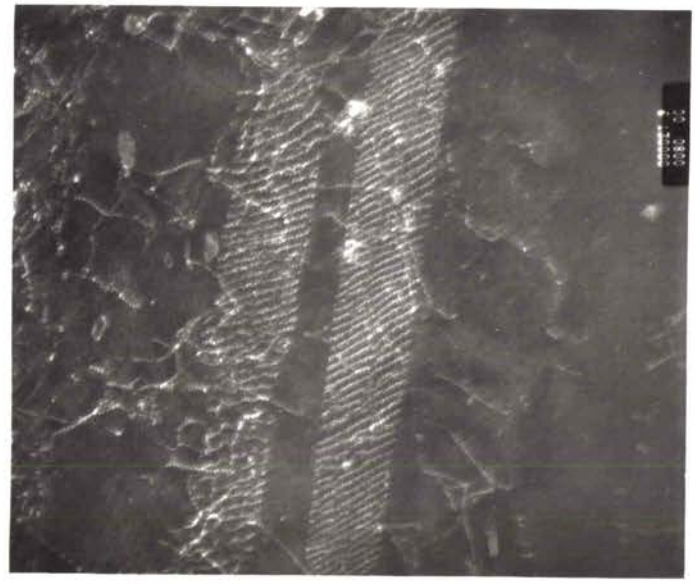
Figure V-41 — Aspect en microscopie électronique en transmission sur lame mince de la structure de dislocations dans le matériau à l'état vieilli 3000 h à 550°C après un essai de fatigue continue (jusqu'à rupture).



a - (x51 000) — Sous-structure de dislocations semi-homogène, $t_m = 30$ min

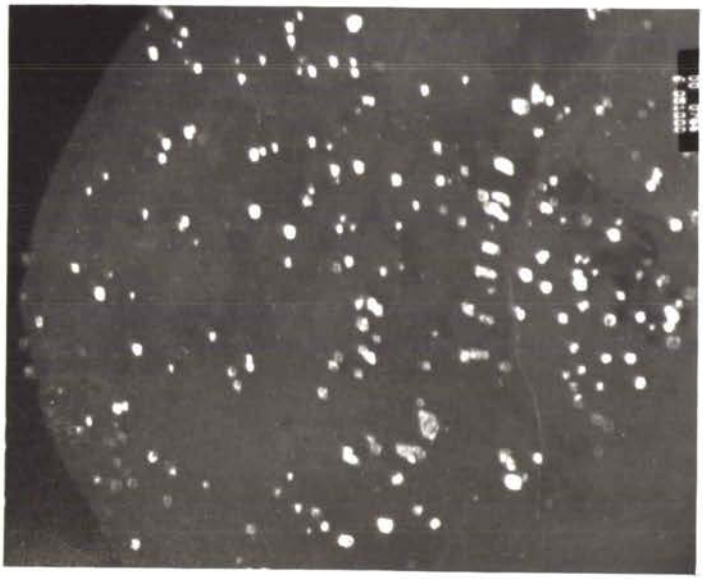
b - (x40 000) — Sous-structure de dislocations homogène $t_m = 300$ min

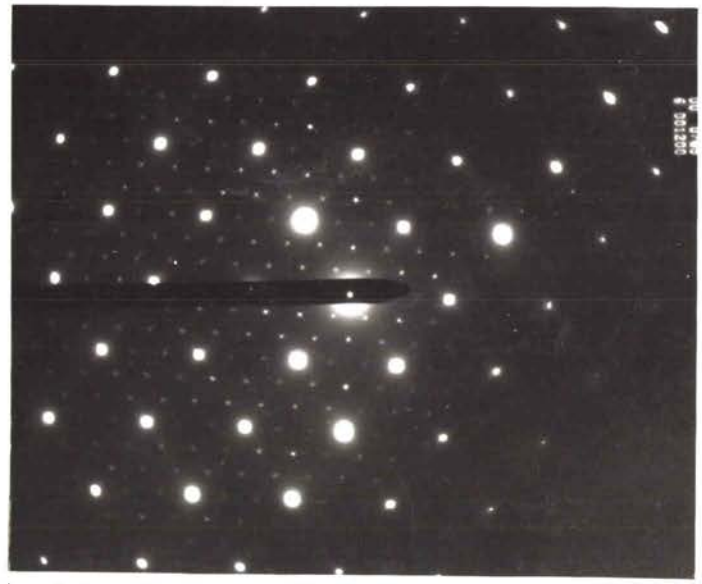
c - (x 130 000) — Une famille de dislocations



d - (x130 000) — Même zone, une autre famille

c, d : Deux sous-joints de dislocations. Champs sombres, $t_m = 30$ min





e - (x51 000) — Précipités intragranulaires de type $M_{23}C_6$, $t_m = 30$ min

Figure V-42 — Aspect en microscopie électronique en transmission sur lames minces de la microstructure dans le matériau à l'état hypertrempé après essais de fatigue-relaxation.

Les examens permettent de mettre en évidence, par rapport à l'état de réception, un accroissement de la précipitation intergranulaire de carbure $M_{23}C_6$ et, surtout l'apparition d'une précipitation intragranulaire de carbures de chrome de même type (figure V.42.e) dont la germination s'effectue toujours sur les dislocations. La densité de ces précipités intragranulaires, qui n'est pas toujours homogène au sein d'un même grain, semble augmenter avec la durée de maintien en traction, c'est-à-dire sans doute, avec la durée totale de l'essai.

b) Etat vieilli 3000 h à 550°C (figure V.43).

Pour les éprouvettes qui ont subi des essais de fatigue-relaxation jusqu'à rupture, les examens révèlent une déformation en bandes avec de nombreuses dislocations en dehors des bandes (figure V.43.a) ou organisées en sous-joints de torsion très denses (les dislocations parallèles sont distantes d'environ 8 nm) parallèles aux plans de glissement { 1 1 1 } (figure V.43.b).

En ce qui concerne la précipitation, on note que les carbures $M_{23}C_6$ apparaissent essentiellement dans les bandes de déformation, qui en contiennent des quantités d'autant plus importantes que la durée de maintien en traction est longue (figure V.43.c). Dans certains grains, la densité de précipités est plus uniforme et le taux de précipitation semble être très important.

Remarque. La forte densité de dislocations empêche de visualiser les particules de phase γ', précipités lors du traitement de vieillissement préalable de 3000 h à 550°C; ou au cours des essais de fatigue-relaxation (état de réception).

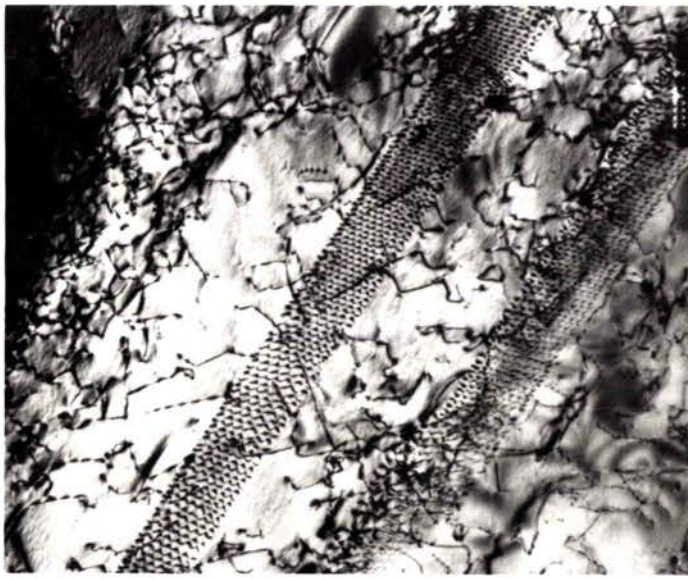
V.3.3.5 - *Discussion*

Les observations microstructurales conduisent à interpréter les résultats des essais de fatigue et de fatigue-relaxation de la façon suivante:

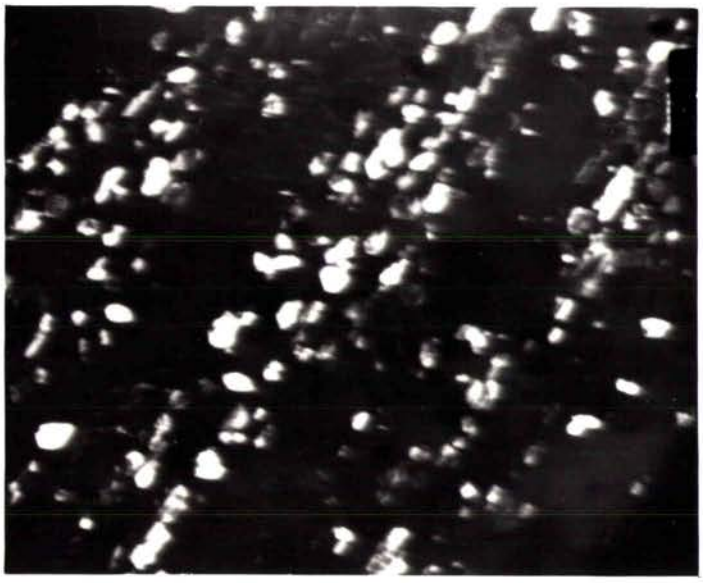
V.3.3.5.1 - Fatigue continue

Pendant les 100 premiers cycles environ, la déformation est faible et présente un caractère planaire pour les deux états de départ considérés. Ceci

a - (x21 000) — Aspect de la sous-structure de dislocations $t_m = 10\,080$ min



b - (x40 000) — Sous-joints de dislocations, $t_m = 10\,080$ min



c - (x82 000) — Précipités de type $M_{23}C_6$ sur des bandes de déformation, $t_m = 10\,080$ min

d - (x40 000) — Précipités de type $M_{23}C_6$ dont la densité dans le grain est relativement homogène, $t_m = 300$ min

Figure V-43 — Aspect en microscopie électronique en transmission sur lames minces de la microstructure dans le matériau à l'état vieilli 3000 h à 550°C après essais de fatigue-relaxation.

est sans doute dû au fait que, dans cet alliage à teneur en chrome élevée, l'énergie de défaut d'empilement est relativement faible. Le durcissement du matériau pendant les premiers cycles n'est donc associé qu'à l'augmentation de la densité des dislocations dans les bandes de déformation.

A partir d'un certain nombre de cycles donc, pour un taux d'écrouissage cyclique donné, la contrainte appliquée devient suffisante pour activer le glissement dévié des dislocations vis qui peuvent alors quitter ces bandes :

* Dans le matériau à l'état de réception, l'homogénéisation de la déformation qui en résulte se traduit par la formation d'une sous-structure de dislocations de type cellulaire; cette homogénéisation provoque une légère diminution de la contrainte à appliquer lors des cycles ultérieurs.

* Dans le matériau à l'état vieilli, le cisaillement répété des précipités de phase γ' par les dislocations réduit le durcissement structural dans les bandes de déformation privilégiés. L'activation du glissement devrait se traduire dans ce cas par un élargissement des bandes de déformation.

Le léger adoucissement constaté après le stade de durcissement cyclique peut être attribué, dans ce cas, à l'élargissement des bandes de déformation et à la réduction du durcissement par précipitation dans ces bandes.

Il apparaît que, dans les éprouvettes à l'état vieilli, 3000 h à 550°C, la fraction volumique de phase durcissante γ' est insuffisante pour que la déformation plastique soit confinée dans un petit nombre de bandes étroites tout au long de l'essai. Le vieillissement statique préalable n'a donc pas une influence très nette sur le nombre de cycles à rupture en fatigue continue comme cela se produit dans certains superalliages (17) pour lesquels une très forte localisation de la déformation semble ralentir la propagation des fissures transgranulaires. En revanche, cette précipitation de phase γ' est suffisante pour provoquer, par rapport à l'état hypertrempé, une augmentation de l'amplitude de contrainte au cycle stabilisé.

V.3.3.5.2 - Fatigue-relaxation

V.3.3.5.2.1 - Mécanisme probable de la précipitation intragranulaire des carbures $M_{23}C_6$

La germination des carbures intragranulaires s'effectue sur les dislocations au cours des périodes de maintien en traction. En effet, pendant ces périodes de relaxation, les dislocations se déplacent lentement. L'augmentation de la durée de maintien en traction favorise donc la germination et la croissance des précipités.

Il est possible que cette précipitation intragranulaire soit favorisée par la saturation préalable des joints de grains en carbures qui existent dans les éprouvettes de fatigue relaxation prélevées dans le matériau à l'état vieilli. La déformation paraît cependant le principal facteur responsable de la précipitation intragranulaire, car celle-ci est déjà décelable après un essai de fatigue relaxation (avec maintien de 30 min en traction) sur l'état de réception, donc pour durée totale d'essai à 550°C d'environ 450 heures, alors qu'elle n'apparaît pas au bout de 3000 h de vieillissement à la même température.

Lors des cycles de fatigue, les carbures constituent des obstacles au déplacement des dislocations.

V.3.3.5.2.2 - Evolution de l'amplitude de contrainte au cycle stabilisé

a) Etat de réception

Des carbures inter et intragranulaires ainsi que des précipités intragranulaires de phase γ' apparaissent dans le matériau au cours des essais.

Pour les essais avec des durées de maintien en traction inférieures à 30 min, le durcissement par précipitation du matériau est difficilement décelable. En effet, la durée totale de ces essais étant relativement brève (<500 h), les fractions volumiques des précipités intragranulaires des phases γ' et $M_{23}C_6$ restent faibles.

Quand la durée de maintien est supérieure à 30 min, la durée totale de maintien en température est suffisamment longue pour que le durcissement induit par la phase γ' et par les précipités de type $M_{23}C_6$ soit décelable au cours des essais. Il en résulte qu'après le stade de consolidation rapide, l'amplitude de contrainte $\sigma_a(N)$ continue à augmenter lentement au cours des essais (figures V.14 et 17). Le durcissement par précipités se traduit également par une augmentation de l'amplitude de contrainte au cycle stabilisé conventionnel $\sigma_a(N_S)$ quand le temps de maintien t_{mt} croît suffisamment ($t_{mt} \geq$ 90 min, figure V.19).

La germination des carbures intragranulaires sur les dislocations retarde l'établissement d'une sous-structure de type cellulaire et la densité de dislocations s'homogénéise.

b) Etat vieilli 3000 h à 550°C

Dans ce cas, la phase γ' n'a pas une influence très importante sur l'évolution du comportement en fatigue relaxation avec maintien en traction. En effet, la précipitation de cette phase est en général très rapide : elle est achevée en moins de 1000 h à 550°C (18). Elle est donc terminée à l'issue du traitement de vieillissement statique préalable de 3000 h à 550°C. Après ce traitement de vieillissement, l'accroissement de la dureté, consécutif à la coalescence des précipités au cours de l'essai de fatigue reste faible pour les durées totales d'essais considérés (cf. figure III.5).

Dans le matériau vieilli et pour des durées d'essai courtes, la déformation est essentiellement localisée dans des bandes. Il en résulte qu'une fraction volumique relativement faible de carbures, dans la mesure où ils précipitent dans ces bandes, suffit à induire un durcissement rapidement décelable. C'est probablement la raison pour laquelle l'amplitude de contrainte σ_a au cycle stabilisé conventionnel, augmente pour des durées d'essai plus courtes que dans le cas du matériau à l'état de réception.

Il est probable qu'après un stade relativement court, où la germination des carbures dans les bandes de déformation est importante, la précipitation se poursuit essentiellement par croissance. En conséquence, les carbures intragranulaires restent essentiellement localisés dans les bandes de déformation. Quand t_{mt} dépasse 30 min., la durée de maintien en température

est suffisamment longue pour que le durcissement induit par les carbures dans les bandes soit très important. Au cours des cycles de fatigue, la déformation plastique tend alors à se produire de préférence entre les bandes relativement dépourvues de carbures : (la déformation tend donc à s'homogénéiser et l'amplitude de contrainte au cycle stabilisé conventionnel ne dépend plus alors que faiblement du taux de précipitation des carbures $M_{23}C_6$ et donc, de la durée de maintien en traction.

Pour les essais les plus longs, (durée totale $\geq$ 1000 h), les microstructures dans les éprouvettes de l'état de réception et de l'état vieilli 3000 h à 550°C évoluent donc vers une configuration identique caractérisée par la présence de précipités intragranulaires de phase γ' et de carbures $M_{23}C_6$, par la précipitation intergranulaire de carbures $M_{23}C_6$ et par l'homogénéisation de la sous-structure de dislocations. Cette similitude microstructurale est probablement à l'origine de la similitude du comportement en fatigue relaxation des deux états.

V.3.3.5.2.3 - Modes d'endommagement et de rupture

Il est vraisemblable que pour les essais avec des durées de maintien en traction intermédiaires (10 min < t_{mt} < 300 min), l'accroissement de l'endommagement intergranulaire par cycle dans les éprouvettes à l'état vieilli par rapport à celles de l'état de réception, ainsi que la réduction plus importante du nombre de cycles à rupture qui en résulte, soient liés à la différence d'état de précipitation intragranulaire de la phase γ' et, surtout, des carbures $M_{23}C_6$:

- Le durcissement des grains par précipitation des carbures qui est plus intense pour l'état vieilli, facilite le glissement intergranulaire et donc la germination des fissures de fluage aux joints triples;
- La déformation en bandes, consécutive à la présence de la phase γ' dans le matériau à l'état vieilli, accentue les concentrations locales de contrainte dans les joints de grains et facilite ainsi l'amorçage de cavités intergranulaires (15). Pour le matériau étudié, ce dernier mécanisme n'a probablement pas une influence très importante sur le nombre de cycles à rupture. En effet, la déformation n'est pas très localisée (nombreuses bandes relativement larges) et la structure en bandes s'estompe souvent au voisinage des joints de grains. Ce dernier phénomène peut probablement être attribué à une augmentation importante de l'énergie de défaut d'empilement

consécutive à la déchromisation et à l'enrichissement en nickel plutôt qu'à la présence d'une zone dépourvue de phase γ' au voisinage des joints de grains.

V.3.3.6 - *Influence de la déformation sur la sortie du domaine de sensibilité à la corrosion intercristalline*

A l'issue de l'essai de fatigue relaxation réalisé à 550°C avec une durée de maintien de 10080 min en traction, un essai de corrosion intercristalline a permis de constater que le matériau est sorti du domaine de sensibilité à la corrosion intercristalline, ce qui est plus rapide que lors d'un vieillissement statique effectué à la même température (cf. figure III.9).

Il est probable que la présence des dislocations induites par la déformation soit à l'origine de ce phénomène. En effet, d'une part les dislocations accélèrent la diffusion en volume donc, en particulier la réhomogénéisation de la teneur en chrome au voisinage des joints de grains.

D'autre part, ces dislocations permettent la précipitation des carbures intragranulaires de type $M_{23}C_6$ qui piègent une partie importante du carbone libre à l'intérieur des grains. Il en résulte une diminution plus rapide de l'activité du carbone et par conséquent, la concentration en chrome à l'équilibre à l'interface précipité-matrice atteint plus tôt la valeur critique au-delà de laquelle la sensibilité disparaît (13 % at) (19).

V.4 - CONCLUSION

L'analyse des résultats des essais de fatigue-relaxation effectués à 550°C sous $\Delta\varepsilon_t$ = 1,5 %, sur le produit en alliage 800 grade 2 à l'état de réception et à l'état vieilli, conduit aux conclusions suivantes :

a) Pour les maintiens en traction; la réduction de la durée de vie (en cycles) est d'autant plus importante que le maintien est long (réduction d'un facteur de 75 à 80 sur le nombre de cycles à rupture pour un maintien de 24 h et plus de 300 pour t_{mt} = 168h). Cependant, les deux états ont un comportement

similaire, ce qui confirme que le comportement à long terme du matériau est correctement représenté par celui de l'état pré-vieilli.

A noter, enfin, que le résultat obtenu sur l'état vieilli sous $\Delta\varepsilon_t = 0{,}8\%$, $t_{mt} = 90$ min. montre que les évolutions observées à forte déformation se retrouvent aux faibles déformations.

b) Pour les maintiens en compression. L'analyse du comportement du matériau est difficile : pour l'état de réception, la consolidation cyclique est équivalente que le maintien intervienne en traction ou en compression. La réduction de la durée de vie est équivalente quelle que soit la nature du maintien. Par contre, pour l'état vieilli, pour les mêmes durées, le maintien en compression conduit à un nombre de cycles à rupture nettement plus élevé que pour un maintien en traction (réduction limitée à un facteur inférieur à 2 sur le nombre de cycles à rupture pour un maintien de 90 min., par rapport au nombre de cycles à rupture en fatigue continue).

c) Les observations au M.E.B. effectuées sur les faciès de rupture d'une part et en microscopie optique sur coupes métallographiques d'autre part, ont permis:

- d'associer la forte réduction de la durée de vie à l'apparition d'un dommage de fluage à caractère intergranulaire prédominant lorsque la durée de maintien en traction est $\geq$ 300 min pour les deux états et qui semble n'être fonction que de la contrainte relaxée;
- pour la fatigue continue et la fatigue relaxation avec maintien en compression, l'on a constaté un mode de rupture purement transgranulaire à stries.

d) Les examens effectués en microscopie électronique par transmission sur des lames minces prélevées dans les éprouvettes rompues par fatigue continue ou par fatigue relaxation en traction, ont conduit aux principales conclusions suivantes :

* Pour les essais de fatigue continue, la déformation est de type planaire pendant les premiers cycles. Par la suite, la sous-structure prend un caractère cellulaire pour l'état de réception, alors que la déformation reste localisée dans des bandes plus ou moins bien définies pour l'état vieilli. Il apparaît,dans ce dernier cas,que la fraction pondérale de la phase durcissante

γ' précipitée lors du traitement de vieillissement préalable n'est responsable que d'une légère augmentation de l'amplitude de contrainte au cycle stabilisé. Elle est en effet insuffisante pour confiner la déformation dans un petit nombre de bandes étroites.

* Au cours des essais de fatigue relaxation, il se produit une précipitation intragranulaire de carbures de chrome de type $M_{23}C_6$ sur les dislocations. Cette précipitation provoque, dans les deux états, une augmentation de l'amplitude de contrainte au cycle stabilisé, un accroissement de l'endommagement intergranulaire et une réduction du nombre de cycles à rupture lorsque la durée de maintien en traction augmente.

Cette évolution s'amorce pour des durées de maintien en traction plus courtes dans le matériau à l'état vieilli car, pour cet état, la précipitation se produit dans les bandes de déformation et il suffit d'une fraction volumique précipitée plus faible pour provoquer le durcissement des grains en durcissant les bandes elles-mêmes; dans le matériau à l'état de réception, la précipitation est plus uniforme et retarde seulement la formation de la structure cellulaire pour les durées de maintien les plus longues ($tm_t \geq 24$ h). La microstructure des deux états évolue vers une configuration identique, ce qui se traduit par un comportement semblable en fatigue relaxation à long terme.

REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES DU CHAPITRE V

(1) K. KANZAWA, S. YOSHIDA
"Effect of temperature and strain rate on the high temperature low cycle fatigue behavior of austenitic stainless steels", Sheffield conference IME 1973 - Publication 12, pp. 226-10.

(2) C. LEVAILLANT
Thèse de Doctorat es-sciences présentée à l'Université de Technologie de Compiègne : "Approche métallographique de l'endommagement des aciers inoxydables austenitiques sollicités en fatigue plastique ou en fluage - Description et interprétation physique des interactions fatigue-fluage". Juin 1984.

(3) K. YAMAGUGHI, K. KANAZAWA
"Effect of strain wake shape on high temperature fatigue life of a type 316 steel and application of the strain range partitioning method". Metallurgical transaction. Vol. 11A. Déc. 1980, pp.2019-2027.

(4) J. GRATTIER
"Etude des propriétés de fatigue plastique oligocyclique de l'alliage 800, utilisé pour les tubes des générateurs de vapeur de réacteurs à neutrons rapides refroidis au sodium - 2è partie - 26 juin 81". MT/PVD 502 MAT/T43.

(5) O.H. BASQUIN
"The exponential law for endurance tests", Proceeding of ASME, vol. 10 - pp. 625-630.

(6) Document GTM N° 12
"Etude des propriétés de fatigue plastique oligocyclique de tôles en acier austénitique 18-12 au molybdène à très bas carbone et azote contrôlé. Nuance ICL 167 de C. Loire" HT/PV.D495 - MAT/T43; D. Tech/R.M.A/G.MM 81 - 6652 du 24/2/81.

(7) G. ROBERT et Al.
G.I.S. rupture à chaud. Rapport d'activité 1981-1982 "Influence de la microstructure sur le comportement en fatigue oligocyclique de l'alliage 800 grade 1 à 550°C". C.E.A. - D.M.C.N. Centre d'Etude Nucléaire de Grenoble.

(8) G. ROBERT
Compte rendu D.M.G. N° 16185. G.I.S. "Rupture à chaud". Rapport d'activité 82-84. Etude N° 3 : "Influence de la microstructure sur le comportement et l'endommagement en fatigue oligocyclique et en fatigue-relaxation de l'alliage 800 grade 1 à 550°C".

(9) H.P. LIEURADE
et la Commission Fatigue des Matériaux de la Société Française de Métallurgie "La pratique des essais de fatigue". 1982, PYC, Edition, Paris.

(10) L.F. COFFIN et MANSON
"Transaction of ASME" 1954. Volume 76, pp. 281

(11) J.B. CONWAY
"Short-term tensile and low-cycle fatigue studies of Incoloy 800". Déc. 1969. G.E.M.P. 732.

(12) Document G.T.M. N° 18
"Etude de l'interaction fatigue-fluage entre 550°C et 700°C sur l'acier austénitique 18-12 au molybdène à très bas carbone et azote contrôlé". HT/GTM. D.560 MAT/T43. D. Tech. SRMA (1984) 1359 - Projet du 12 avril 1984.

(13) P. RABBE, C. AMZALLAG
"L'amorçage des fissures de fatigue". Collection Université de Compiègne: "La fatigue des matériaux et des structures", par C. Bathias et J.P. Baïlon pp. 1-105.

(14) B. QUANTIN
"Fragilisation intergranulaire par le plomb en condition de fluage à 0,4 Tf d'alliage d'aluminium à durcissement structural de type A.G.S." Thèse d'Etat. Université Paris Sud-Orsay - Déc. 1981.

(15) M. GUTTMANN
"Mécanismes microscopiques de la germination et de la croissance des cavités et des fissures intergranulaires dans les métaux et alliages à haute température sous sollicitation monotone et cyclique". Rapport E.D.F. HT/COM 530. Décembre 1982.

(16) W.A. WOOD
Phil. Mag. 3. 692. 1958. p. 412.

(17) A. PINEAU
"Dislocations et déformation plastique". Les Editions de Physique, Yravals (1979), p. 383.

(18) E. BLOTAS
Thèse de Doctorat de l'Université de Paris-Sud. Centre d'Orsay : "Influence du rapport Ti/Al sur l'évolution microstructurale, les propriétés mécaniques et notamment la ductilité de fluage de l'alliage 800 grade 1" (Z5 NCTA 33-21). Février 1986.

(19) C. STAWSTON, M. HILLERT
J. Tron. Steel. Inst., (1973), vol. 3, p. 293.

Annexe (V-A)

TABLEAU V-A.I – RÉSULTATS DES ESSAIS DE FATIGUE OLIGOCYCLIQUE CONTINUE A 550°C OBTENUS SUR LA TOLE A L'ÉTAT DE GRADE 2 [4].

E = 159500 MPa

État	Repère de l'éprouvette	Extensométrie – Sens de palpage (1)	Vitesse de déformation totale $\dot{\epsilon}t$ ($10^{-3}.s^{-1}$)	Valeurs au cycle stabilisé : N_S					Valeurs au 1er 1/4 de cycle		Endurance N_R (cycles)
				Variations de déformation totale $\Delta\epsilon t$(%)	Variations de déformation plastique $\Delta\epsilon p$ (%) calculée	Variations de déformation plastique $\Delta\epsilon p$ (%) mesurée	Variations de déformation élastique $\Delta\epsilon e$ (%)	Amplitude de contrainte σa (MPa)	Amplitude de contrainte σao (MPa)	Amplitude de déformation plastique ϵpao (%) calculée	
Réception	R2.B	DD/S	3,7	3,66	2,93	2,84	0,73	580	–	–	162
	R2.D		3,9	1,96	1,38	–	0,58	465	–	–	765
	R2.C		4,4	1,09	0,62	0,61	0,47	373	–	–	2517
	R2.A		5,0	0,62	0,23	0,23	0,39	311	–	–	9905
	R2.3Q	DA/T	5,3	5,29	–	4,48	0,81	644	–	–	79
	R2.2P		5,0	2,52	–	1,83	0,69	548	–	–	266
	R2.2N		4,8	1,21	–	0,71 (2)	0,50	400	–	–	1813
	R2.2K		4,7	0,71	–	0,29	0,42	331	–	–	6535
	R2.2L		4,5	0,67	–	0,25	0,42	331	–	–	7154
	R2.11	A	4,0	4,00	3,25	–	0,75	597	152	1,91	80
	R2.13			2,00	1,37	–	0,63	501	124	0,92	415
	R2.12			2,00	1,37	–	0,63	501	125	0,92	431
	R2.14			1,00	0,54	–	0,46	367	107	0,43	3298
	R2.4		3,7	1,00	0,53	–	0,47	378	98	0,44	(3)
	R2.2			1,00	0,53	–	0,47	375	96	0,44	3617
	R2.1			0,60	0,21	–	0,39	309	90	0,24	7773
Vieilli 1000 h à 600°C	V2.E	DD/S	3,7	3,72	2,89	2,83	0,83	662	–	–	96
	V2.B		4,0	2,00	1,35	1,36	0,65	522	–	–	624
	V2.D		4,5	1,12	0,60	0,61 (4)	0,52	418	–	–	2469
	V2.A		5,0	0,63	0,22	0,19	0,41	326	–	–	13965
	V2.I	DA/T	5,2	5,16	–	4,23	0,93	742	260	2,42	37
	V2.H		5,0	2,52	–	1,78	0,74	593	236	1,11	231
	V2.G		4,8	1,20	–	0,66	0,54	428	209	0,47	1939
	V2.F		4,3	0,64	–	0,20	0,44	352	–	–	12650
	V2.J		4,2	0,63	–	0,20	0,43	342	195	0,19	10633
	V2.3A	A	4,0	2,00	1,35	–	0,65	521	231	0,86	514
	V2.3B			1,00	0,51	–	0,49	391	209	0,37	2625

(1) Extensométrie : DD = diamétrale avec déformation diamétrale imposée ; DA = diamétrale avec déformation axiale imposée ; A = axiale.
Sens de palpage : T = travers long, S = travers court.

(2) Mesuré au cycle 570

(3) Essai interrompu

(4) Mesuré au cycle 690

TABLEAU V-A.II – RÉSULTATS DES ESSAIS DE FATIGUE OLIGOCYCLIQUE CONTINUE A 538°C, OBTENUS SUR LE PRODUIT EN ALLIAGE 800 GRADE 2 [12].

$\Delta\epsilon_t$ (%)	$\Delta\epsilon_{pp}$ (%)	$\Delta\epsilon_e$ (%)	σ_a (MPa)	N_R (cycles)
0,40	0,09	0,31	248	176 616
0,50	0,17	0,33	262	16 526
0,50	0,18	0,32	257	17 280
0,99	0,59	0,40	322	4 684
0,99	0,60	0,39	316	4 550
1,98	1,43	0,55	450	786
1,98	1,44	0,54	441	997
2,97	2,35	0,62	506	374
3,96	3,35	0,61	496	–

Annexe (V-B)

METHODE DE POLISSAGE ELECTROLYTIQUE DES EPROUVETTES DE FATIGUE

1) CONDITIONS EXPERIMENTALES

* Le bain est composé en volume de :

- 10 % d'acide perchlorique (70 % d. 1,67)
- 90 % d'éther monobutylique de l'éthylèneglycol (P.M. 118,18 d. 0,90).

* L'intensité du courant est limitée à ≅ 0,1 A soit ≅ 50 V de tension. Un circuit de refroidissement est prévu, afin que la température reste inférieure à 20°C (figure V.B.1).

* Les éprouvettes sont préalablement nettoyées à l'eau et à l'éthanol, puis dégraissées à l'acétone.

* La durée du polissage est d'environ 40 minutes, mais on doit interrompre l'opération toutes les 10 minutes pour contrôler au microscope optique l'état de surface.

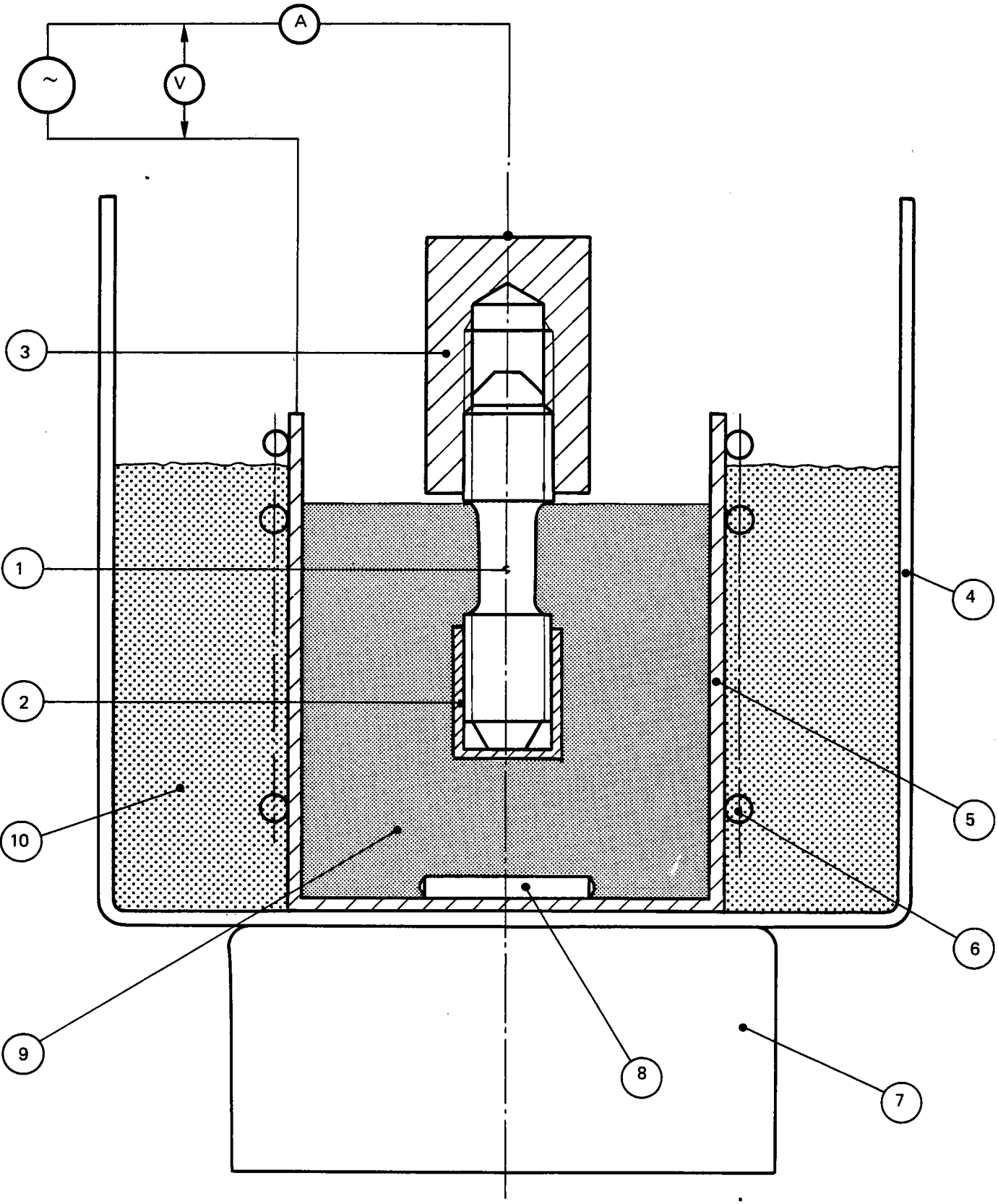


Figure V-B1 — Installation de polissage électrolytique de la partie utile des éprouvettes de fatigue.

Repères	Désignation abrégée	Nombre	Nature	Observations
(10)	Eau			
(9)	Solution d'attaque			
(8)	Agitateur magnétique			
(7)	Support			
(6)	Serpentin de refroidissement			
(5)	Bécher (diamètre int. = 99,5 mm)			- en acier inoxydable
(4)	Bac de refroidissement			- en verre
(3)	Tige filetée (support supérieur de l'éprouvette)			
(2)	Protection de la tête inférieure (scotch)			
(1)	Éprouvette			- Alliage 800 grade 2

NOMENCLATURE

EL GHARAD A.

Désignation

Installation de polissage électrolytique pour éprouvette cylindrique de fatigue-relaxation FFL2

E.D.F. Les Renardières
Laboratoire : F (EMA)

Annexe (V-C)

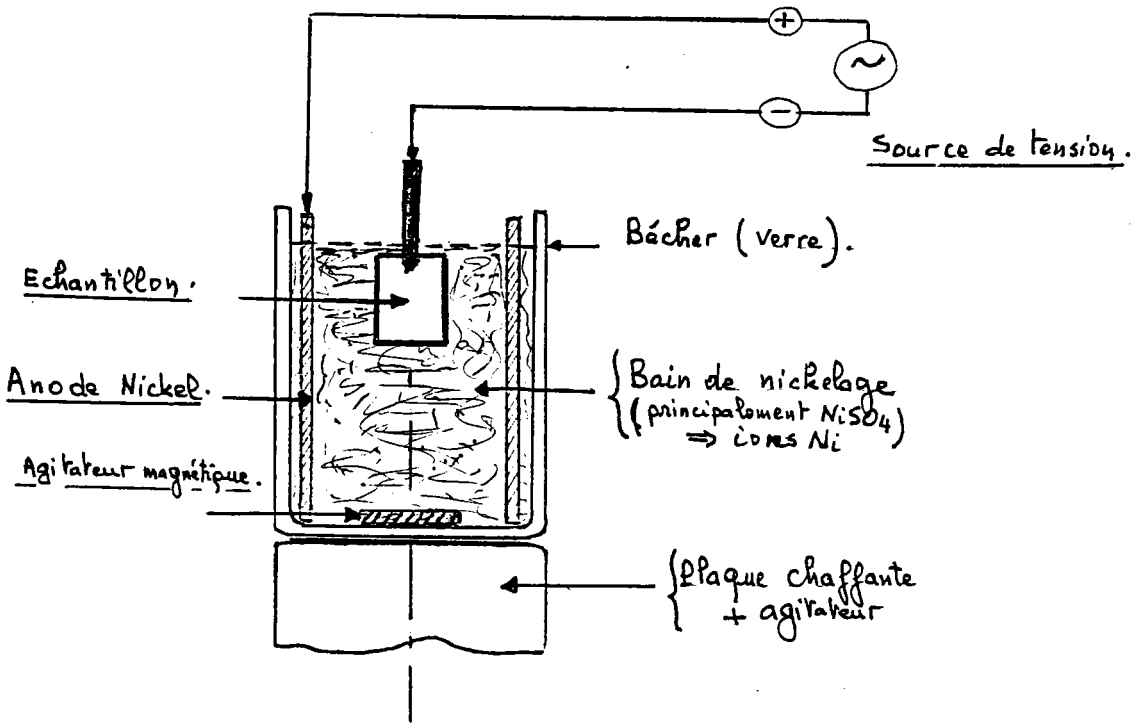
NICKELAGE DES ECHANTILLONS

1) PREPARATION DE L'ECHANTILLON

* Dégraissage de l'échantillon à l'acétone dans un bac à ultra-sons.

* Dépôt d'or pour améliorer l'adhérence du nickel sur la surface de l'échantillon.

2) DEPOT ELECTROLYTIQUE DE NICKEL



Température du bain pendant le nickelage : 65°C ± 5°C :

- Echantillon à la cathode pole ⊖
- Anode de nickel au pôle ⊕

Conditions pour nos échantillons (S ≅ 400 mm²) :

Commencer à 0 mA et régler à :

40 mA	pendant	20 minutes
80 mA	pendant	20 minutes
160 mA	pendant	20 minutes
200 mA	pendant	20 minutes
400 mA	pendant	20 minutes

Dépôt électrolytique de nickel :

Le nickel se comporte en cathode vis-à-vis du fer. Les caractéristiques des dépôts de nickel sont :
- une grande finesse de structure;
- une dureté élevée.

En même temps que la réduction du nickel, la réduction de l'ion en hydrogène intervient toujours à la cathode, par conséquent, les dépôts de nickel renferment toujours des quantités importantes d'hydrogène.

Composition chimique du bain de nickelage :

Dérivé du bain de Watts.

- Sulfate de nickel : Ni $SO_4 6H_2O$ (360 g/l). Principale source d'ions Ni.
- Chlorure de nickel : $NiCl_2 6H_2O$ (83 g/l).
- Acide borique : H_3BO_3 (48 g/l).

Sodium :

- laurylsulfate de Na (0,2 g/l).
- Coumarine (0,18 g/l).
- Saccharine (1 g/l).

Remarques :
- La densité de courant cathodique 2 à 10 A/dm²
- La densité de courant anodique 1 à 3 A/dm²
- La température : 60 à 70°C.

Le sulfate de nickel est la principale source des ions nickel.

Le chlorure de nickel joue trois rôles importants :

- il assure une bonne dissolution des anodes;
- il augmente la conductibilité de l'électrolyte;
- il augmente la tolérance de la solution aux impuretés métalliques.

L'acide borique joue le rôle de tampon; il maintient dans la pellicule cathodique le pH à une valeur convenable, ce qui permet d'avoir un bain stable même sous forte densité de courant. Il contribue à diminuer le dégagement d'hydrogène à la cathode et ainsi à obtenir des dépôts contenant moins d'hydrogène donc plus souples et plus ductiles.

Le laurysulfate de sodium est utilisé ici comme agent mouillant tensio-actif. Il favorise l'évacuation des bulles d'hydrogène; en fait, il les empêche d'adhérer à la surface du métal à recouvrir et évite ainsi la formation de piqûres.

La saccharine est un brillanteur dit de type I qui assure la brillance sur une large plage de densité de courant; elle améliore la ductilité.

La coumarine est un brillanteur de type II; elle permet d'étendre la plage de brillance aux faibles densités de courant et augmente le pouvoir nivelant du bain.

Annexe (V-D)

POLISSAGES MECANIQUE ET ELECTROLYTIQUE

1 - POLISSAGE MECANIQUE

Après chaque essai de fatigue continue ou de fatigue relaxation, nous avons procédé comme suit :

a) Découpage de l'éprouvette par électro-érosion (le plan de coupe passant par l'axe de l'éprouvette comme le montre la figure V.D.1.

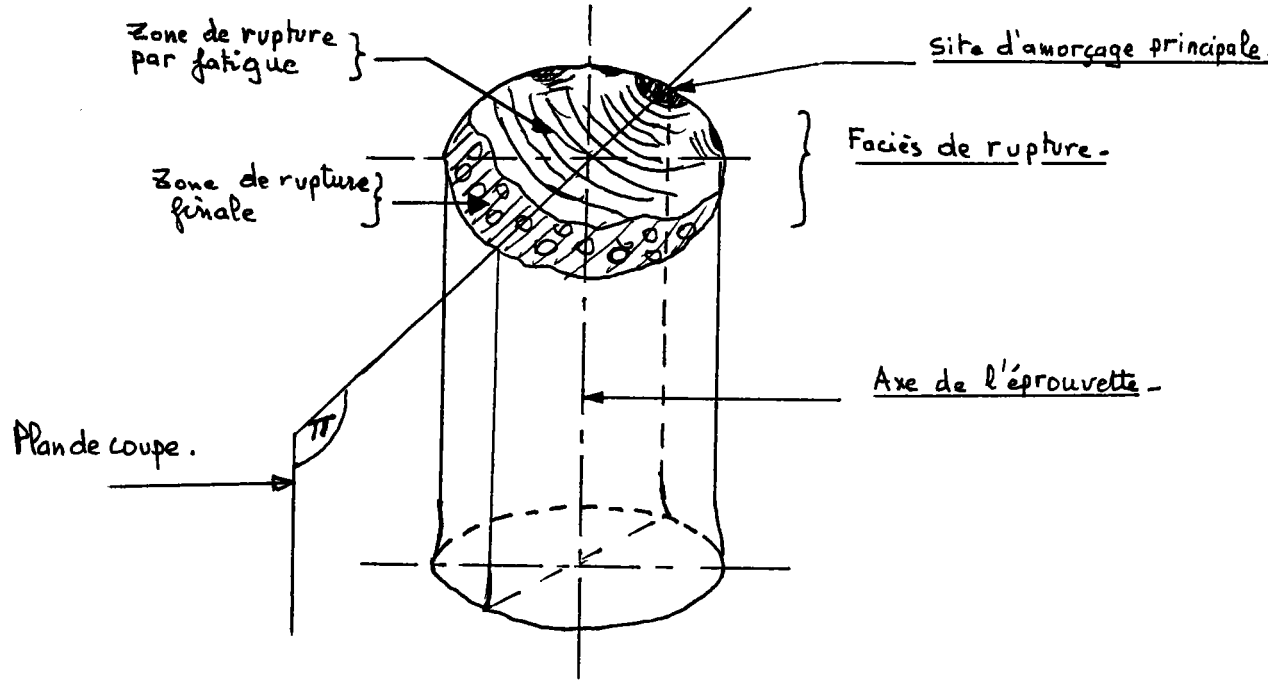


FIGURE V.D.1 : Plan de découpage après essais

b) Après le découpage, il faut enrober l'échantillon 2 dans la bakélite et procéder à un polissage mécanique, en utilisant les papiers abrasifs suivants: 240, 400, 800, 1000 et 1200. Il faut nettoyer au coton et à l'eau entre deux papiers. Le polissage mécanique doit se poursuivre jusqu'à la pâte diamant de 2 µm. IL faut noter qu'entre deux polissages, un nettoyage à l'eau (et même aux ultra-sons) est nécessaire.

2 - POLISSAGE ELECTROLYTIQUE (figure V-D-2)

Après le polissage à la pâte diamant de 2 µm, nous procédons à un polissage électrolytique avec la solution BEPER(1), sous une tension de 40 volts pendant 8 secondes, puis on repolit l'échantillon à la pâte diamant à 2 µm jusqu'à disparition des joints de grain révélés par le polissage électrolytique, pour que seuls les joints de grains fissurés subsistent et que les carbonitures de titane apparaissent sous leurs formes habituelles (jaunâtres).

Ce processus de polissage mécanique à 2 µm et électrolytique est répété 3 à 5 fois afin de s'assurer que les cavités aux joints de grains éventuellement rebouchées par le polissage initial énergique sont toutes ouvertes.

Remarques. Au cours du polissage mécanique, l'échantillon est soumis à une rotation continuelle pour ne pas créer de sens préférentiel de polissage.

Les micrographies sont prises au grandissement 200, au microscope optique sur un état poli où seuls les joints de grains fissurés sont visibles (ce qui évite de confondre un joint de grains fissuré avec un joint de grains seulement révélé par le polissage électrolytique).

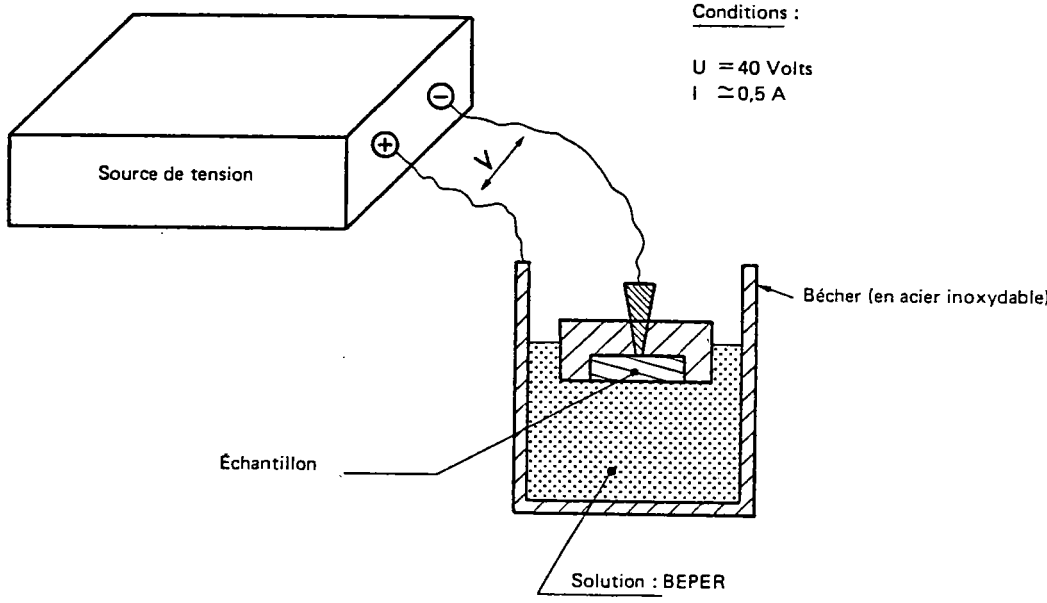


Figure V-D.2 – Polissage électrolytique des échantillons.

(1) Solution "BEPER" : solution industrielle à base d'acide perchlorique mais dont la composition chimique n'est pas connue.

CHAPITRE VI

MODELISATION DES COURBES DE RELAXATION

SOMMAIRE

VI.1 - OBJET

VI.2 - DEFINITION DE LA LOI DE COMPORTEMENT VISCOPLASTIQUE DITE "REGLE C.E.A.M" ET IDENTIFICATION DES COEFFICIENTS DANS LE CAS DE L'ALLIAGE 800 A 550°C A L'ETAT DE GRADE 2 VIEILLI.

VI.2.1 - Définition de la loi du comportement viscoplastique.

VI.2.2 - Hypothèse du Time-Hardening.

VI.2.3 - Hypothèse du Strain-Hardening.

VI.3.4 - Identification de la loi de relaxation.

VI.3 - DEFINITION DE LA LOI DE COMPORTEMENT EN RELAXATION, BASEE SUR LA FORMULE DE BUI.QUOC ET IDENTIFICATION DES COEFFICIENTS DANS LE CAS DE L'ALLIAGE 800 A 550°C A L'ETAT GRADE 2 VIEILLI.

VI.3.1 - Définition de la loi de Bui-Quoc modifiée.

VI.3.2 - Identification de la loi de Bui-Quoc.

VI.4 - RESULTATS DE PREDICTIONS ET D'EXTRAPOLATIONS POUR DES DUREES DE MAINTIEN ALLANT DE 10 A 60.000 MIN. EN TRACTION PAR LES DEUX LOIS DE RELAXATION

VI.5 - CONCLUSION

VI.1 - OBJET

Pour utiliser les courbes de relaxation dans les modèles d'interaction fatigue-fluage et calculer ainsi des durées de vie prévisionnelles, il est indispensable de recourir à une modélisation des courbes expérimentales. Cette modélisation permet en effet d'extrapoler les résultats expérimentaux pour des temps très supérieurs aux essais effectués.

Nous avons retenu deux modélisations qui se distinguent particulièrement par les extrapolations auxquelles elles conduisent et nous les utiliserons conjointement avec les deux modèles d'interaction fatigue-fluage qui seront présentés dans les chapitres VII et VIII.

VI.2 - DEFINITION ET VALIDATION DE LA LOI DE COMPORTEMENT VISCOPLASTIQUE DITE : "REGLE CEA.M" ET IDENTIFICATION DES COEFFICIENTS DANS LE CAS DE L'ALLIAGE 800 A 550°C A L'ETAT DE GRADE 2 VIEILLI

VI.2.1 - Définition de la loi de comportement viscoplastique

Pendant la durée de maintien à déformation totale imposée, au maximum de chaque cycle, la contrainte supportée par l'élément de volume (partie utile de l'éprouvette de traction-coupes) évolue en se relaxant. Pour déterminer la contrainte obtenue après un temps de relaxation t_m ($\sigma_{min} = \sigma(t_m)$) connaissant la contrainte en début de relaxation (σ_{max}), on cherche une loi permettant de rendre compte de l'ensemble des courbes de relaxation obtenues expérimentalement pour les différents temps de maintien.

Les résultats des essais de fatigue-relaxation que nous avons obtenus à 550°C sur l'alliage 800 grade 2, vieilli, ont montré que :

- les déformations viscoplastiques intervenant pendant la relaxation de la contrainte sont inférieures à 0,2 %.
- au cours des essais de fluage (sur le même acier), le fluage secondaire n'intervie que pour les déformations de fluage qui sont supérieures à 5 %.

En considérant que la relaxation et le fluage sont deux manifestations du comportement viscoplastique du matériau, on peut envisager de décrire la relaxation à partir d'une loi viscoplastique de fluage. Compte tenu des déformations mises en jeu, on a retenu une loi de fluage primaire sous la forme :

$$\varepsilon_{fl} = A.\sigma^{n}t^{p} \qquad \text{(VI-1)}$$

On suppose que pendant la relaxation, l'hypothèse de séparation de la déformation totale en déformation élastique ε_e et en déformation viscoplastique ε_{vp} reste vraie à chaque intant : $\varepsilon = \varepsilon_e + \varepsilon_{vp}$. La déformation totale étant maintenue constante, on obtient la relation :

$$d\,\varepsilon_{fl} = - d\varepsilon_e \qquad \text{avec } \varepsilon_{fl} = \varepsilon_{vp}.$$

L'évolution de la déformation élastique est liée à la relaxation de la contrainte par l'expression :

$$\frac{d\sigma}{dt} = + E \frac{d\varepsilon_e}{dt}$$

d'où:
$$\frac{d\sigma}{dt} = - E \frac{d\varepsilon_{fl}}{dt} = - E\ \dot{\varepsilon}_{fl} \qquad \text{(VI-2)}$$

où : $\dot{\varepsilon}_{fl}$ = vitesse de déformation de fluage

Au cours d'un essai de fluage, en supposant que la contrainte est constante, on obtient l'expression suivante pour la vitesse de fluage :

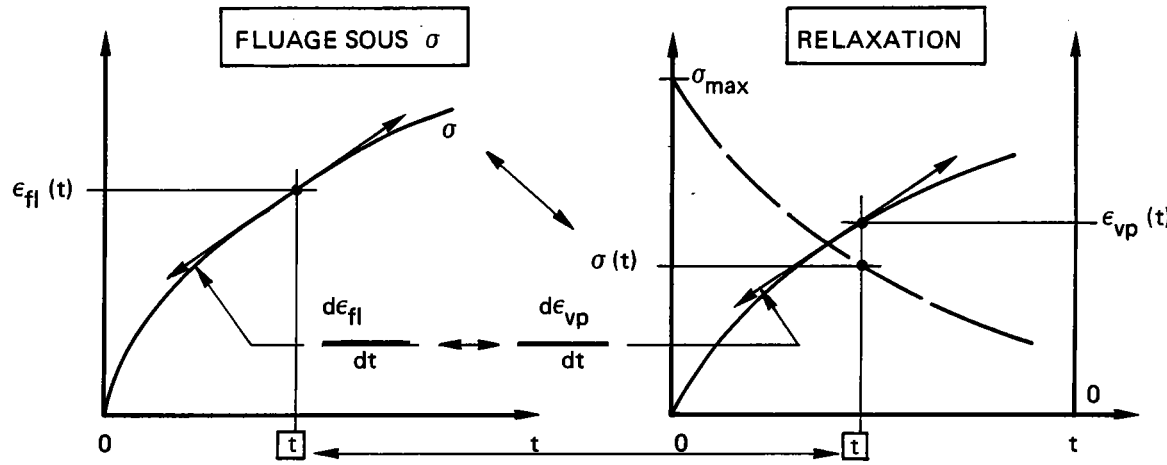
$$\dot{\varepsilon}_{fl} = \frac{d\,\varepsilon_{fl}}{dt} = \frac{d}{dt}\left(A\ \sigma^{n}t^{p}\right)$$

$$\dot{\varepsilon}_{fl} = A\ p\ \sigma^{n}\ t^{p-1} \qquad \text{(VI-3)}$$

Pour déterminer la vitesse de "fluage" au cours d'un essai de relaxation, deux hypothèses sont possibles (figure VI-1).

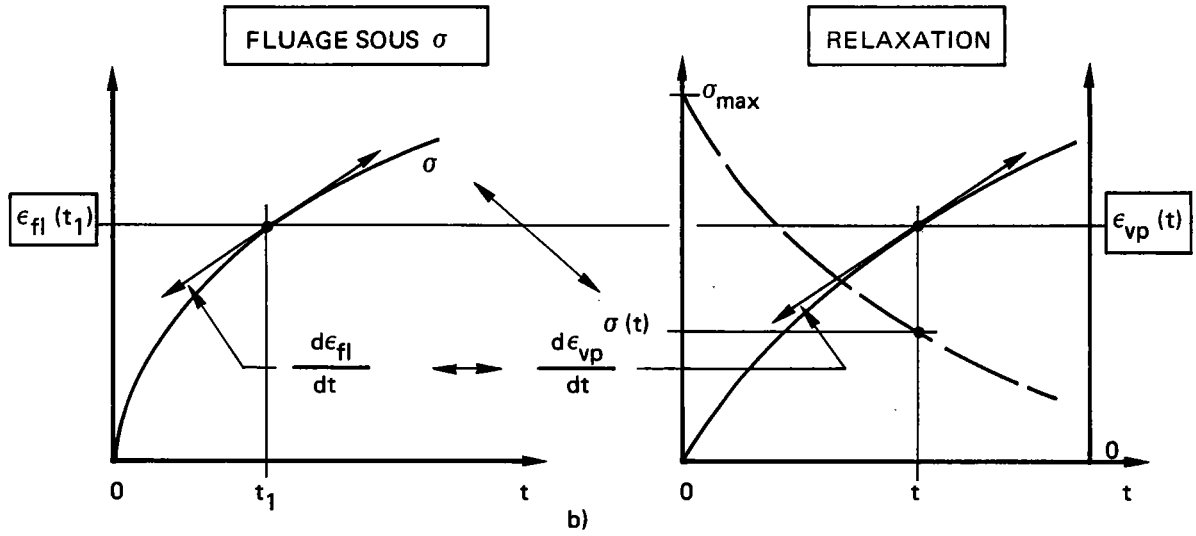
VI.2.2 - Hypothèse du Time-Hardening (durcissement fonction du temps)

Après un temps donné de relaxation t, la contrainte a atteint la valeur $\sigma(t)$. On considère que la vitesse de relaxation ($\dot{\varepsilon}_{vp}$) est égale à la vitesse que l'on aurait en fluage, sous la contrainte ("nominale") σ, au bout du même temps t (figure VI .1a). D'où la relation :



a)

PASSAGE FLUAGE ⇔ RELAXATION DANS L'HYPOTHESE DU TIME-HARDENING



b)

PASSAGE FLUAGE ⇔ RELAXATION DANS L'HYPOTHESE DU STRAIN-HARDENING

Figure VI.1 – Schématisation des deux hypothèses pour décrire la relaxation.

$$\dot{\varepsilon}_{vp} = \dot{\varepsilon}_{fl} = A\ p\ \sigma^n\ t^{p-1}$$

où σ est la contrainte après un temps t de relaxation. En tenant compte de la relation :

$$\frac{d\sigma}{dt} = - E \frac{d\varepsilon_{fl}}{dt}$$

on obtient : $$\frac{d\sigma}{dt} = - E\ A\ p\ \sigma^n\ t^{p-1}$$

En intégrant du début de la relaxation ($t = t_o$, $\sigma = \sigma_{max}$) jusqu'au temps t on obtient l'expression de la contrainte au temp t : $\sigma(t)$.

$$\int_{\sigma_{max}}^{\sigma} \frac{d\sigma}{\sigma^n} = - A\ E\ P \int_o^t t^{p-1}.dt$$

$$= \left[\frac{\sigma^{(1-n)}}{(1-n)}\right]_{\sigma_{max}}^{\sigma} = - A.E.P. \left[\frac{t^p}{p}\right]_o^t$$

$$= \frac{\sigma^{(1-n)} - \sigma_{max}^{(1-n)}}{(1-n)} = - E.A.p \frac{t^p}{p}$$

soit : $$\sigma = (\sigma_{max}^{1-n} + (n-1)\ E\ A.t^p)^{1/1-n} \qquad \text{(VI-4)}$$

Si on divise les deux termes par $\sigma_{max}^{(1-n)}$ on aura :

$$\frac{\sigma}{\sigma_{max}} = \left[1 + (n-1)\ E\ A\ (t)^p \quad \sigma_{max}^{(n-1)}\right]^{1/(1-n)} \qquad \text{(VI-5)}$$

où :
- . σ : contrainte courante pendant la relaxation.
- . E : module d'Young (MPa).
- . t : temps depuis le début du maintien.
- . n, A, p : constantes qu'on déterminera par régression non linéaire qui dépendent du matériau.

C'est cette relation (VI-5) que nous appellerons "Loi de relaxation CEA-M" (1).

---

(1) G.I.S. Rupture à chaud, rapport N° 05. Déc. 1982. Etude 2.3 : Bilan des possibilités de modélisations de l'interaction fatigue-fluage - Extrapolation aux longues durées.

VI.2.3 - Hypothèse du Strain Hardening (durcissement par la déformation)

Après un temps donné de relaxation t, la contrainte a atteint la valeur $\sigma(t)$ et la déformation viscoplastique accumulée depuis le début de la relaxation vaut $\varepsilon_{vp}(t)$. On considère que la vitesse de relaxation $\dot{\varepsilon}_{vp}$ est égale à la vitesse que l'on aurait en fluage, sous la contrainte ("nominale") σ, lorsque la déformation de fluage est égale à ε_{vp} (figure VI.1b).

L'égalité des déformations est obtenue pour le temps t_1 tel que :

$$\varepsilon_{vp} = \varepsilon_{fl} = A\,\sigma^n\,t_1^p$$

soit :
$$t_1 = \left(\frac{\varepsilon_{vp}}{A\sigma^n}\right)^{1/p} = \left(\frac{\varepsilon_{fl}}{A\sigma^n}\right)^{1/p}$$

La vitesse à cet instant est donnée par la formule (VI-3)

$$\dot{\varepsilon}_{vp} = \dot{\varepsilon}_{fl} = A\,p\,\sigma^n \left[\left(\frac{\varepsilon_{fl}}{A\sigma^n}\right)^{1/p}\right]^{p-1}$$

D'où :
$$\dot{\varepsilon}_{vp} = \dot{\varepsilon}_{fl} = p\,A^{1/p}\,\sigma^{n/p}\,\varepsilon_{fl}^{(1-1/p)}$$

En tenant compte de la relation :

$$\frac{d\sigma}{dt} = -\,E\,\frac{d\varepsilon_{fl}}{dt}$$

On obtient :
$$\frac{d\sigma}{dt} = -\,Ep\,A^{1/p}\,\sigma^{n/p}\,\varepsilon_{fl}^{(1-1/p)}$$

Au temps t de relaxation on a par ailleurs :

$$\varepsilon_{vp} = -\,\varepsilon_e = +\,\frac{\sigma_{max}-\sigma}{E}$$

d'où en remplaçant ε_{fl} par $(\sigma_{max}-\sigma)/E$ on obtient :

$$\frac{d\sigma}{dt} = -\,pE^{1/p}\,A^{1/p}\,\sigma^{n/p}\,(\sigma_{max}-\sigma)^{(1-1/p)}$$

L'intégration explicite de cette relation n'étant pas immédiate, nous n'avons pas retenu cette hypothèse dans la suite de ce travail.

VI.2.4 - Identification de la loi de relaxation à 550°C pour l'alliage 800 grade 2 vieilli

L'identification de la loi a été faite sur les courbes de relaxation obtenues aux cycles stabilisés pour les différents temps de maintien. On constate que dans une représentation où l'on reporte σ/σ_{max} en fonction du temps, les différentes courbes expérimentales obtenues pour un même taux de déformation sont pratiquement confondues (figure VI.2). Par contre, un écart subsiste entre les essais sous $\Delta\varepsilon_t$ = 1,5 %; 0,8 % et 0,6 %.

Il n'a pas été possible de réaliser une identification unique sur l'ensemble des courbes (1,5 %; 0,8 % et 0,6 %). Pour chaque taux de déformation les coefficients A, n, p de la relation (VI.5) ont été identifiés par régression non linéaire sur les triplets (σ_{max}, $\sigma(t)$, t). Les résultats sont donnés dans le tableau VI.I . La comparaison entre les points expérimentaux et la simulation est donnée dans les figures VI.2, VI.3 et VI.4 . Pour le taux de déformation $\Delta\varepsilon_t$ = 1,5%, où l'on dispose de nombreux essais, on constate que la courbe σ/σ_{max} en fonction de t est pratiquement insensible à la valeur choisie pour σ_{max} (σ_{max} intervient à la puissance (n-1) dans la formule (VI.5)).

VI.3 - DEFINITION DE LA LOI DE COMPORTEMENT EN RELAXATION BASEE SUR LA FORMULE DE BUI-QUOC MODIFIEE ET IDENTIFICATION SUR LES RESULTATS A 550°C DE L'ALLIAGE 800 GRADE 2 VIEILLI

VI.3.1 - Définition de la loi de relaxation de Bui-Quoc

Bui-Quoc (1) a proposé une loi exponentielle pour décrire la contrainte à un instant quelconque de la courbe de relaxation sous la forme :

$$\sigma = \sigma_{max} \cdot \exp\left(-A(t)^p\right) \qquad \text{(VI-2-1)}$$

où :

- $A = a\left(\frac{\Delta\varepsilon_t}{2m}\right)^{2m}$
- m = coefficient d'écrouissage cyclique.
- p = une constante du matériau.
- t = temps.

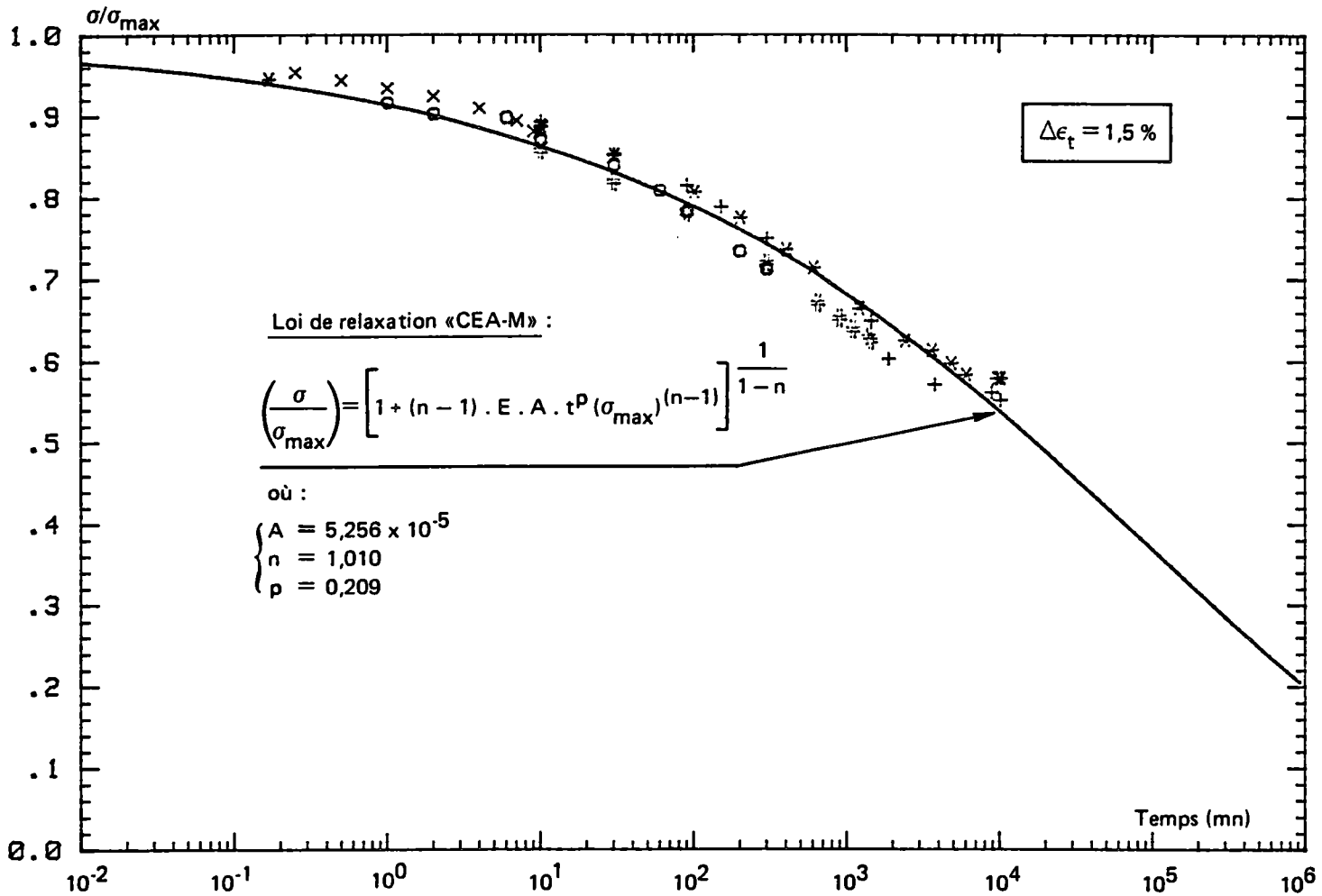


Figure VI.2 – Ajustement de la loi de relaxation CEA-M sur les points expérimentaux obtenus sur l'alliage 800, grade 2 à 550°C (vieilli 3000 h à 550°C) sous $\Delta\epsilon_t = 1,5$ %.

TABLEAU VI.I – IDENTIFICATION DES COEFFICIENTS DE LA LOI DE RELAXATION «CEA-M» A 550°C (VI.5) POUR L'ALLIAGE 800 A L'ÉTAT DE GRADE 2, VIEILLI.

Taux de déformations $\Delta\epsilon_t$ (%)	Coefficients de la relation VI.5		
	A	n	p
1,5	$5{,}256.10^{-5}$	1,010	0,209
0,8	$7{,}719.10^{-6}$	1,199	0,242
0,6	$3{,}898.10^{-5}$	1,01	$8{,}058.10^{-2}$

(Les contraintes sont exprimées en MPa, les temps en minutes)

TABLEAU VI.II – IDENTIFICATION DES COEFFICIENTS DE LA LOI DE RELAXATION DE BUI-QUOC MODIFIÉE A 550°C POUR L'ALLIAGE 800 A L'ÉTAT DE GRADE 2, VIEILLI.

Taux de déformation $\Delta\epsilon_t$ (%)	Coefficients de la loi VI.2.2		
	A	p	σ_∞
1,5 ; 0,8 et 0,6	0,136	0,276	191,9

(Les contraintes sont exprimées en MPa, les temps en minutes)

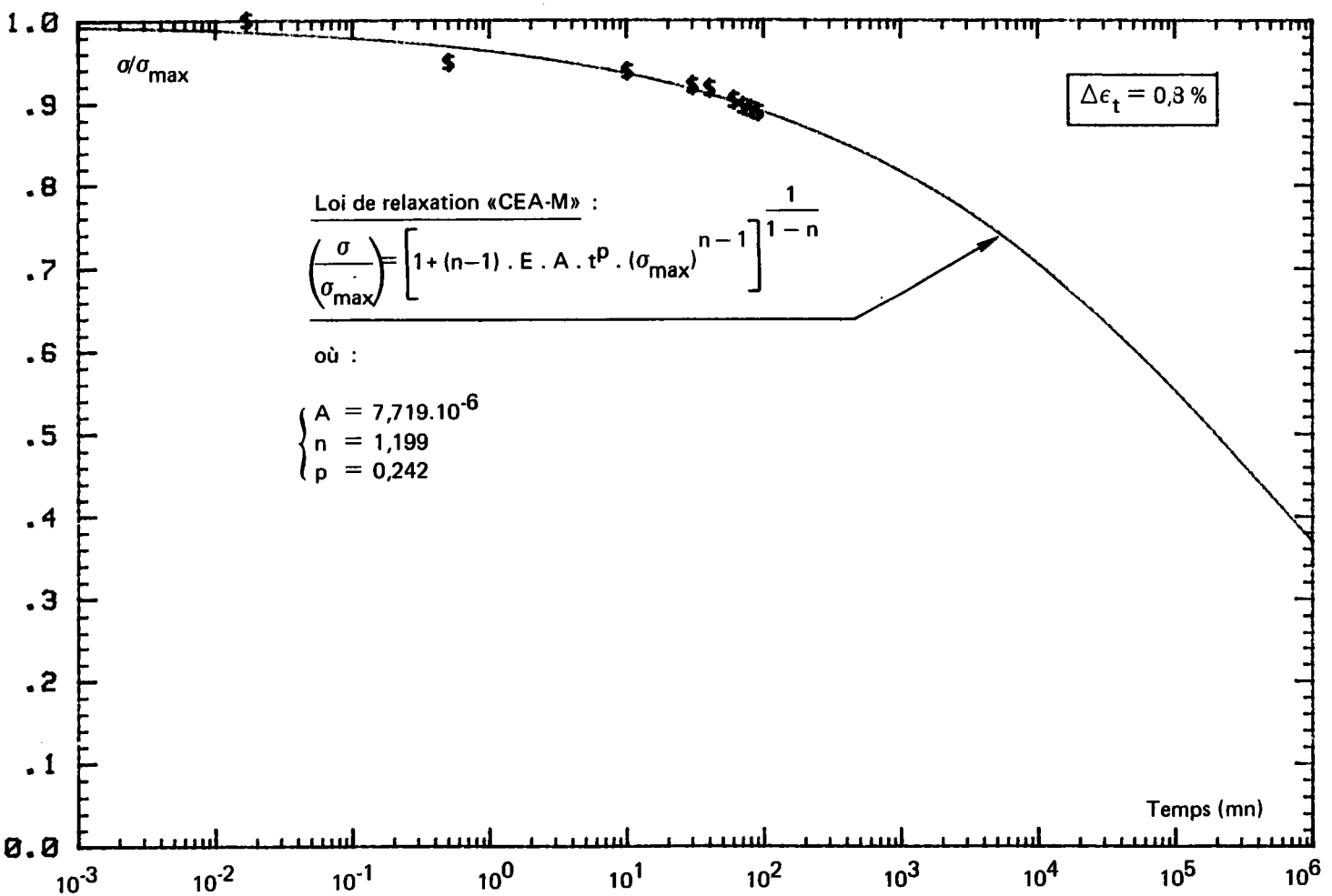


Figure VI.3 — Ajustement de la loi de relaxation CEA-M sur les points expérimentaux obtenus sur l'alliage 800, grade 2 à 550°C à l'état vieilli 3000 h à 550°C sous $\Delta\epsilon_t = 0{,}8$ %, tmt = 90 mn.

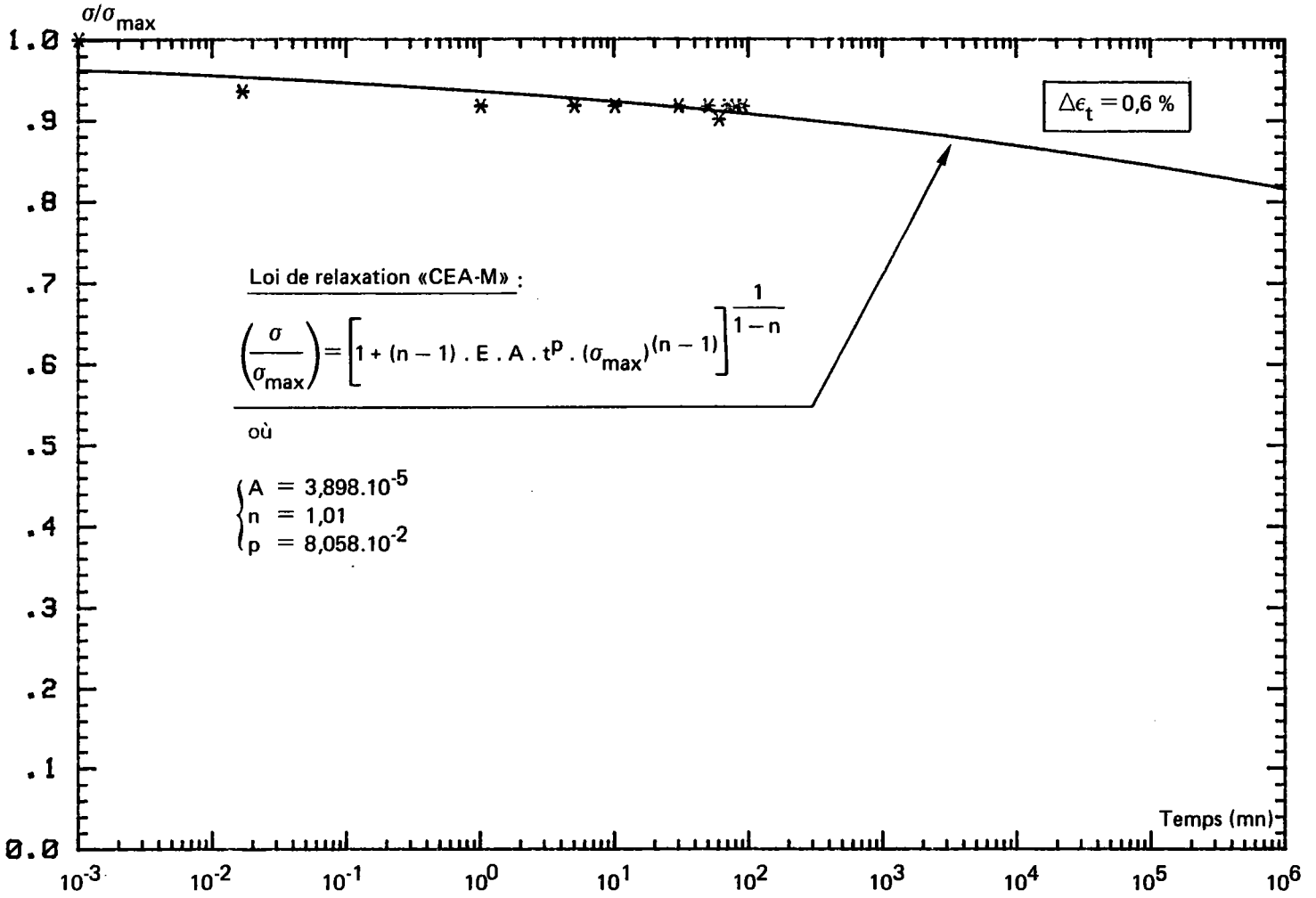


Figure VI.4 — Ajustement de la loi de relaxation CEA-M sur les points expérimentaux obtenus sur l'alliage 800, grade 2, à 550°C à l'état vieilli 3000 h à 550°C, sous $\Delta\epsilon_t = 0{,}6$ %, tmt = 90 min.

Dans le cas de cette étude, nous avons retenu une modification de la loi pour ne pas faire tendre la contrainte vers une valeur nulle, lorsque le temps tend vers l'infini, ce qui n'est pas réaliste et donc non-satisfaisant pour d'éventuelles extrapolations (1).

On introduit ainsi une contrainte limite σ_∞. La loi est alors donnée sous la forme suivante :

$$\sigma = (\sigma_{max} - \sigma_\infty) \exp(-At^p) + \sigma_\infty \qquad \text{(VI-2-2)}$$

Si on divise les deux membres par : σ_{max}, on obtient la relation suivante:

$$\frac{\sigma}{\sigma_{max}} = \left(1 - \frac{\sigma_\infty}{\sigma_{max}}\right) \exp(-At^p) + \frac{\sigma_\infty}{\sigma_{max}} \qquad \text{(VI-2-3)}$$

VI.3.2 - Identification de la loi de Bui-Quoc modifiée à 550°C dans le cas de l'alliage 800, grade 2, vieilli

L'identification de la loi a été effectuée sur les mêmes données expérimentales que celles utilisées pour la loi CEA-M. Etant donné qu'il n'y a eu qu'un seul essai réalisé sous $\Delta\varepsilon_t$ = 0,8 %, et un sous $\Delta\varepsilon_t$ = 0,6 % avec t_{mt} = 90 mn, nous avons supposé que le coefficient A était indépendant de $\Delta\varepsilon_t$.

Nous avons obtenu, par régression non linéaire sur l'ensemble des triplets (σ_{max}, $\sigma(t)$, t) de tous les essais ($\Delta\varepsilon_t$ = 1,5 %, $\Delta\varepsilon_t$ = 0,8 % et $\Delta\varepsilon_t$ = 0,6 %), des valeurs des coefficients σ_∞, A, p permettant une modélisation satisfaisante des courbes expérimentales. Les différences observées entre les différents taux de déformation sont suffisamment prises en compte par les variations des contraintes initiales (σ_{max}).

Les valeurs des coefficients sont données dans le tableau VI.II et les modélisations sont présentées sur la figure VI.5.

VI.4 - RESULTATS DE PREDICTIONS ET D'EXTRAPOLATIONS POUR DES DUREES DE MAINTIEN ALLANT DE 10 A 60.000 MINUTES EN TRACTION PAR LES DEUX LOIS DE RELAXATION

L'application des deux lois de comportement en relaxation nous a permis de calculer la contrainte σ_{tmin} correspondante à une durée de maintien

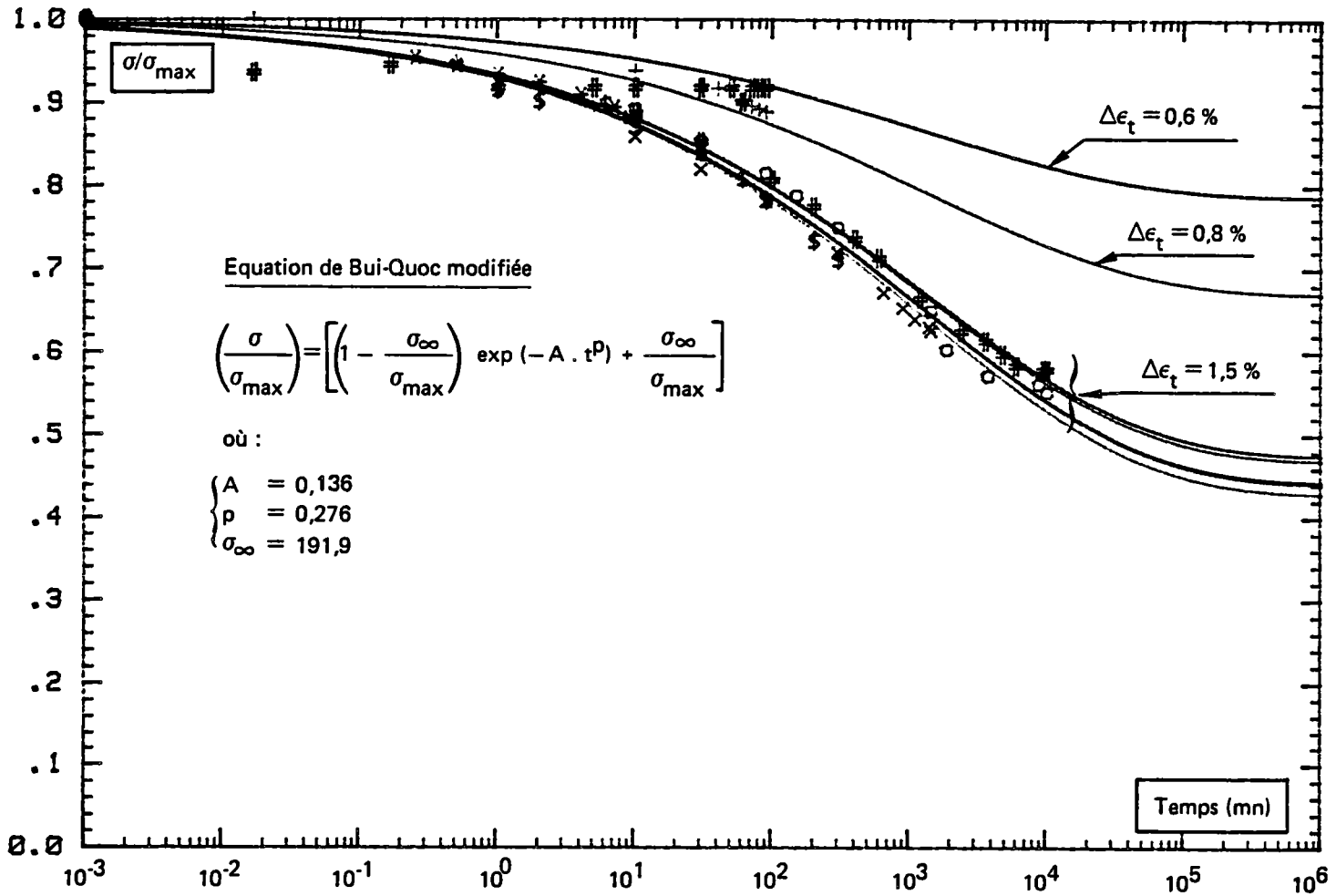


Figure VI.5 – Ajustement de l'équation de Bui-Quoc modifiée, sur les points expérimentaux obtenus sur l'alliage 800, grade 2 à 550°C à l'état vieilli 3000 h à 550°C.

donnée pour différentes valeurs de σ_{tmax}. Les résultats sont présentés dans le tableau VI.III. On constate que, si pour les valeurs utilisées pour l'identification on obtient pratiquement les mêmes prédictions pour les deux lois, par contre, pour des très longs temps de maintien, les résultats divergent.

Pour $\Delta\varepsilon_t$ = 1,5 % et t_m = 60.000 minutes, la loi de Bui Quoc modifiée donne une valeur de σ_{tmin} pratiquement constante et proche de l'asymptote (σ_∞ = 192 MPa). La quantité de contrainte relaxée σ_{rt} est directement reliée à σ_{max}. On retrouve le même type de réponse pour des déformations plus faibles et des temps de maintien longs.

En ce qui concerne la loi de relaxation CEA-M, on constate que les valeurs obtenues en fin de maintien (σ_{tmin}) sont plus faibles par rapport à celles obtenues par l'autre loi et sont influencées par les valeurs initiales choisies (σ_{tmax}). En effet, pour un même temps de maintien, la relation (VI.5) est pratiquement indépendante de σ_{max} car l'exposant n est très voisin de 1. On en déduit que :

$$\frac{\sigma_{min}}{\sigma_{max}} \quad \text{et} \quad \frac{\sigma_{rt}}{\sigma_{max}} = 1 - \frac{\sigma_{min}}{\sigma_{max}}$$

sont uniquement fonction du temps de maintien.

Pour une même valeur de t_m, σ_{min} et σ_{rt} sont donc directement proportionnelles à σ_{max}.

VI.5 - CONCLUSION

Les deux lois de relaxation identifiées sur les essais de fatigue-relaxation à 550°C de l'alliage 800 à l'état de grade 2, vieilli 3000 heures à 550°C, permettent de modéliser les résultats expérimentaux avec une bonne précision.

En ce qui concerne les extrapolations pour des très longs temps de maintien, les deux lois ont des prédictions différentes, la loi de Bui Quoc limitant la contrainte en fin de relaxation à la valeur de σ_∞, la loi CEA-M autorisant une relaxation plus importante.

Nous verrons dans les chapitres suivants comment ces deux extrapolations différentes interagissent avec les modèles de dommage en fatigue-fluage.

TABLEAU VI.III – RÉSULTATS DE PRÉDICTIONS ET D'EXTRAPOLATIONS PAR LES DEUX LOIS DE COMPORTEMENT EN RELAXATION.

Taux de déformation $\Delta\epsilon_t$ (%)	Choix de la contrainte : σ_{tmax} (MPa)	Durée de maintien : t_{mt} (mn)	Expérience		CEA-M		BUI-QUOC	
			σ_{tmin} (MPa)	σ_{rt} (MPa)	σ_{tmin} (MPa)	σ_{rt} (MPa)	σ_{tmin} (MPa)	σ_{rt} (MPa)
1,5	406 (*)	10	358	48	351	55	358	48
	435 (*)	30	361	74	362	73	364	71
	446 (*)	300	324	122	331	115	324	122
	435 (*)	1 440	272	163	287	148	280	154
	435 (*)	10 080	235	200	233	201	235	200
	445	60 000	–	–	181	264	207	238
	435	60 000	–	–	177	258	206	229
	425	60 000	–	–	173	252	206	219
0,8	292 (*)	90	256	36	260	32	254	37
	320	1 440	–	–	255	65	239	81
	300	1 440	–	–	240	60	231	69
	280	1 440	–	–	225	55	224	56
	260	1 440	–	–	209	51	217	43
	320	10 080	–	–	224	96	215	106
	300	10 080	–	–	211	89	211	89
	280	10 080	–	–	198	82	208	72
	260	10 080	–	–	184	76	204	56
	320	60 000	–	–	186	134	200	120
	300	60 000	–	–	176	124	198	102
	280	60 000	–	–	165	115	197	83
	260	60 000	–	–	154	105	196	64
0,6	244 (*)	90	224	20	222	22	225	19
	300	1 440	–	–	266	34	231	69
	275	1 440	–	–	244	31	222	53
	250	1 440	–	–	222	28	213	37
	300	10 080	–	–	261	39	211	89
	275	10 080	–	–	239	36	207	68
	250	10 080	–	–	217	33	202	48
	300	60 000	–	–	255	45	198	102
	275	60 000	–	–	234	41	197	78
	250	60 000	–	–	212	38	195	55

(*) : Expérience.

CHAPITRE VII

APPROCHE MECANIQUE DE L'ENDOMMAGEMENT EN FATIGUE-FLUAGE PROPOSEE PAR L'ONERA

SOMMAIRE

VII.1 - PRESENTATION GENERALE DES LOIS D'ENDOMMAGEMENT DE FATIGUE, DE FLUAGE ET D'INTERACTION FATIGUE-FLUAGE DE L'ONERA

1.1 - Définition du dommage.

1.2 - Notions sur la "mesure" du dommage.

1.3 - Application à la fatigue et au fluage.

1.4 - Formulation des lois d'endommagement en fatigue et en fluage proposées par l'ONERA.

VII.2 - CAS DU FLUAGE

2.1 - Description de la loi d'endommagement de fluage de J. Lemaitre et J.L. Chaboche dite "Loi de l'ONERA".

2.2 - Choix de la loi de fluage utilisée.

2.2.1 - Temps à rupture t_R.

2.2.2 - Courbe de dommage de fluage.

2.3 - Identification des coefficients de la loi d'endommagement de fluage de l'ONERA pour l'alliage 800, grade 2 à 550°C à l'état vieilli 3000 heures à 550°C.

2.3.1 - Loi d'évolution du dommage de fluage.

2.3.2 - Résultat de l'identification des coefficients de la loi de fluage.

2.4 - Simulation de la rupture en fluage.

2.5 - Conclusion.

VII.3 - CAS DE LA FATIGUE

3.1 - Description de la loi d'endommagement de fatigue de l'ONERA.

3.1.1 - Présentation générale.

3.1.2 - Mesure du dommage de fatigue.

3.1.3 - Modèle proposé.

3.1.3.1 - Nombre de cycles à rupture.

3.1.3.2 - Evolution du dommage de fatigue

3.2 - Identification des coefficients de la loi de fatigue du modèle de l'ONERA sur les résultats de l'alliage 800, grade 2 (vieilli 3000 h. à 550°C)

3.2.1 - Courbe de Wöehler.

3.2.2 - Evolution du dommage.

3.3 - Simulation de la rupture en fatigue continue.

3.4 - Conclusion.

VII.4 - CAS DE L'INTERACTION FATIGUE-FLUAGE.

4.1 - Description de la loi d'interaction fatigue-fluage de l'ONERA.

4.2 - Application du modèle d'interaction fatigue-fluage de l'ONERA aux essais de fatigue-relaxation effectués à 550°C sur l'alliage 800, grade 2, vieilli.

4.3 - Résultats des prévisions et comparaison avec l'expérience.

VII.5 - CONCLUSIONS.

***

SYMBOLES DES TERMES UTILISES DANS LE CHAPITRE VII

D_c : Dommage de fluage.

dD_c : Incrément de dommage de fluage.

D_f : Dommage de fatigue-continue.

dD_f : Incrément de dommage de fatigue-continue.

D : Dommage total de fatigue et de fluage.

$\tilde{\sigma}$: Contrainte effective.

σ_a : Amplitude de contrainte au cycle stabilisé.

A, r : Coefficients de la loi de fluage de Rabotnov (A = constante, r = pente de la courbe : $t_R = f(\sigma)$).

t_R : Temps à rupture sous une contrainte donnée (en heures).

$k(\sigma)$: Une fonction de la contrainte appliquée de la loi de fluage de l'ONERA.

k_{moy} : Constante de la loi de fluage de l'ONERA.

σ_o : Contrainte nominale de mise en charge.

σ_c : Contrainte de fin de mise en charge.

$\sigma_{r.moy}$: Contrainte vraie moyenne qui est fonction de la contrainte σ_o, de la déformation de fin de mise en charge et de la déformation moyenne de fluage pendant un essai.

ε_c : Déformation de fluage de fin de mise en charge.

ε_{fl} : Déformation totale de fluage à la rupture.

$\dot{\varepsilon}_{fl}(t)$: Vitesse de déformation de fluage.

ε_{flmoy} : Déformation de fluage moyenne.

$\dot{\varepsilon}_{min}$: Vitesse de fluage minimale (vitesse du fluage secondaire).

$k_{n,n}$: Coefficient de la loi de Norton.

$\sigma(t)$: Contrainte en fonction du temps en fluage.

$\sigma_{équ}$: Contrainte équivalente dans la loi de fluage.

$\Delta\sigma$: Variation de la contrainte appliquée.

σ_{moy} : Contrainte moyenne.

$\frac{\Delta\sigma}{2}(N)$: Amplitude de contrainte au cycle N.

$\frac{\Delta\sigma(N_S)}{2}$: Amplitude de contrainte au cycle stabilisé.

$\frac{\Delta\sigma_{eff}}{2}$: Amplitude de contrainte effective.

K_c, mc : Coefficients de la loi de consolidation cyclique.

$\frac{\Delta\varepsilon_p(N)}{2}$: Amplitude de déformation plastique au cycle N.

$\frac{\Delta\varepsilon_p(N_S)}{2}$: Amplitude de déformation plastique au cycle stabilisé.

σ_u : Contrainte ultime en traction.

σ_{lo} : Limite de fatigue.

β, α, M_o et D : Constantes de la loi de fatigue de l'ONERA.

σ_a : Amplitude contrainte.

Comp : Coefficient traduisant le dommage des contraintes en compression par rapport à la traction.

N_R : Nombre de cycles à rupture.

N_{flu} : Nombre de cycles théoriques (en fluage) à la rupture lorsqu'il n'y a pas d'interaction fatigue-fluage.

N_{fat} : Nombre de cycles théorique (en fatigue) à la rupture lorsqu'il n'y a pas d'interaction fatigue-fluage.

σ_∞ : Contrainte asymptotique de la loi de relaxation de Bui-Quoc modifiée.

***

VII.1 - PRESENTATION GENERALE DES LOIS D'ENDOMMAGEMENT DE FATIGUE, DE FLUAGE ET D'INTERACTION FATIGUE-FLUAGE DE L'ONERA

VII.1.1. - Définition du dommage

La notion de dommage a été introduite pour traduire l'état d'un matériau qui a déjà subi un certain nombre de sollicitations thermomécaniques. En effet, comparé à un matériau "vierge", c'est-à-dire qui n'a subi aucune sollicitation thermomécanique, on constate souvent que le matériau "endommagé" présente une durée de vie restante plus courte. Généralement on considère que pour un matériau "vierge", le dommage associé est nul, alors qu'au moment de la rupture il est égal à 1. ("Le matériau est endommagé à 100 %). L'évolution d'un tel paramètre entre ces deux valeurs (de 0 à 1) est beaucoup plus difficile à préciser, car la définition physique de son évolution peut varier suivant le matériau et le type de sollicitation.

VII.1.2 - Notions sur la "mesure" du dommage

La "mesure" du dommage constitue un domaine vaste et controversé, en raison des différentes échelles auxquelles on peut se placer, et des utilisations que l'on souhaite faire du dommage.

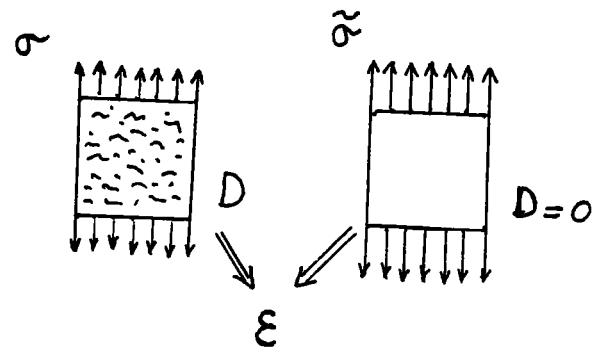
Si on se limite au cas de l'élément de volume isolé (partie utile de l'éprouvette de traction-compression), plusieurs tentatives ont été effectuées pour relier la dégradation du matériau (dommage) au cours de l'essai, à la variation d'une grandeur physique mesurable (1).

En général, plusieurs définitions du dommage peuvent être envisagées selon le type de mesure que l'on choisit; on distingue alors :

* Les mesures à l'échelle de la microstructure : densité de trous; longueur cumulée des microfissures intergranulaires (2).

* Les mesures physiques globales : densité, résistivité, vitesse du son etc... Ces mesures nécessitent la définition et l'élaboration d'une approche qui permet le passage à des caractéristiques liées à la résistance mécanique du matériau.

* Les mesures mécaniques globales : module de Young (1), module d'élasticité, vitesse de déformation de fluage ($\dot{\varepsilon}_{fl}$) et amplitude de déformation plastique ($\Delta\varepsilon_p$) (3), permettent au travers de la contrainte effective ($\tilde{\sigma}$) de décrire le fluage tertiaire (17). La notion de contrainte effective a été introduite par Rabotnov (4) pour décrire le fluage tertiaire : C'est la contrainte qui, appliquée à un élément de volume non endommagé provoquerait une déformation égale à celle produite par la contrainte appliquée à l'élément de volume endommagé. Tout se passe comme si la section résistante du matériau avait diminué de : S à $\tilde{S}$ = S(1-D), suivant le schéma ci-dessous :



élément de volume endommagé — élément de volume sain équivalent

avec : $$\tilde{\sigma} = \frac{\sigma}{(1-D)} \quad ; \quad 0 \leq D \leq 1 \qquad \text{(VII-1)}$$

VII.1.3 - Application à la fatigue et au fluage

* De façon tout-à-fait élémentaire, on peut définir le dommage de façon phénoménologique, comme étant le pourcentage de la durée de vie déjà accomplie :

- En fatigue : $$D = N/N_R \qquad \text{(VII-2)}$$

- En fluage : $$D = t/t_R \qquad \text{(VII-3)}$$

De telles définitions conduisent à des évolutions linéaires du dommage pendant la durée de vie.

* Du point de vue microscopique, de nombreuses études ont mis en évidence le résultat suivant : De façon schématique, l'endommagement de fluage est associé à des décohésions (ou micro-vides) intergranulaires, alors qu'en

fatigue on observe principalement des microfissures transgranulaires. En fatigue-relaxation les deux types de dommage peuvent exister simultanément dans des proportions variables.

VII.1.4 - Formulation des lois de dommage en fatigue et en fluage proposées par l'ONERA

Bien que les deux processus d'endommagement de fatigue et de fluage puissent être définis indépendamment puisqu'ils ne sont pas de même nature, certains auteurs (5), (6) et (7) considèrent que les effets endommageants des deux processus peuvent s'additionner quand ils sont présents simultanément.

J.L. Chaboche (7) considère que la dégradation du matériau est directement liée à la contrainte appliquée pendant l'essai (10), (11).

* Pour caractériser l'endommagement et son évolution dans chaque cas, il est alors naturel de poser les relations différentielles suivantes (17) :

1) Cas du fluage seul : $$dD_c = f_1(\sigma, D_c)\, dt \qquad \text{(VII-4)}$$

2) Cas de la fatigue seule :

$$dD_f = f_2(\sigma_a, \sigma_{moy}, D_f)\, dN \qquad \text{(VII-5)}$$

3) Cas de l'interaction de fatigue et de fluage :

$$\begin{aligned} dD &= dD_c + dD_f \\ &= f_1(\sigma, D)dt + f_2(\sigma_a, \sigma_{moy}, D)\, dN \end{aligned} \qquad \text{(VII-6)}$$

Remarque.

* Chacune des fonctions : f_1 et f_2, peut être déterminée indépendamment par :

1) des essais de fluage à charge imposée ou à contrainte imposée pour f_1;

2) par des essais de fatigue-pure (ou fatigue-continue) pour f_2.

* L'interaction non linéaire des deux types d'endommagement est obtenue par la présence du dommage total D dans les deux termes de la relation

(VII.6) à la place de D_c et D_F (7). Cette non-linéarité a pu être observée dans certains cas (6,9) où l'endommagement de fluage évolue plus vite que l'endommagement de fatigue (rapporté à la durée de vie nominale). Autrement dit, les microfissures intercristallines s'amorcent de façon précoce et tendent à accélérer l'amorçage ou la propagation des fissures transcristallines de fatigue (16) et (9).

VII.2 - CAS DU FLUAGE

VII.2.1 - Description de la loi d'endommagement de fluage de J. Lemaitre et J.L. Chaboche dite "loi de l'O.N.E.R.A."

L'endommagement de fluage seul est un phénomène essentiellement fonction du temps; sa loi d'évolution obéit à la forme générale (17) :

$$\frac{dD_c}{dt} = f_1\left(\frac{\sigma}{1-D_c}, D_c, t, \ldots\right) \qquad \text{(VII-4)}$$

où il faut préciser que pour un chargement donné, on définit un incrément de dommage de fluage dDc qui est fonction de la contrainte effective $\tilde{\sigma}$, du dommage lui-même D_c, et du temps t (10).

La loi originale introduite initialement par Kachanov en 1958 (8), a été modifiée par Rabotnov en 1958 (5) sous la forme :

$$\dot{D} = \left(\frac{\sigma}{A(1-D)}\right)^r \qquad \text{(VII-7)}$$

où A, r sont des coefficients qui dépendent du matériau et de la température, que l'on peut déterminer par des essais de fluage pur.

Si l'on intègre l'expression (VII-7) entre l'instant 0 et l'instant t, en supposant la contrainte constante, le dommage évolue de 0 à D*, suivant la relation :

$$\int_0^{D^*} (1-D_c)^r \, dD_c = \int_0^{t^*} \left(\frac{\sigma}{A}\right)^r dt$$

soit :

$$1 - (1-D^*)^{r+1} = (r+1)\left(\frac{\sigma}{A}\right)^r . t^* \qquad \text{(avec } r \neq -1\text{)}$$

Pour $t^* = t_R$, temps à rupture, en supposant que $D^* = 1$ par convention, on obtient l'expression du temps à rupture en fonction de la contrainte supposée constante:

$$t_R = \frac{1}{r+1} \left(\frac{\sigma}{A}\right)^{-r} \qquad \text{(VII-8)}$$

En faisant apparaître t_R dans le second membre de l'intégration, on obtient une expression du dommage D à un instant t quelconque en fonction du temps réduit t/t_R :

$$D = 1 - \left(1 - \frac{t}{t_R}\right)^{1/1+r} \qquad \text{(VII-9)}$$

Comme cette équation d'évolution de D est indépendante de la contrainte, elle conduit à un cumul linéaire du dommage dans le cas d'essais à plusieurs niveaux successifs de contraintes : le fluage pendant t_1, sous la contrainte σ_1 conduit à un dommage :

$$D_1 = 1 - \left(1 - \frac{t_1}{t_{R_1}}\right)^{\frac{1}{1+r}}$$

Si l'on poursuit l'essai sous la contrainte σ_2, on obtient la rupture au bout d'un temps t_2 avec :

$$\frac{t_2}{t_{R_2}} = (1-D_1)^{1+r} = 1 - \frac{t_1}{t_{R_1}}$$

on a donc :

$$\frac{t_1}{t_{R1}} + \frac{t_2}{t_{R2}} = 1$$

Or, un tel cumul linéaire a été mis en défaut sur des essais de fluage à plusieurs niveaux de charge (17). Les auteurs, J. Lemaitre et J.L. Chaboche, ont proposé une amélioration de l'équation (VII-11) sous la forme (VII-10). Dans cette équation, le terme $k(\sigma)$ est une fonction de la contrainte, ce qui introduit un cumul non linéaire du dommage.

$$\frac{dD_c}{dt} = \left(\frac{\sigma}{A(1-D_c)}\right)^r (1-D_c)^{r=k(\sigma)} \qquad \text{(VII-10)}$$

où A et r sont des constantes du matériau et $k(\sigma)$ est une fonction de la contrainte. L'introduction de la fonction $k(\sigma)$ ne permet plus la séparation des variables (σ) et (D) dans l'équation (VII-10). Aucune justification

théorique ne vient justifier l'introduction d'une telle fonction $k(\sigma)$. Ce n'est qu'un moyen simple pour rendre compte de la non-linéarité du cumul de dommage lors des essais de fluage à plusieurs niveaux de charge (17).

VII.2.2 - Choix de la loi de fluage utilisée dans notre étude

Dans le cas de notre étude, nous avons retenu l'expression utilisée par G. Cailletaud (10) pour un acier inoxydable austénitique : 17 % Cr - 12 % Ni - Mo à 600°C :

$$dD_c = \left(\frac{\sigma}{A}\right)^r (1 - D_c)^{-k} \, dt \qquad \text{(VII-11)}$$

où :
- σ = contrainte vraie appliquée à l'élément de volume.
- k = constante du matériau indépendante de la contrainte σ.
- r = pente de la courbe de fluage ($\log t_R - \log \sigma$).
- A = constante du matériau.

Cette expression est déduite de (VII-11) en supposant que $k(\sigma)$ est une constante.

Nous avons fait cette hypothèse pour pouvoir séparer les variables lors de l'intégration de l'expression différentielle de la loi de fluage pour le calcul du temps de rupture.

Nous discuterons en (VII.2.3.2) du bien-fondé de cette hypothèse.

VII.2.2.1 - *Temps à rupture*

L'intégration de l'équation (VII-12) entre $D = 0$ et $D_c = D_{rupture}$ et entre $t = 0$ et t_R = temps à rupture, conduit pour une contrainte constante, au temps à rupture t_R dans l'essai de fluage.

$$\int_0^{D_r} (1 - D_c)^k \, dD_c = \left(\frac{\sigma}{A}\right)^r \int_0^{t_R} dt.$$

$$\frac{1}{1+k} \left[(1-D_c)^{1+k} \cdot (-1)\right]_o^{D_r} = \left(\frac{\sigma}{A}\right)^r . t_R$$

avec : $\begin{cases} . \ D_r = 1 \text{ à la rupture} \\ . \ 1 + k \neq 0. \end{cases}$

On a alors l'expression donnant l'évolution du temps à rupture en fonction de la contrainte :

$$t_R = \frac{1}{(1+k)} \left(\frac{\sigma^*}{A}\right)^{-r} \qquad \text{(VII-12)}$$

où σ^* est une contrainte constante, caractéristique de l'essai. Nous avons vu (cf. IV.4) que l'on pouvait choisir pour σ^*: σ_o, σ_c ou σ_{vmoy}, ce qui correspond aux trois équations suivantes, donnant le temps à rupture en fluage:

- $$t_R = \frac{1}{1+k} \left(\frac{\sigma_o}{A}\right)^{-r}$$

- $$t_R = \frac{1}{1+k} \left(\frac{\sigma_o(1+\varepsilon_c)}{A}\right)^{-r}$$

- $$t_R = \frac{1}{1+k} \left(\frac{\sigma_o(1+\varepsilon_c+\varepsilon_{flmoy.})}{A}\right)^{-r}$$

VII.2.2.2 - *Courbe de dommage de fluage*

Si on intègre l'équation (VII.11) dans les conditions suivantes :

$\begin{cases} . \ t = 0 \quad \text{à} \quad t = t \\ . \ D = 0 \quad \text{à} \quad D = D_c, \end{cases}$

$$\int_o^{D_c} (1-D)^k \, dD = \int_o^t \left(\frac{\sigma}{A}\right)^r dt.$$

ceci conduit à : $$t = \frac{1 - (1-D_c)^{1+k}}{(\sigma/A)^r \, (1+k)} \qquad \text{(VII-13)}$$

En utilisant la relation (VII-12), on fait apparaître le rapport t/t_R et on obtient l'équation donnant l'évolution du dommage de fluage D_c en fonction du rapport t/t_R :

$$D_c = 1 - \left(1 - \frac{t}{t_R}\right)^{1+1+k} \qquad \text{(VII-14)}$$

VII.2.3 - Identification des coefficients de la loi d'endommagement de fluage dite "Loi de l'ONERA"

Pour identifier les 3 coefficients de la loi de fluage (r, A et k), nous avons tout d'abord déterminé la pente r de la courbe de fluage log t_R - log σ^*, et un coefficient k_r qui est une combinaison de k et de A. Les valeurs correspondantes à chaque choix de σ^* dont données sont dans le tableau IV-III (cf. IV-4). Mais pour identifier k et A, il est nécessaire de connaître l'évolution du dommage de fluage au cours des essais, ce qui implique de le mesurer.

VII.2.3.1 - *Loi d'évolution du dommage de fluage*

L'identification des deux coefficients A et k peut être obtenue par "mesure d'endommagement" (qui peut être une "mesure" mécanique ou autre).

Hypothèse : La "mesure" de l'endommagement pendant un essai de fluage se fait en supposant que celui-ci est négligeable pendant les stades primaire et secondaire et qu'il devient prépondérant pendant le stade tertiaire (17). On considère alors que le matériau sain est caractérisé par la loi de Norton qui relie la vitesse minimale de fluage (fin du fluage secondaire) à la contrainte et qu'au cours du fluage tertiaire cette loi reste valable à condition de remplacer la contrainte σ par une contrainte effective tenant compte de l'endommagement : ($\tilde{\sigma} = \sigma/1-D$)). Ceci suppose implicitement que le dommage reste nul pendant le fluage primaire et secondaire et ne débute qu'au tertiaire.

On obtient ainsi une relation donnant l'évolution du dommage D en fonction des grandeurs physiques mesurables (contrainte $\sigma(t)$, vitesse de déformation $\dot{\varepsilon}_{fl}(t)$). On considère donc les équations suivantes :

Loi de Norton :
$$\dot{\varepsilon}_{min} = \left(\frac{\sigma^*}{k_n}\right)^n \qquad \text{(VII-15)}$$

où :
- $\dot{\varepsilon}_{min}$ désigne la vitesse de fluage minimale (en 10^{-6}/h).
- k_n, n sont des constantes de la loi de Norton dépendant du matériau.

Pour un matériau endommagé, si on remplace $\sigma(t)$ par : ($\sigma(t)/1-D_c$), on obtient :

$$\dot{\varepsilon}_{fl}(t) = \left(\frac{\sigma(t)}{1-D_c} \cdot \frac{1}{k_n}\right)^n \qquad \text{(VII-16)}$$

ce qui nous donne : $$\frac{\sigma(t)}{1-D_c} = k_n \cdot \left(\dot{\varepsilon}_{fl}(t)\right)^{1/n}$$

d'où : $$D_c = 1 - \frac{\sigma(t)}{k_n \left(\dot{\varepsilon}_{fl}(t)\right)^{1/n}} \qquad \text{(VII-17)}$$

et finalement, si on remplace k_n par son expression en fonction de σ^* et $\dot{\varepsilon}_{min}$, on obtient une relation permettant la mesure physique du dommage au cours d'un essai de fluage :

$$D_c = 1 - \left(\frac{\sigma(t)}{\sigma^*} \cdot \frac{\dot{\varepsilon}_{min}}{\dot{\varepsilon}_{fl}(t)}\right)^{1/n} \qquad \text{(VII-18)}$$

Comme il est nécessaire de connaître k_n et n pour appliquer la relation (VII-16), 3 couples de valeurs (k_n, n) ont été obtenues par lissage numérique de la relation (VII-15) selon la valeur de la contrainte choisie (cf. IV-4). Le résultat de cette identification est dans le tableau VII-I et sur la figure VII-1.

Puisque la contrainte $\sigma(t)$ et la vitesse de fluage en fonction du temps $\left(\dot{\varepsilon}_{fl}(t)\right)$ sont connues expérimentalement, la "mesure" physique du dommage est possible par la formule (VII-18). On note aussi que l'expression (VII-14) permet une évaluation du dommage de fluage par le calcul pour chaque essai de fluage. En écrivant l'égalité entre les deux expressions (VII-14) et (VII-18), on peut identifier le coefficient k de la loi de fluage.

Pour utiliser la relation (VII-18), plusieurs choix sont possibles selon le choix de la contrainte σ^*. On peut prendre alors :

- Pour σ^*, la contrainte vraie moyenne : $\sigma^* = \sigma_{vraie}(moy.)$.
- Pour σ^*, la contrainte vraie à chaque instant :

$$\sigma^* = \sigma(t) = \sigma_o\ (1 + \varepsilon_c + \varepsilon_{fl}(t)).$$

Pour rester cohérent dans les identifications, nous avons toujours retenu les coefficients obtenus avec la contrainte vraie moyenne pour la loi de fluage rupture (r, k_r) et la loi de Norton (n, k_n).

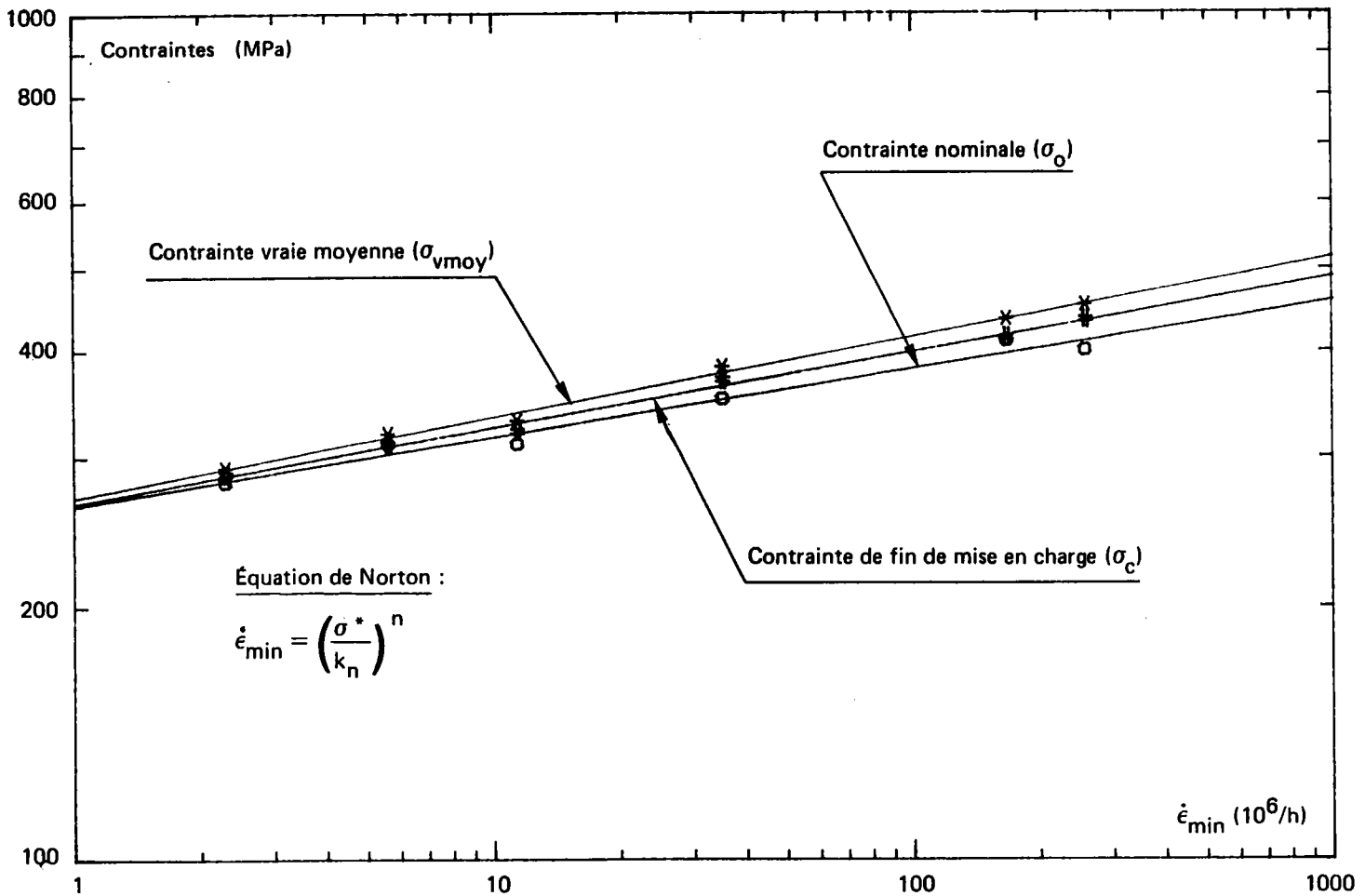


Figure VII-1 — Relations entre les contraintes caractéristiques du fluage et la vitesse minimale de fluage «loi de Norton».

Le programme informatique qui a été élaboré au cours de cette étude permet de tracer (pour chaque essai de fluage), l'évolution réelle de l'endommagement de fluage telle qu'elle est décrite par la relation (VII-18), en fonction du rapport (t/t_R). La figure VII-2 montre bien cette évolution.

Ensuite, une régression linéaire donne la valeur de la pente (1/1+k), de la courbe "théorique" de dommage de chaque essai de fluage. Une valeur moyenne de (1/1+k)moy est obtenue, d'où la valeur moyenne du coefficient k_{moy} de la loi de fluage de l'ONERA. Finalement, la valeur du troisième coefficient A est obtenue à partir de la relation $k_r = r \log A - \log (1+k)$.

VII-2.3.2 - *Résultat de l'identification des trois coefficients de la loi de fluage.*

L'ensemble des valeurs des coefficients r, k et A obtenues pour l'alliage 800 grade 2 à 550°C (vieilli 3000 h à 550°C) est donné dans le tableau VII-II et sur la figure VII-2.

Nous constatons sur cette figure, que pour les essais courts (t_R < 500 h) sous fortes contraintes, on obtient un bon accord entre l'allure générale des courbes expérimentales $D = f(t_R)$ et celle de la courbe "théorique" tracée en pointillés pour une contrainte moyenne.

Par contre, pour les autres essais, il existe des écarts sensibles entre les courbes qui se traduisent d'ailleurs par des coefficients de régression moins bons pour la détermination des valeurs de k. Ces écarts sont à relier aux irrégularités observées dans l'évolution de la vitesse de fluage $\dot{\varepsilon}_{fl}$ en fonction du temps (cf. IV), dues à l'évolution structurale du matériau en cours d'essai.

On peut remarquer que les valeurs de k obtenues pour chaque essai ne sont pas constantes, mais sont croissantes avec σ (tableau VII-III et figure VII-3). Compte tenu des anomalies observées sur les courbes de dommage qui entraînent une imprécision sur la détermination de la pente 1/1+k, et par suite sur celle de k, il n'a pas été possible de définir une loi d'évolution de k en fonction de σ avec suffisamment de précision. Nous avons donc retenu pour k la valeur moyenne obtenue en faisant la moyenne des pentes :

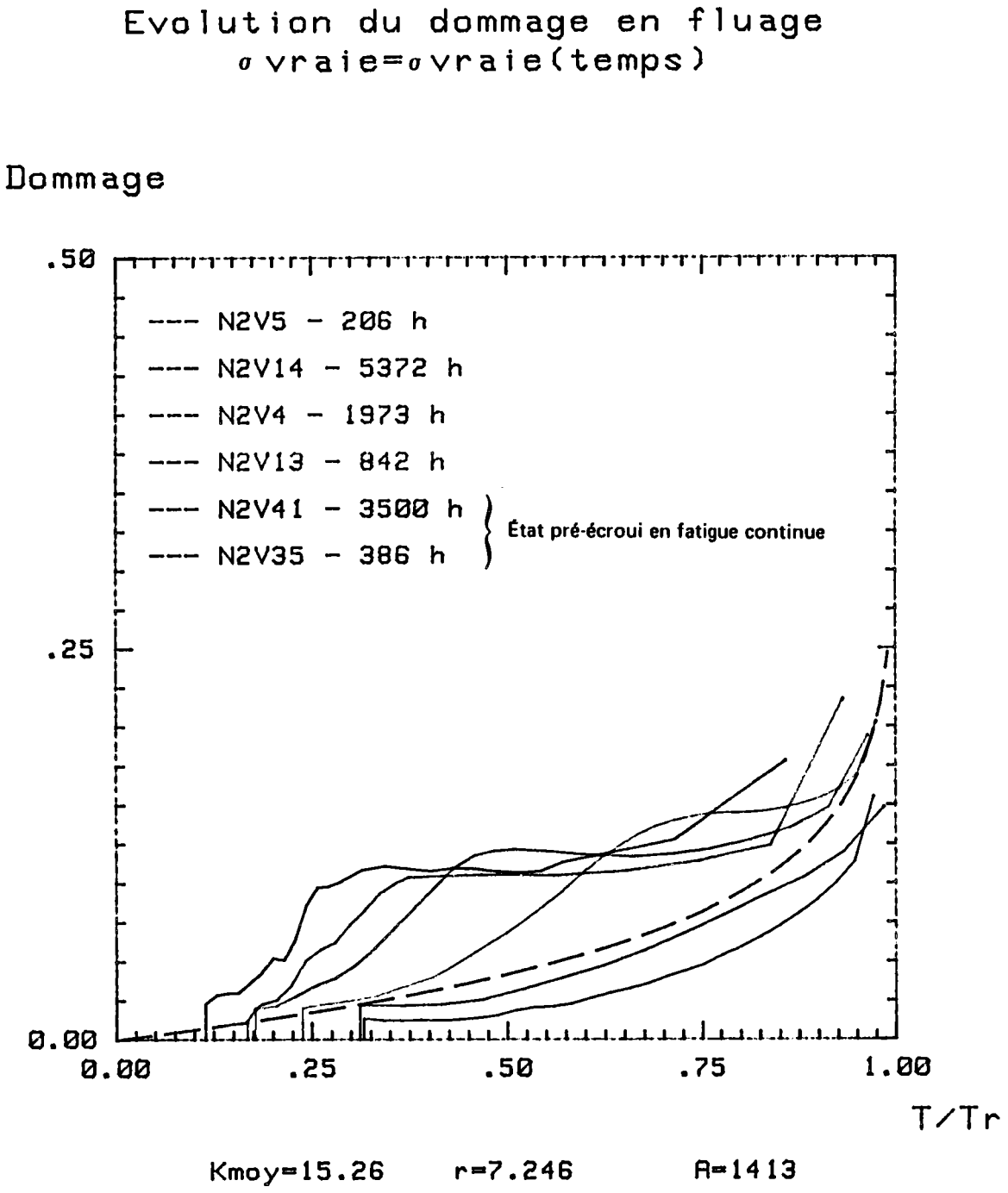


Figure VII-2 – Évolution du dommage en fluage de l'alliage 800 grade 2 à 550°C à l'état vieilli.

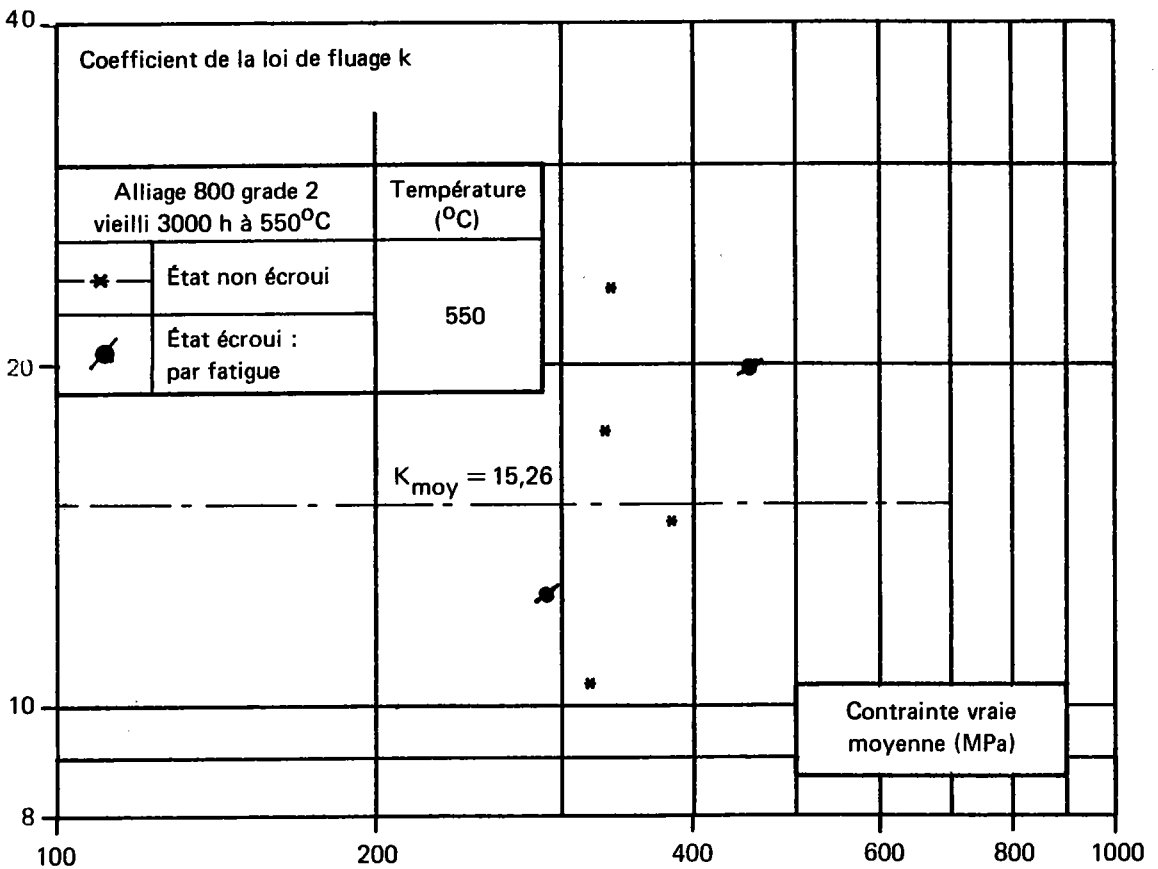


Figure VII-3 – Évolution du coefficient k de la loi de fluage, en fonction de la contrainte vraie moyenne appliquée au cours de chaque essai de fluage.

TABLEAU VII-I – COEFFICIENTS DE LA LOI DE NORTON OBTENUS SUR L'ALLIAGE 800 Grade 2 A 550°C VIEILLI 3000 h A 550°C.

Choix de la contrainte σ (MPa)	Valeur du coefficient (K_n)	Valeur du coefficient (n)	Coefficient de corrélation (r)
Contrainte nominale $\sigma_o = F/S_o$	263,2	12,49	0,995
Contrainte de fin de mise en charge : σ_c	264,7	11,29	0,997
Contrainte vraie moyenne : $\sigma_{v\ moy}$	268,8	10,64	0,997

TABLEAU VII-II – RÉSULTAT DE L'IDENTIFICATION DES TROIS COEFFICIENTS DE LA LOI DE FLUAGE DU MODELE DE L'ONERA POUR L'ALLIAGE 800 Grade 2 A 550°C (Vieilli 3000 h à 550°C).

Coefficients de la loi de NORTON		Choix de la contrainte	Coefficients de la loi de fluage		
K_n	n	σ (MPa)	r	k_{moy}	A
268,8	10,64	Contrainte vraie moyenne $\sigma_{v\ moy}$	7,246	15,26	1413

TABLEAU VII-III – RÉSULTATS DES VALEURS DU COEFFICIENT DE LA LOI DE FLUAGE MONTRANT LA DÉPENDANCE DE LA CONTRAINTE.

Repères	σ_o	$\sigma_{v\ moy}$ (MPa)	t_R (h)	$\frac{1}{1+k}$	k
N2V-5	400	451	206	0,038	25,40
N2V-14	280	291	5 372	0,061	15,40
N2V-4	310	330	1 973	0,043	22,50
N2V-13	350	382	842	0,050	18,90
N2V-41	310	319	3 500	0,070	13,24
N2V-35	410	435	386	0,030	32,10

TABLEAU VII-IV – RÉSULTATS DE LA SIMULATION DE LA RUPTURE EN FLUAGE.

Repères	σ_o (MPa)	$\sigma_{v\ moy}$ (MPa)	t_R (h) (Exp ce)	σ équivalente (MPa)	t_r (h)	$\frac{t_{r\ cal}}{t_{r\ exp}}$
N2V-5	400	451	206	452	238	1,16
N2V-14	280	291	5 372	291	5 818	1,08
N2V-4	310	330	1 973	330	2 303	1,17
N2V-13	350	382	842	381	826	0,98
N2V-41	310	319	3 500	317	3 132	0,90
N2V-35	410	435	386	429	345	0,90

$$\frac{1}{1+k_{moy}} = \frac{1}{N} \sum_{n=1}^{N} \frac{1}{1+k(n)} \qquad \text{(VII-19)}$$

où N est le nombre d'essais.

VII;2.4 - Simulation de la rupture en fluage

Avec les coefficients obtenus précédemment par $\sigma = \sigma_{vmoy}$, on procède à une simulation de l'évolution du dommage pour chaque essai de fluage à l'aide de la relation différentielle :

$$dD_c = \left(\frac{\sigma(t)}{A}\right)^r (1-D)^{-k}\, dt \qquad \text{(VII-11)}$$

où : $$\sigma(t) = \sigma_o \left(1 + \varepsilon_c + \varepsilon_{f1}(t)\right)$$

Connaissant l'évolution expérimentale de la déformation de fluage en fonction du temps, on intègre le dommage par morceaux pour chaque essai suivant la relation:

$$(1-D_1)^{k+1} - (1-D_2)^{k+1} = (1+k) \int_{t_1}^{t_2} \left(\frac{\sigma(t)}{A}\right)^r dt$$

$$(1-D_1)^{k+1} - (1-D_2)^{k+1} = (1+k) \left(\frac{\sigma(t_1) + \sigma(t_2)}{2\,A}\right)^r (t_2-t_1)$$

Au dernier couple calculé (t,D) on associe une contrainte équivalente $\sigma_{éq}$ calculée à partir de (VII-13) et telle que le dommage vaut D au bout du temps t sous une contrainte σ_{eq} constante pendant tout l'essai. Le temps à rupture calculé est ensuite extrapolé avec la valeur de $\sigma_{éq}$.

Les valeurs de la contrainte équivalente et du temps à rupture prédit sont données dans le tableau VII-IV . Les courbes obtenues par intégration sont retracées sur la figure VII-4 , l'extrapolation du temps à rupture étant en pointillés.

On constate que les valeurs de σ_{eq} sont assez voisines des valeurs de σ_{vmoy}, ce qui justifie a posteriori le choix de $\sigma_{v\,moy}$ que nous avons fait pour les identifications des coefficients du dommage, la contrainte vraie moyenne étant pratiquement la contrainte équivalente au sens du dommage. De ce fait, la prédiction du temps à rupture est très satisfaisante, l'écart correspondant à la différence entre les points expérimentaux et la relation :

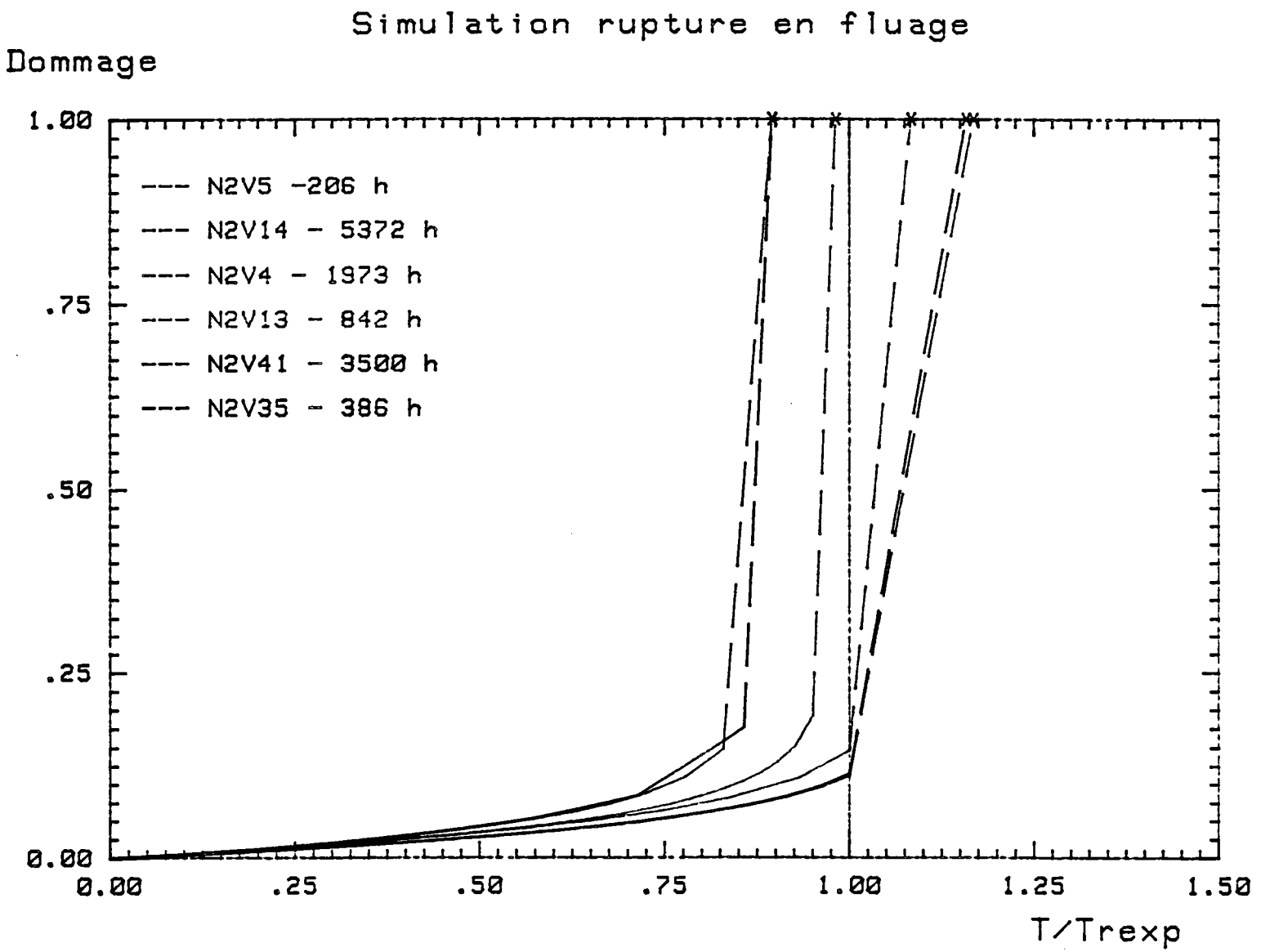


Figure VII-4 – Simulation de l'évolution du dommage en fluage pour chaque essai.

$$t_R = \frac{1}{k+1}\left(\frac{\sigma}{R}\right)^{-r} \qquad \text{(VII-12)}$$

On peut remarquer également sur la figure VII-4 que le dommage de fluage s'initie dès le début de l'essai, la pente à l'origine étant :

$$\frac{dD}{dt}\ (t=0) = \left(\frac{\sigma_c}{A}\right)^r .$$

Par contre, pour avoir une "mesure" physique du dommage, nous avions supposé que le dommage restait nul jusqu'à la fin du fluage secondaire.

VII.2.5 - Conclusion

La loi proposée par les auteurs (9 et 10), pour traiter le phénomène d'endommagement de fluage des structures, et qui est introduite par la suite dans le modèle d'interaction fatigue-fluage de "l'ONERA", demande donc l'identification de 3 coefficients r, k, A. Pour cela il faut :

- Effectuer pour chaque matériau étudié une série d'essais de fluage menés jusqu'à rupture sur une large gamme de durées (durée cumulée > 11.000 heures dans la présente étude).
- Faire le choix d'une loi pour "mesurer" le dommage. Dans notre cas, le choix de la loi de Norton a été basé sur sa simplicité, mais elle nécessite néanmoins l'identification de 2 coefficients supplémentaires (k_n, n).

Mais les hypothèses utilisées pour cette mesure du dommage en cours d'essai ne sont pas prises en compte au niveau du modèle de dommage de fluage où le seul paramètre mécanique caractérisant l'essai est une contrainte constante caractéristique de l'essai. Nous avons vu que le choix le plus raisonnable pour cette contrainte était de prendre la contrainte vraie moyenne, associée à la déformation moyenne de fluage.

VII.3. CAS DE LA FATIGUE

VII.3.1 - Description du modèle d'endommagement de fatigue de l'ONERA

VII.3.1.1 - *Présentation générale*

Comme pour le fluage, on introduit un paramètre scalaire (D) décrivant l'état d'endommagement du matériau qui est nul dans les conditions initiales du matériau vierge et égal à 1 à la rupture.

En fatigue oligocyclique, le dommage D représente la dégradation du matériau pendant la durée de vie en fatigue.

J.L. Chaboche (12), propose de relier expérimentalement l'endommagement au cours d'un essai de fatigue "pure", sans intervention du fluage, aux paramètres mécaniques globaux que l'on a l'habitude de définir sur l'élément de volume du matériau étudié (par exemple : sur la partie utile de l'éprouvette de traction-compression); il utilise la contrainte comme paramètre mécanique d'état, considérant que la contrainte est la cause principale du phénomène d'endommagement de fatigue et propose une loi d'endommagement sous la forme différentielle :

$$\frac{dD_F}{dN} = f_2\ (\Delta\sigma\ ,\ \sigma_{moy}\ ,\ h\ ,\ f\ ,\ T\ ,\ D_F) \qquad \text{(VII-21)}$$

avec : D_F = dommage de fatigue.

$\Delta\sigma$ = variation de contrainte nominale appliquée (MPa)

σ_{moy} = contrainte moyenne (MPa)

h = paramètre traduisant l'histoire du matériau et qui peut permettre de rendre compte d'une modification des propriétés du matériau par sollicitation mécanique préalable.

f = fréquence de la sollicitation.

T = température (°C).

Les paramètres (h , f et T) sont supposés constants et connus. Ils définissent les conditions d'essai du matériau, mais pourront avoir une influence sur les coefficients de la loi d'endommagement. Donc, finalement, on a :

$$dD_F = f_2 (\Delta\sigma , D_F , \sigma_{moy}) \, dN \qquad \text{(VII-5)}$$

VII.3.1.2 - *Mesure du dommage de fatigue*

J.L. Chaboche (12) propose d'évaluer le dommage D en fonction du nombre de cycles effectués à partir de la mesure de l'amplitude de déformation plastique ($\Delta\varepsilon_p$), en se basant sur deux hypothèses :

Hypothèse 1 : En fatigue oligocyclique, on suppose (12, 13, et 14) que l'on peut définir une loi de consolidation cyclique reliant les paramètres mécaniques au cycle stabilisé sous la forme :

$$\frac{\Delta\varepsilon}{2}p = f\left(\frac{\Delta\sigma}{2}\right). \qquad \text{(VII-22)}$$

où $\Delta\sigma/2$, $\Delta\varepsilon_p/2$ sont les amplitudes de contrainte et de déformation plastique au cycle stabilisé de l'essai de fatigue.

Hypothèse 2 : La seconde hypothèse consiste à supposer que la relation (VII-2.2) reste valable du cycle stabilisé à la fin de l'essai de fatigue, à condition de remplacer, lorsqu'apparaît le dommage au-delà du cycle stabilisé, l'amplitude de contrainte nominale ($\Delta\sigma/2$) par une amplitude de contrainte effective ($\Delta\varepsilon_{eff}/2$). Par analogie avec les lois développées pour la rupture en fluage (4), (cf. chapitre précédent), l'amplitude de contrainte effective est définie par l'expression :

$$\frac{\Delta\sigma_{eff}}{2} = \frac{1}{(1-D)} \cdot \frac{\Delta\sigma}{2} \qquad \text{(VII-1)}$$

Ceci suppose implicitement que le dommage reste nul pendant la première moitié de la durée de vie du matériau.

En pratique, on choisit pour la loi cyclique une loi puissance telle que :

$$\frac{\Delta\sigma(N_S)}{2} = K_c \left(\frac{\Delta\varepsilon_p(NS)}{2}\right)^{m_c} \qquad \text{(VII-23)}$$

où : K_c, m_c sont les coefficients de la loi de consolidation cyclique qui dépendent du matériau et des conditions de l'essai.

Au-delà du cycle stabilisé, en introduisant la contrainte effective, on obtient :

$$\frac{\Delta\sigma}{2(1-D)} = K_c \left(\frac{\Delta\varepsilon_p(N)}{2}\right)^{m_c} \qquad \text{(VII-24)}$$

$$1-D = \frac{\Delta\sigma}{2K_c} \quad \frac{1}{\left(\frac{\Delta\varepsilon_p(N)}{2}\right)^{m_c}}.$$

La relation (VII-23) permet alors d'obtenir, en remplaçant K_c en fonction de $\Delta\sigma/2(N_S)$ et $\Delta\varepsilon_p/2\ (N_S)$:

$$D = 1 - \left(\frac{\Delta\varepsilon_p(N_S)}{\Delta\varepsilon_p(N)}\right)^{m_c} \qquad \text{(VII-25)}$$

Remarque : Au cycle N ($N > N_S$), l'endommagement est donc évalué à partir de la valeur de la déformation plastique $\Delta\varepsilon_p$ au cycle N rapportée à la valeur au cycle stabilisé conventionnel à mi-durée de vie.

L'application à un produit à base de nickel type IN 100 (12) est présentée sur la figure VII-5.

VII.3.1.3 - *Modèle proposé*

J.L. Chaboche (12) propose deux formes de fonctions puissances pour représenter l'évolution du dommage :

$$\frac{d\,D_F}{dN} = A \quad \frac{(\Delta\sigma)^{\beta}}{(1-D_F)^{a(\Delta\sigma)}} \qquad \text{(VII-26)}$$

$$\frac{d\,D_F}{dN} = B \quad \left(D_F\right)^{b/\Delta\sigma} \quad (\Delta\sigma)^{\beta} \qquad \text{(VII-27)}$$

La différence entre ces deux formulations est schématisée sur la figure VII-6. qui permet de constater que :

a) Pour un dommage initial nul, pour l'expression (VII-26), la vitesse d'évolution du dommage est différente de zéro. Cependant, dans le cas de l'expression (VII-27), la vitesse d'évolution du dommage est nulle.

b) A la rupture ($D_F = 1$), l'expression (VII-26) donne une vitesse infinie, tandis que l'expression (VII-27) conduit à une vitesse constante.

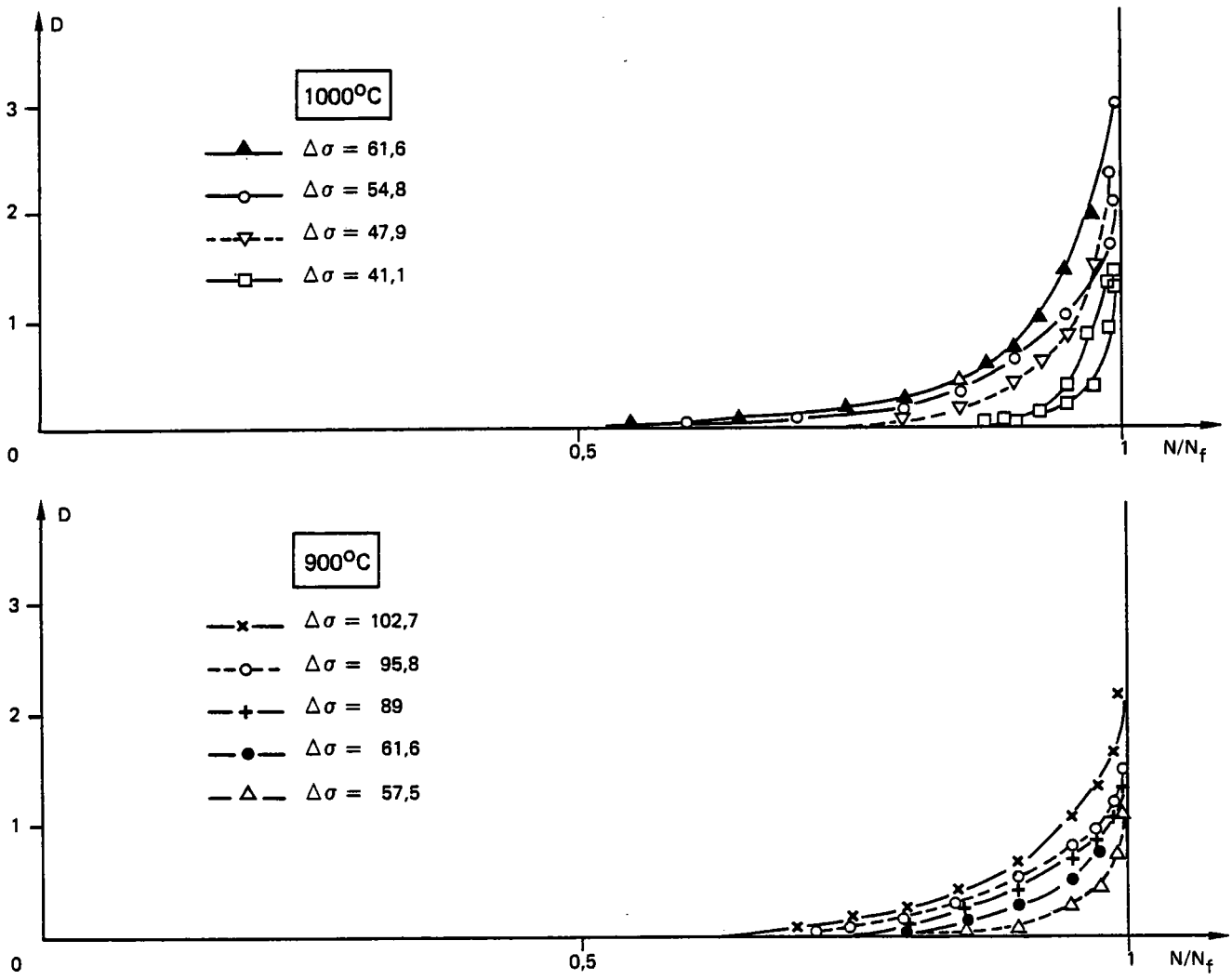


Figure VII-5 — Évolution du dommage au cours des essais de fatigue pour un alliage base Nickel type IN 100, d'après [12].

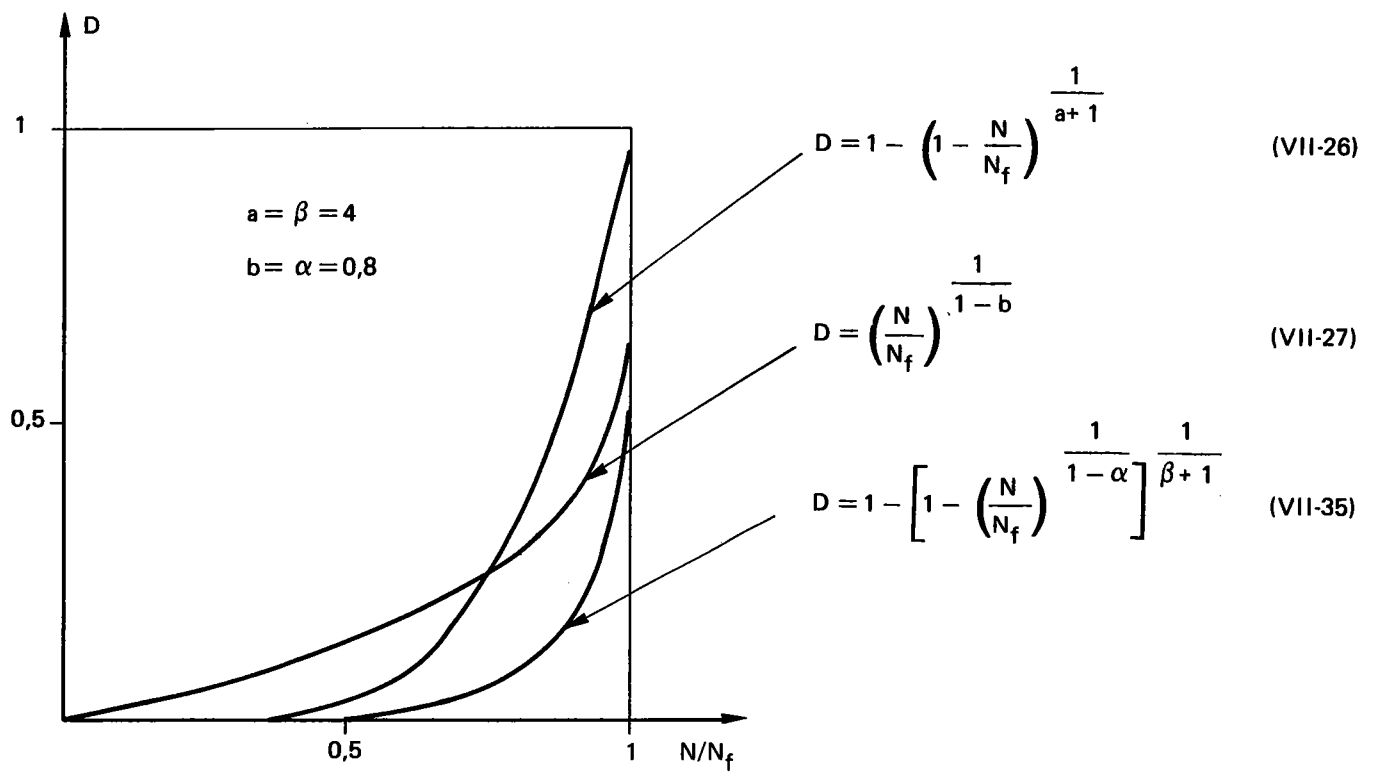


Figure VII-6 – Évolution du dommage calculé par les trois modèles, d'après [12].

La comparaison des courbes calculées par les équations (VII-26 et VII-27) et de la figure VII-5 suggère l'utilisation d'une loi d'endommagement de fatigue dont la vitesse $\dot{D}$ est nulle à l'origine et infinie à la rupture. On définit alors une troisième loi (VII-35) pour décrire l'évolution du dommage en fatigue. Cette loi dépend du dommage lui-même, de la contrainte maximale en traction, de la contrainte moyenne du cycle et du nombre de cycles :

$$dD_F = \left(1 - (1-D)^{1+\beta}\right)^{\alpha} \left(\frac{\sigma_{tmax} - \sigma_{moy}}{M(\sigma_{moy})\ (1-D_F)}\right)^{\beta} dN \qquad \text{(VII-28)}$$

Cette loi permet d'obtenir une vitesse d'évolution du dommage de fatigue nulle pour $D_F = 0$ et une vitesse infinie pour $D_F = 1$.

Avec :
$$(1-\alpha) = a \left(\frac{\sigma_{tmax} - \sigma_1(\sigma_{moy})}{\sigma_u - \sigma_{tmax}}\right) \qquad \text{(VII-29)}$$

avec la notation :
$$\begin{cases} \langle H \rangle = H & \text{si } H > 0 \\ \langle H \rangle = 0 & \text{si } H \leq 0 \end{cases}$$

$$M(\sigma_{moy}) = M_o\ (1 - b\ \sigma_{moy}) \qquad \text{(VII-30)}$$

$$\sigma_1\ (\sigma_{moy}) = \sigma_{moy} + \sigma_{1o}\ (1-b\ \sigma_{moy}) \qquad \text{(VII-31)}$$

La forme choisie est complexe; elle fait intervenir 6 coefficients (σ_u est la contrainte ultime en traction, σ_{1o} la limite de fatigue et β, α, M_o et b qui sont des coefficients que l'on doit identifier pour chaque type de matériau).

L'expression (VII-28) permet de calculer :

- le nombre de cycles à rupture (N_R);
- l'évolution du dommage (D) en fonction de N/N_R.

VII.3.1.3.1 - *Nombre de cycles à rupture (N_R) :*

Pour calculer le nombre de cycles à rupture (N_R) d'un essai de fatigue oligocyclique, on intègre l'expression (VII.28) de D = 0 à D = 1 et de N = 0 à $N = N_R$. On obtient alors :

$$N_R = \frac{1}{(1-\alpha)\ (1+\beta)\ \left(\frac{\Delta\sigma/2}{M}\right)^{\beta}} \ . \qquad \text{(VII-32)}$$

C'est cette expression qui permet de tracer la courbe de Wöehler.

VII.3.1.3.2 - *Evolution du dommage de fatigue.*

Pour le même type d'essais de fatigue-continue, si on intègre l'expression (VII-28) entre D = 0 et D = D_F on obtient la relation suivante :

$$1 - (1-D_F)^{1+\beta\ (1-\alpha)} = (1+\beta)\ (1-\alpha) \left(\frac{\Delta\sigma/2}{M(\sigma_{moy})}\right)^{\beta} . N \qquad \text{(VII-33)}$$

En utilisant la relation (VII-32), on constate que le membre de droite se réduit à N/N_R, soit :

$$\left(1 - (1-D_F)^{1+\beta}\right)^{(1-\alpha)} = \left(\frac{N}{N_R}\right) \qquad \text{(VII-34)}$$

où encore : $$(1-D_F)^{1+\beta} + \left(\frac{N}{N_R}\right)^{1/(1-\alpha)} = 1.$$

D'où finalement :

$$D_F = 1 - \left[1 - \left(\frac{N}{N_R}\right)^{1/(1-\alpha)}\right]^{1/(1+\beta)} \qquad \text{(VII-35)}$$

C'est cette relation qui permet de décrire l'évolution du dommage de fatigue, en fonction du nombre de cycles.

VII.3.2 - Identification des coefficients de la loi de fatigue.

VII.3.2.1. - *Courbe de Wöehler*

Pour les essais de fatigue oligocyclique continue sous déformation alternée, les valeurs de la contrainte moyenne restent faibles. L'identification des coefficients de la courbe de Woehler a donc été faite avec les hypothèses suivantes :

$\sigma_{tmax} = \sigma_a$
b = 0,005 (coefficient d'influence de σ_{moy})
$\sigma_1 = \sigma_{1o}$

L'équation de la courbe devient alors :

$$N_R = \frac{1}{a}\left(\frac{\sigma_u - \sigma_a}{\sigma_a - \sigma_{1o}}\right)\frac{1}{1+\beta}\left(\frac{\sigma_a}{M}\right)^{-\beta} \qquad \text{(VII-36)}$$

pour : $\sigma_{1o} < \sigma_a < \sigma_u$

Physiquement σ_u représente la limite ultime de la courbe qui correspond à la contrainte de rupture statique (rupture au premier quart de cycle) et σ_{1o} la limite inférieure de rupture en fatigue qui correspond à la limite d'endurance.

Les points expérimentaux actuellement disponibles en fatigue oligocyclique continue sur le produit étudié en l'état vieilli ont des nombres de cycles à rupture compris entre 1500 et 30.000 cycles. Ils ne suffisent pas à déterminer à eux seuls les paramètres σ_u et σ_{1o}. Pour effectuer la régression non linéaire nous avons donc ajouté aux données de fatigue :

- les valeurs obtenues au cours des essais de traction sur le même produit et à la même température en approchant la contrainte ultime par le produit :

$$\sigma_u = R_m \cdot (1+A) \qquad \text{(VII-37)}$$

soit :

Essai	R_m (MPa)	A (%)	σ_u (MPa)
N2V15	539	37	738
N2V33	537	36	730
Valeur moyenne	-	-	734

- une hypothèse sur l'amplitude de contrainte menant à la rupture en 10^6 cycles. Ce point devant être validé expérimentalement, nous avons considéré plusieurs valeurs possibles de la contrainte :

  Cas 0 : aucun point supplémentaire
  Cas 1 : σ_a = 200 MPa
  Cas 2 : σ_a = 220 MPa
  Cas 3 : σ_a = 240 MPa.

Par régression non linéaire sur l'expression donnant N_R en fonction de σ_a ,

$$N_R = \left(\frac{\sigma_u - \sigma_a}{\sigma_a - \sigma_{1c}}\right)\sigma_a^{-\beta} \quad \frac{1}{1+\beta} \quad \frac{M^\beta}{a} \qquad \text{(VII-38)}$$

on identifie les coefficients σ_u , σ_{1o} , β et le produit M^β/a pour les différentes hypothèses retenues (tableau VII-V). Il est impossible, sur cette expression uniquement, de séparer les coefficients a et M. Tous les couples tels que $M^\beta/a = K$ fixé donnent la même courbe de Woehler. C'est ce que montre la figure VII-7. Pour séparer ces coefficients, il faut suivre l'évolution du dommage pendant les essais.

VII.3.2.2 - *Evolution du dommage*

Pour suivre l'évolution du dommage en fonction du nombre de cycles pour un essai donné, nous avons suivi la démarche proposée par Chaboche. Cependant, pour augmenter la sensibilité du phénomène, nous avons considéré que dans la formule (VII-24), la contrainte effective au cycle N était en fait la contrainte réellement mesurée au cycle N divisée par (1-D) :

$$\frac{\Delta\sigma(N)}{1-D} = K_c \left(\Delta\varepsilon_p(N)\right)^{m_c}$$

d'où :

$$D = 1 - \frac{\Delta\sigma(N)}{K_c} \left(\frac{1}{\Delta\varepsilon_p(N)}\right)^{m_c}$$

Et en remplaçant K_c en fonction des valeurs de $\Delta\sigma$ et $\Delta\varepsilon_p$ au cycle stabilisé, on obtient :

$$D = 1 - \frac{\Delta\sigma(N)}{\Delta\sigma(N_S)} \left(\frac{\Delta\varepsilon_p(N_S)}{\Delta\sigma_p(N)}\right)^{m_c} \qquad \text{(VII-39)}$$

Les courbes correspondantes d'évolution du dommage sont données sur la figure VII-8. Par ailleurs, la loi de dommage prévoit une évolution de D en fonction du nombre de cycles par la relation (VII-35) :

$$D = 1 - \left[1 - \left(\frac{N}{N_R}\right)^{\frac{1}{1-\alpha(\Delta\sigma)}}\right]^{\frac{1}{1+\beta}}$$

En égalant les deux expression du dommage, on obtient :

$$1 - \left[\frac{\Delta\sigma(N)}{\Delta\sigma(N_S)} \left(\frac{\Delta\varepsilon_p(N_S)}{\Delta\varepsilon_p(N)}\right)^{m_c}\right]^{(1+\beta)} = \left(\frac{N}{N_R}\right)^{\frac{1}{1-\alpha(\Delta\sigma)}} \qquad \text{(VII-40)}$$

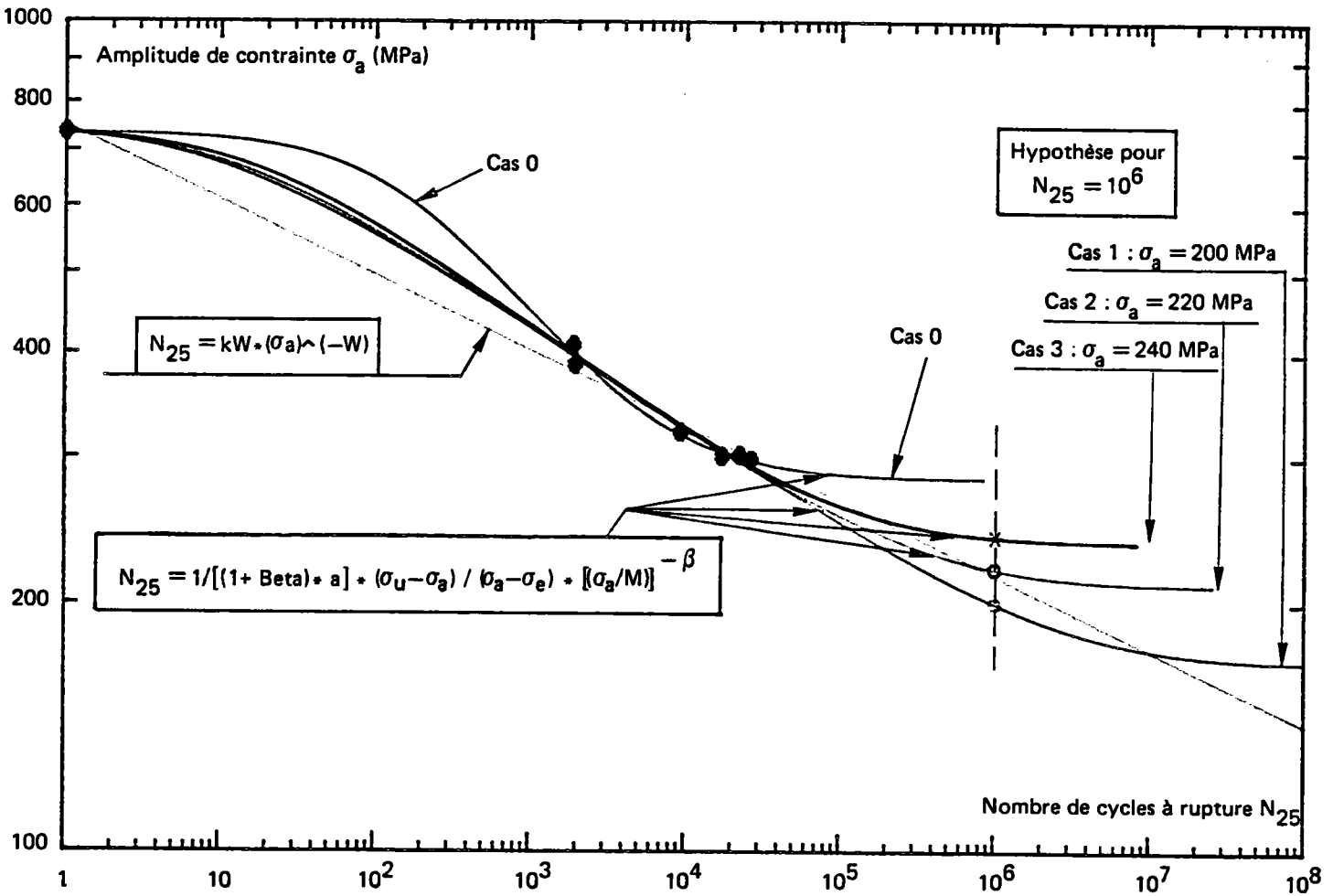


Figure VII-7 — Influence des différentes hypothèses sur l'allure de la courbe de Woehler.

TABLEAU VII-V – RÉSULTAT DE L'IDENTIFICATION DES COEFFICIENTS POUR LES DIFFÉRENTS CAS CONSIDÉRÉS.

Cas	Nombre de points	σ_u (MPa)	$\sigma_{\ell o}$ (MPa)	β	$(M)^{\beta}/a$	a	M
0	7	735,6	282,3	1,026	$6{,}2.10^{5}$	0,816	363 600
1	8	748,4	169,1	5,576	$2{,}5.10^{18}$	0,278	1 587
2	8	745,2	209,9	4,964	$4{,}8.10^{16}$	0,365	1 877
3	8	742,2	236,1	4,289	$6{,}6.10^{14}$	0,456	2 375

TABLEAU VII-VI – VALEURS DU COEFFICIENT a OBTENUES POUR LES DIFFÉRENTS ESSAIS DE FATIGUE CONTINUE DANS LE CAS N° 2 ($\sigma_a = 220$ MPa pour $N_{25} = 10^6$ cycles).

Essai	$\Delta\epsilon_t$ (%)	σ_a (MPa)	a
N2V-1	0,6	298	0,564
N2V-11	0,6	302	0,365
N2V-16	0,6	300	0,411
N2V-20	0,8	321	0,323
N2V-10	1,5	387	0,362
N2V-18	1,5	408	0,276

Avec $\sigma_u = 745{,}2$, $\sigma_{\ell o} = 209{,}9$ et $\beta = 4{,}964$.

TABLEAU VII-VII – RÉSULTATS DE SIMULATION DE LA RUPTURE EN FATIGUE CONTINUE DE L'ALLIAGE 800 Grade 2 A L'ÉTAT VIEILLI 3000 h A 550°C DANS LE CAS N° 2.

Repères	$\Delta\epsilon_t$ (%)	σ_a (MPa) à (N_S)	N25 (cycles)	σ_{rupt} (MPa) à ($N = N_{25}$)	N_r (cycles) calculé	Rapport $\frac{N_{cal}}{N_{25}}$
N2V-1	0,6	298	26 662	286	25 496	0,96
N2V-11	0,6	302	21 360	293	24 133	1,10
N2V-16	0,6	300	17 190	310	25 036	1,46
N2V-20	0,8	321	9 234	334	12 663	1,40
N2V-10	1,5	387	1 932	402	2 556	1,32
N2V-18	1,5	408	1 885	391	1 537	0,82

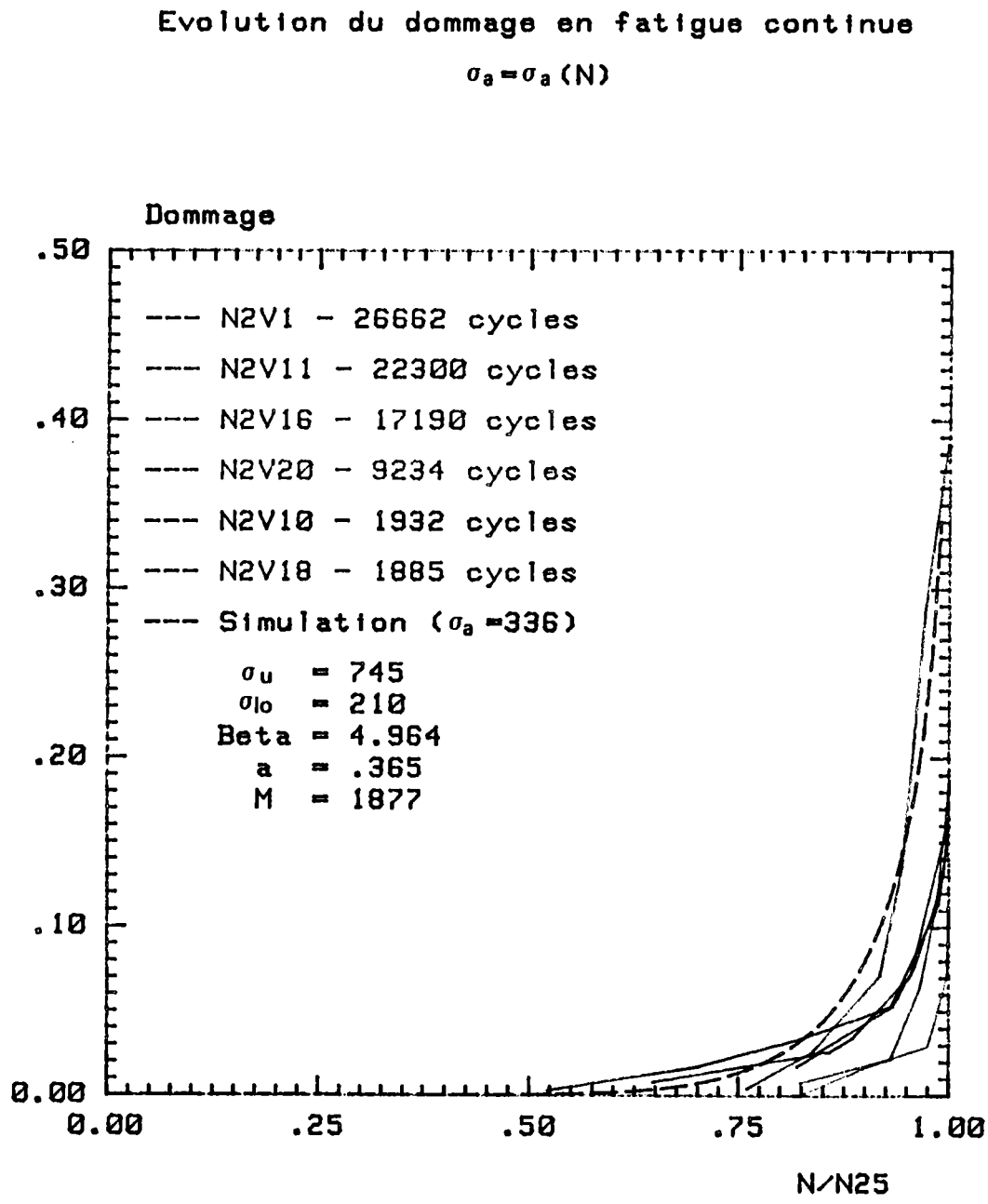


Figure VII-8 – Évolution du dommage D de fatigue continue donnée par la relation VII-39 en fonction de N/N_{25} (cas n° 2).

Par régression linéaire, on détermine pour chaque essai la pente $1/(1-\alpha(\Delta\sigma))$ qui est par ailleurs égale à :

$$\frac{1}{1-\alpha(\Delta\sigma)} = \frac{1}{a} < \frac{\sigma_u - \sigma_a}{\sigma_a - \sigma_{1o}} >$$

(remarque : on suppose que $\sigma_{tmax} = \sigma_a$ en fatigue-continue).

Connaissant la pente $1/(1-\alpha)$, on calcule pour chaque essai la valeur de a, les autres coefficients ayant déjà été déterminés (σ_u , σ_{1o} , β). Dans le cas (2), on obtient les valeurs données dans le tableau VII-VI. On constate que a n'est pas une constante, mais dépend encore de la contrainte σ_a.

En fait, on retient une valeur moyenne de a (obtenue en faisant la moyenne des valeurs de 1/a, plus proches des pentes expérimentales, et on en déduit M connaissant M^β/a. Les résultats complets sont donnés dans le tableau VII-V.

VII.3.3 - Simulation de la rupture en fatigue continue

Avec les coefficients obtenus précédemment, on procède à une simulation de l'évolution du dommage pour chaque essai à l'aide de la relation (VII-28).

$$\int_o^{D_F} \frac{(1-D)^\beta \, dD}{\left[1-(1-D)^{1+\beta}\right]^\alpha} = \int_o^N \left(\frac{\Delta\sigma}{2M}\right)^\beta dN$$

Lorsque $\Delta\sigma$ est constant, l'intégration conduit à la relation (VII-33) et par suite, à la relation (VII-35).

$$D_F = 1 - \left[1 - \left(\frac{N}{N_R}\right)^{1+1-\alpha}\right]^{\frac{1}{1+\beta}}$$

Sur la figure VII-9, on a reporté les points correspondant à l'intégration numérique morceaux par morceaux, en prenant $\Delta\sigma(N)$, comparé à la courbe obtenue par la relation (VII-35).

On constate un très bon accord entre les deux tracés. Dans les deux cas, la valeur de α a été calculée pour la valeur de σ_a au cycle stabilisé.

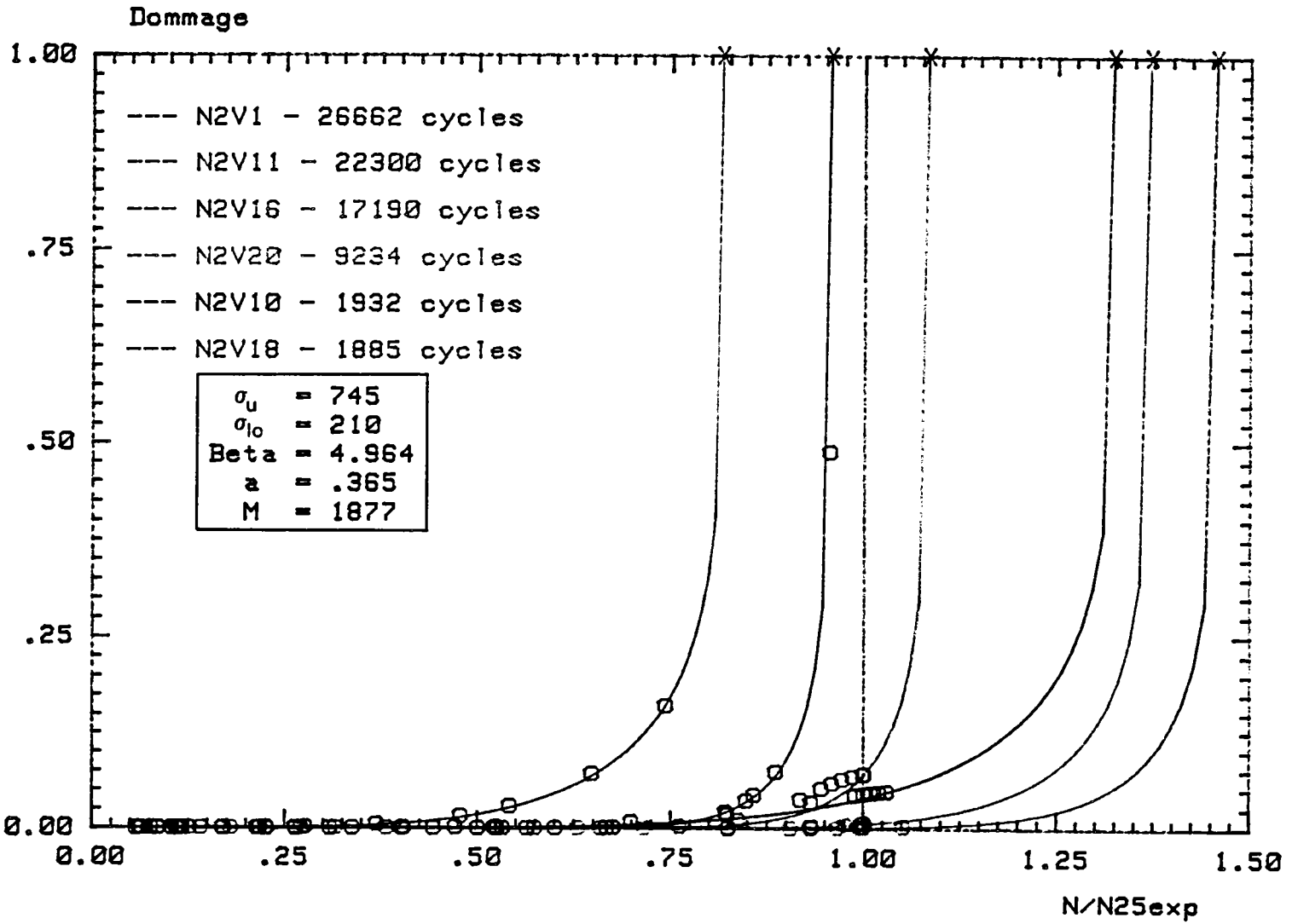


Figure VII-9 – Simulation rupture en fatigue continue de l'Alliage 800 grade 2 à 550°C à l'état vieilli 3000 h à 550°C.

En ce qui concerne le nombre de cycles à rupture on vérifie que l'on a un bon accord entre la prévision et l'expérience, la formule (VII-32) ayant été ajustée sur les points expérimentaux (cf. tableau VII-VII). Dans ce tableau figure la contrainte σ_{rupt} qui produirait la rupture en $N_R=N_{25\ exp.}$ cycles recalculée par la relation VII-32. On constate que l'écart maximal observé entre σ_{rupt} et σ_a est de 17 MPa. Un tel écart se traduit par des écarts importants sur le nombre de cycles à rupture, particulièrement pour les faibles amplitudes (près de 50 % d'écart).

VII.3.4 - Conclusion

Pour valider le modèle de dommage en fatigue-continue, il faut identifier 7 coefficients : m_c, k_c, σ_u, σ_{lo}, M, β et a. Pour cela, il faut :

- Effectuer des essais de fatigue oligocyclique continue menés jusqu'à rupture dans toute la gamme des amplitudes visées et en particulier sous faibles déformations ($\Delta\varepsilon_t < 0,5$ %).
- Effectuer un ou deux essais de traction pour connaître la contrainte σ_u qui représente la limite supérieure de la courbe de Woehler.
- Déterminer les coefficients de la courbe de Wöehler : σ_{lo} , β et une combinaison de M et a.

Pour séparer les coefficients a et M, il faut choisir une loi "physique" permettant de "mesurer" le dommage de fatigue pendant un essai.

La loi "physique" retenue peut, par exemple, être une extension de la loi de consolidation cyclique incluant le dommage (identification de deux coefficients K_c, m_c).

Une fois tous les coefficients obtenus pour l'alliage 800 grade 2 vieilli à 550°C, la simulation de la rupture est en bon accord avec les résultats expérimentaux en fatigue continue. Pour améliorer encore cet accord, il faudrait disposer de davantage de points expérimentaux et ce, tout particulièrement dans le domaine des faibles déformations.

VII.4 - CAS DE L'INTERACTION FATIGUE-FLUAGE

VII.4.1 - Description de la loi d'interaction fatigue-fluage de l'ONERA.

Nous avons vu (cf. VII.1.4) que dans le cas où les dommages de fatigue et de fluage sont simultanément présents, une interaction non linéaire pouvait être obtenue en faisant la somme des dommages élémentaires de fatigue et de fluage:

$$dD = d\,D_c + d\,D_F.$$

$$dD = \left[\left(\frac{\sigma}{A}\right)^r \quad (1-D)^{-k} dt\right] + \left[\left(1 - (1-D)^{1+\beta}\right)^{\alpha} \quad \left(\frac{\Delta\sigma/2}{M(1-D)}\right)^{\beta} dN\right] \qquad \text{(VII-41)}$$

Dans le cas des essais de fatigue-relaxation, on fait l'hypothèse que les dommages de fatigue et de fluage peuvent être considérés consécutivement au cours d'un cycle. Le calcul s'effectue alors de la façon suivante :

a) La contribution "du fluage" provoque une variation du dommage total qui passe de D_o à D_1 et que l'on peut calculer par :

$$C = (1-D_o)^{1+k} - (1-D_1)^{1+k} = (1+k) \int_{\text{cycle}} \left(\frac{\sigma}{A}\right)^r dt \qquad \text{(VII-42)}$$

b) La contribution de la fatigue provoque une variation du dommage total qui passe de D_1 à D_2 et que l'on peut calculer par :

$$F = \left[1 - (1-D_2)^{1+\beta}\right]^{1-\alpha} - \left[1 - (1-D_1)^{1+\beta}\right]^{1-\alpha}$$
$$= (1+\beta)\,(1-\alpha) \left[\frac{\Delta\sigma/2}{M(\sigma_{moy})}\right]^{\beta} \qquad \text{(VII-43)}$$

La variation du dommage total au cours du cycle est alors $(D_2 - D_o)$. Le calcul de l'interaction fatigue-fluage ne nécessite donc que l'évaluation de F et de l'intégrale C qui ne dépendent que de la sollicitation imposée. En partant de D = 0, on calcule de cycle en cycle les valeurs successives du dommage. Le nombre de cycles à rupture est atteint lorsque D = 1.

VII.4.2 - Application du modèle d'interaction fatigue-fluage de l'ONERA aux essais de fatigue-relaxation effectués à 550°C sur l'alliage 800 grade 2 vieilli

L'application du modèle d'interaction fatigue-fluage aux essais de fatigue-relaxation nécessite l'évaluation des expressions (VII-42) et (VII-43) pour décrire l'endommagement de fluage et de fatigue, ainsi que l'identification d'une loi de relaxation. De ce fait, il nous a fallu identifier 17 coefficients qui se répartissent entre :

a) La courbe de relaxation (cf. VI) :

Au choix :
- 3 coefficients : A, n et p pour la loi de relaxation : C.E.A-M., ou
- 3 coefficients : σ_∞ , A et p pour la loi de Bui-Quoc modifiée.

b) La loi de fluage (cf. VII.2) :

- 2 coefficients pour la loi de Norton (K_n et n);
- 3 coefficients r, K_{moy} et A pour la loi de fluage de l'ONERA;
- 1 coefficient "comp" pour traduire le fait que les contraintes de compression sont moins endommagentes que les contraintes de traction (nous avons pris comp = 1/100).

c) La loi de fatigue (cf. VII.3) :

- 2 coefficients K_c et m_c pour la loi de consolidation cyclique;
- 5 coefficients de la loi de fatigue de l'ONERA : σ_u , σ_{lo}, M, β et a.

Il faut également ajouter le coefficient b (traduisant l'influence de la contrainte moyenne) qui a été choisi égal à 0,005 (formules VII.30 et VII.31).

Les coefficients des différentes lois ayant été identifiés par ailleurs, la prévision des essais de fatigue-relaxation est effectuée suivant le principe défini en VII-4.1 avec les hypothèses suivantes :

La contribution C (relation VII.42) du fluage est calculée en supposant que tous les cycles sont identiques. Il suffit donc de connaître l'évolution de la contrainte au cours d'un cycle pour calculer cette

intégrale. Le cycle est caractérisé par les contraintes σ_{tmax}, σ_{cmax}, au cycle stabilisé, la forme du cycle étant approchée par la règle de Masing (loi puissance ayant le même exposant que la loi de consolidation cyclique).

La courbe de relaxation est décrite par l'une des lois identifiées au chapitre VI à partir de la contrainte initiale σ_{tmax} (ou σ_{cmax}). Ces lois permettent de prédire la contrainte atteinte en fin de maintien. L'intégration de la loi de dommage de fluage pendant le temps de maintien permet de définir une contrainte équivalente (au sens du dommage) σ_{eq}, supposée constante pendant le maintien.

L'intégration de la loi de dommage de fluage pendant le cyclage proprement dit a été fortement diminuée par un coefficient pondérateur dans l'application à l'alliage 800 pour obtenir des valeurs réalistes en fatigue continue. En effet, l'identification des coefficients de la loi de fatigue a été faite sur des essais relativement lents; ils intègrent donc déjà en partie la contribution du dommage de fluage.

Avec les hypothèses précédentes, il suffit de calculer une seule fois l'intégrale C, connaissant les valeurs de σ_{tmax}, σ_{cmax} (au cycle "stabilisé"). Dans le cas le plus général, cette intégrale se décompose en quatre termes :

$$C = C_{tmt} + C_{tmc}\ comp + \frac{(C_{trt} + C_{trc}\ comp)}{1000} \qquad \text{(VII-44)}$$

où C_{tmt} et C_{tmc} sont les intégrales pendant les temps de maintien et traction et/ou en compression et C_{trt} et C_{trc} sont les intégrales pendant les transitoires où la contrainte est en traction (trt) et en compression (trc). Le coefficient comp traduit l'influence plus faible des contraintes de compression et le coefficient 1000 réduit la contribution durant le transitoire par rapport au temps de maintien.

S'il n'y avait pas d'interaction fatigue-fluage, la rupture (D = 1) serait obtenue par un nombre de cycles théorique N_{flu}, défini par :

$$1 = N_{flu} \cdot C$$

d'où :

$$N_{flu} = \frac{1}{C} = \frac{1}{(1 + k) \int_{cycle} \left(\frac{\sigma}{A}\right)^r dt} \qquad \text{(VII-45)}$$

La contribution F (relation VII-43) de la fatigue est également calculée en supposant tous les cycles identiques. Il suffit donc de connaître $\Delta\sigma/2$ et σ_{moy} pour obtenir la contribution de la fatigue.

En l'absence d'interaction fatigue-fluage, la rupture (D = 1) serait obtenue pour un nombre de cycles théorique N_{fat} défini par :

$$1 = N_{fat} \times F$$

d'où :

$$N_{fat} = \frac{1}{F} = \frac{1}{(1+\beta)\ (1-\alpha) \left(\frac{\Delta\sigma/2}{M(\sigma_{moy})}\right)^{\beta}} \qquad \text{(VII-46)}$$

VII.4.3 - Résultats des prévisions et comparaison avec l'expérience

Le modèle de prévision de l'endommagement a été appliqué aux essais de fatigue-relaxation effectués à 550°C sur l'alliage 800 grade 2 vieilli, ainsi qu'à des essais "extrapolés" pour des temps de maintien plus longs. Pour les essais réels, nous avons utilisé les valeurs de σ_{tmax} et σ_{cmax} au cycle stabilisé, pour les autres nous avons dû faire des hypothèses pour extrapoler ces valeurs pour des temps de maintien plus longs. (Ex_1,....., Ex_{21}).

Les tableaux VII-VII et VII-VIII présentent les résultats obtenus avec les coefficients de fatigue du cas n° 2 (hypothèse : rupture en 10^6 cycles pour σ_a = 220 MPa) pour les deux lois de relaxation. Sur les figures VII-10 et VII-11, l'évolution calculée du dommage en fonction du nombre de cycles rapporté à N_{25exp} a été représentée pour les essais sous $\Delta\varepsilon_t$ = 1,5%.

On constate qu'en fatigue continue, la contribution du fluage est négligeable (N_{flu} très grand, $N_{Rcal} \cong N_{fat}$), alors que pour des temps de maintien supérieurs à 300 minutes en traction, le dommage de fluage devient prépondérant ($N_{flu} < N_{fat}$). A partir d'une semaine de maintien (t_{mt} > 10080 mn), le dommage de fluage détermine seul la durée de vie ($N_{flu} \cong N_{Rcal}$).

Cette constatation s'applique aux deux lois de relaxation considérées ici. La seule différence observable entre les tableaux VII-VII et VII-VIII est que pour la loi de Bui Quoc modifiée, la contrainte σ_{min} est fixée pour des longs temps de maintien (par la valeur de σ_∞) alors qu'elle peut continuer à

TABLEAU VII-VII – RÉSULTATS DES PRÉVISIONS DES DURÉES DE VIE EN FATIGUE-RELAXATION A 550°C DE L'ALLIAGE 800 GRADE 2 VIEILLI, OBTENUS PAR LE MODELE DE L'ONERA EN UTILISANT LA FORMULE DE BUI-QUOC MODIFIÉE ET L'HYPOTHESE N°2 POUR LES COEFFICIENTS DE FATIGUE.

		Expérience					Calculs					
Repères	Durée de maintien t_m (mn)	$\Delta\epsilon_t$ (%)	σ_t max exp. (MPa)	σ_c max exp. (MPa)	σ min exp. (MPa)	N_{25} (cycles)	σ min calculée (MPa)	σ équi. en fluage (MPa)	$N_{flu.}$ (cycles)	$N_{fat.}$ (cycles)	N_R (calculé) (cycles)	N_R (calculé) / N_R (exp.)
N2V 10	0	1,5	387	387	–	1932	–	–	2 688 964	2353	2053	1,06
N2V 18	0		408	408	–	1885	–	–	1 829 382	1537	1408	0,75
N2V 7	10T		406	418	358	794	358	368	6 324	1141	723	0,91
N2V 17	30T		435	444	361	439	364	379	1 708	708	398	0,91
N2V 2	30C		453	434	363	1122	363	378	142 960	1051	941	0,84
N2V 34	90C		455	427	339	1231	339	357	78 894	1291	1087	0,88
N2V 12	300T		446	463	324	198	324	349	308	469	161	0,81
N2V 9	1440 T		435	470	273	133	281	310	152	361	97	0,73
N2V 30	10080T		435	447	235	60	235	281	65	660	57	0,95
EX 1	60000T		435	445			206	231	31	690	29	
EX 2	60000T		430	450			206	230	32	582	30	
EX 3	60000T		425	455			206	229	33	490	30	
EX 4	60000T		435	435			206	231	31	899	30	
EX 5	60000T		430	440			206	230	32	758	30	
EX 6	60000T		425	445			206	229	33	638	31	
EX 7	60000T		420	450			205	228	34	537	31	
EX 8	60000T		410	440			205	226	36	647	34	
N2V 20	0	0,8	322	321	–	9234	–	–	19 194 667	11 312	7614	0,82
N2V 25	90T		292	356	255	1975	254	262	8 290	2 777	1270	0,64
EX 9	1440T		320	320			239	253	670	11 564	555	
EX 10	1440T		300	340			231	243	889	4 994	604	
EX 11	1440T		280	360			224	233	1192	2 189	558	
EX 12	1440T		280	320			224	233	1192	8 303	825	
EX 13	10080T		320	320			214	229	194	11 564	183	
EX 14	10080T		300	340			211	223	236	4 994	210	
EX 15	10080T		280	320			208	217	288	8 303	260	
EX 16	10080T		260	340			204	211	352	3 524	281	
EX 17	60000T		280	320			197	204	76	8 303	74	
EX 18	60000T		260	340			196	201	84	3 524	80	
N2V 1	0	0,6	291	305	–	26 662	–	–	54 112 229	15 718	10 180	0,38
N2V 11	0		308	295	–	21 360	–	–	34 105 799	27 086	14 104	0,66
N2V 16	0		309	292	–	17 190	–	–	16 920 895	30 229	14 357	0,84
N2V 29	90T		244	244	224	(1)	225	228	22 412	169 246	9 244	
EX 19	1440T		260	300			217	224	1 614	14 420	1 139	
EX 20	10080T		260	300			204	211	352	14 420	322	
EX 21	60000T		260	300			196	201	84	14 420	83	

T : Maintien en traction

C : Maintien en compression.

(1) : Essai en cours (cycle dépouillé : 174e).

TABLEAU VII-VIII – RÉSULTATS DES PRÉVISIONS DES DURÉES DE VIE EN FATIGUE-RELAXATION A 550°C DE L'ALLIAGE 800 GRADE 2 VIEILLI,OBTENUS PAR LE MODELE DE L'ONERA EN UTILISANT LA LOI DE RELAXATION DU CEA-M ET L'HYPOTHESE N°2 POUR LES COEFFICIENTS DE FATIGUE.

		Expérience					Calculs					
Repères	Durée de maintien (mn)	$\Delta\epsilon_t$ (%)	$\sigma_{t\ max}$ (MPa)	$\sigma_{c\ max}$ (MPa)	σ_{min} (MPa)	N_{25} cycles	σ_{min} (MPa)	$\sigma_{équi.\ en\ fluage}$ (MPa)	$N_{flu.}$ (cycles)	$N_{fat.}$ (cycles)	N_R calculé (cycles)	N_R calculé / N_{25} (exp.)
N2V 10	0	1,5	387	387	–	1932	–	–	2 688 081	2353	2053	1,06
N2V 18	0		408	408	–	1885	–	–	1 828 806	1537	1408	0,75
N2V 7	10T		406	418	358	794	351	360	7 372	1141	744	0,94
N2V 17	30T		434	444	361	439	362	374	1 862	708	408	0,93
N2V 2	30C		453	434	363	1122	360	374	152 907	1051	944	0,84
N2V 34	90C		455	427	339	1231	338	354	83 420	1291	1091	0,89
N2V 12	300T		446	463	324	198	331	351	297	469	158	0,80
N2V 9	1440T		435	470	273	133	287	314	140	361	92	0,69
N2V 30	10080T		435	447	235	60	233	270	59	660	52	0,87
EX 1	60000T		435	445			176	226	37	690	34	
EX 2	60000T		430	450			174	223	40	582	37	
EX 3	60000T		425	455			172	220	43	490	39	
EX 4	60000T		435	435			176	226	37	899	35	
EX 5	60000T		430	440			174	223	40	758	37	
EX 6	60000T		425	445			172	220	43	638	40	
EX 7	60000T		420	450			170	218	47	537	42	
EX 8	60000T		410	440			166	213	56	647	50	
N2V 20	0	0,8	322	321	–	9234	–	–	19 187 485	11 312	7614	0,82
N2V 25	90T		292	356	255	1975	260	267	7 265	2 777	1229	0,62
EX 9	1440T		320	320			255	268	436	11 564	384	
EX 10	1440T		300	340			240	252	685	4 994	501	
EX 11	1440T		280	360			225	236	1 111	2 189	538	
EX 12	1440T		280	320			225	236	1 111	8 303	784	
EX 13	10080T		320	320			224	243	127	11 564	122	
EX 14	10080T		300	340			211	229	197	4 994	178	
EX 15	10080T		280	320			199	214	317	8 303	283	
EX 16	10080T		260	340			185	200	529	3 524	384	
EX 17	60000T		280	320			166	189	134	8 303	128	
EX 18	60000T		260	340			155	176	221	3 524	190	
N2V 1	0	0,6	291	305	–	26 662	–	–	54 112 229	15 718	10 180	0,38
N2V 11	0		308	295	–	21 360	–	–	34 105 799	27 086	14 104	0,66
N2V 16	0		309	292	–	17 190	–	–	16 920 895	30 229	14 357	0,84
N2 V 29	90T		244	244	224	(1)	221	223	26 475	169 246	9976	
EX 19	1440T		260	300			230	232	1 219	14 420	930	
EX 20	10080T		260	300			226	228	201	14 420	191	
EX 21	60000T		260	300			221	225	39	14 420	39	

T : Maintien en traction

C : Maintien en compression

(1) : Essai en cours (cycle dépouillé : 174e).

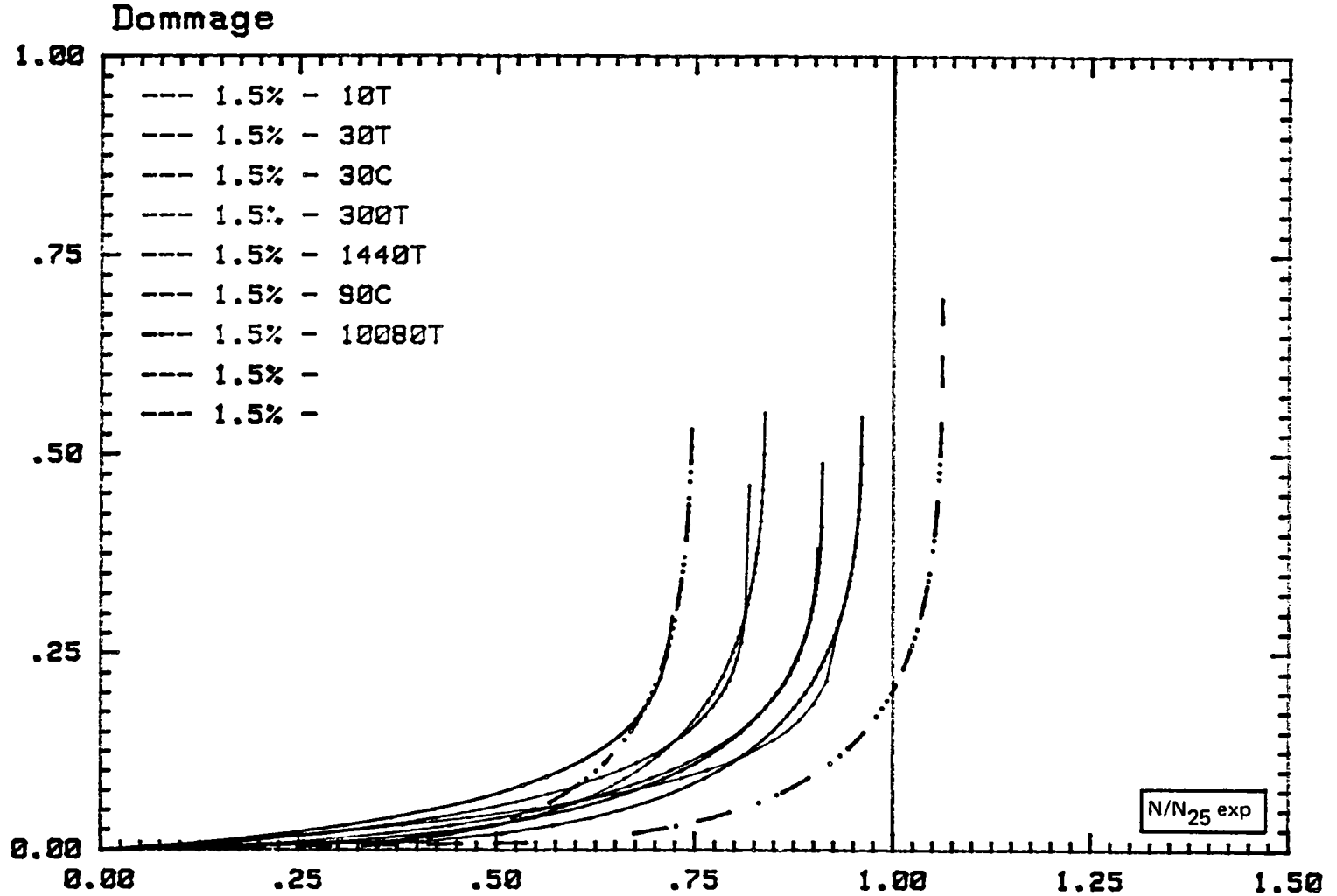


Figure VII - 10 – Évolution du dommage calculé par le modèle d'interaction fatigue-fluage de l'ONERA (D), en fonction du rapport (N/N_{25} exp.), pour des essais de fatigue continue et de fatigue-relaxation. Le calcul utilise la loi de relaxation de Bui-Quoc modifiée et les coefficients de fatigue du cas n°2 (cf. Tableau (VII - VII)).

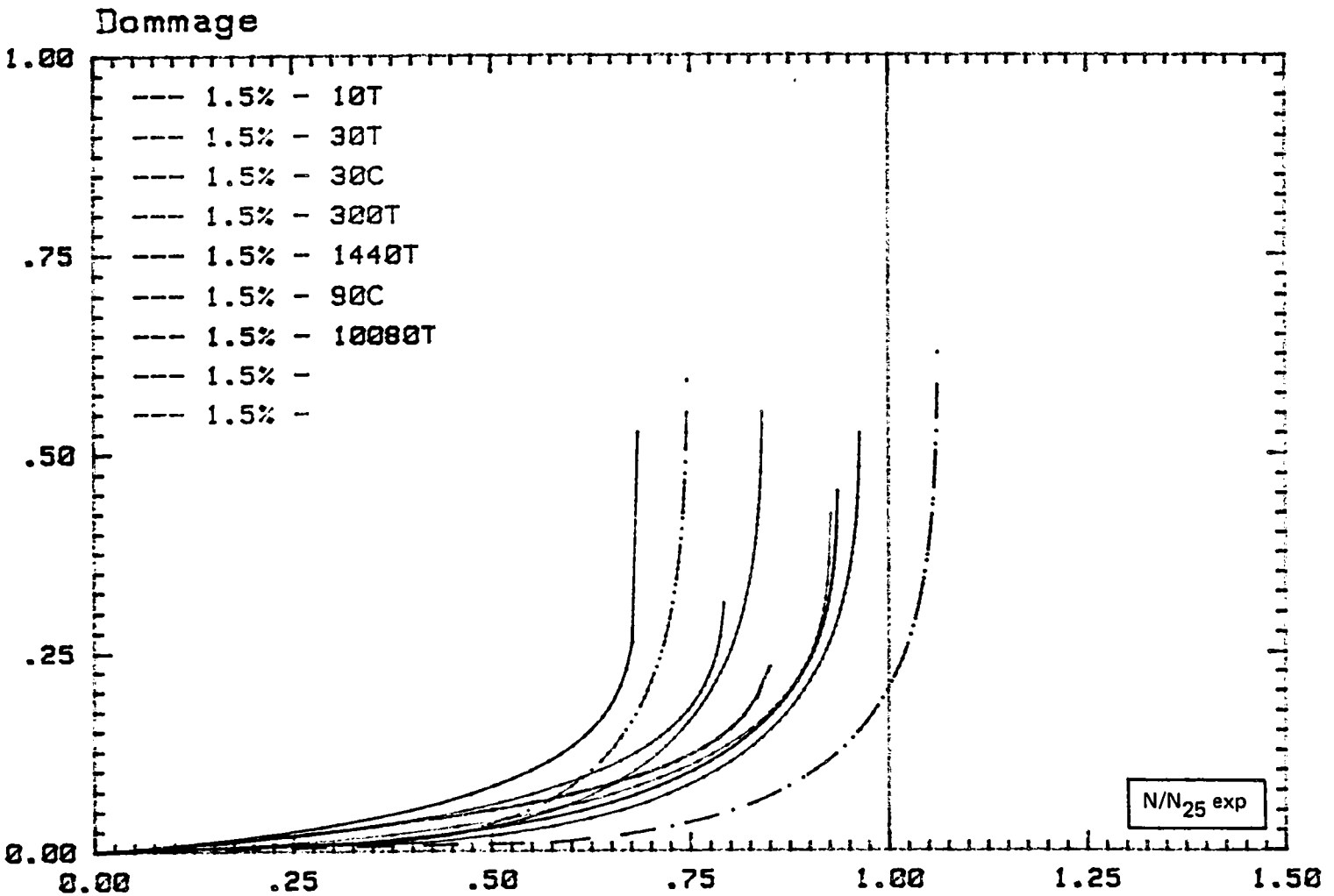


Figure VII-11 — Évolution du dommage calculé par le modèle d'interaction fatigue fluage de l'ONERA (D), en fonction du rapport (N/N_{25} exp.), pour des essais de fatigue continue et de fatigue-relaxation. Le calcul utilise la loi de relaxation du CEA-M et les coefficients de fatigue du cas n° 2 (cf. Tableau : VII - VIII).

à décroître pour la loi CEA-M. De ce fait, le dommage de fluage lié à la contrainte équivalente (σ_{eq}) pendant le maintien, est légèrement plus important avec la loi de Bui-Quoc.

L'accord entre la prévision et l'expérience est relativement bon avec les deux lois pour les essais sous $\Delta\varepsilon_t$ = 1,5 % avec un léger avantage pour la loi de relaxation CEA-M.

En ce qui concerne les prédictions pour les essais sous $\Delta\varepsilon_t$ = 0,8% et $\Delta\varepsilon_t$ = 0,6 %, et de longs temps de maintien (168 et 1000 h), on retrouve les mêmes tendances que sous $\Delta\varepsilon_t$ = 1,5 %.

Pour la loi de Bui-Quoc, quelles que soient les contraintes σ_{tmax}, σ_{cmax}, on retrouve pratiquement toujours des valeurs voisines pour σ_{min} et σ_{eq} (σ_{eq} varie de 201 à 229 MPa pour t_m > 168 h sous $\Delta\varepsilon_t$ = 0,6 % et 0,8 %). Le nombre de cycles à rupture est pratiquement lié au temps à rupture en fluage sous σ_{eq}.

$$N_{Rcal} \cong \frac{t_R\,(\sigma_{eq})}{t_{mt}}$$

Pour la loi CEA-M, la relaxation n'étant pas limitée par une borne inférieure, on observe un plus grand écart sur les valeurs de σ_{eq} (de 176 à 243 MPa) pour t_{mt} > 168 h sous $\Delta\varepsilon_t$ = 0,8 %). Les valeurs obtenues pour $\Delta\varepsilon_t$ = 0,6 % diffèrent nettement des autres en raison de l'identification de la loi de relaxation. En effet (cf. chap. VI), il n'a pas été possible de décrire l'ensemble des courbes de relaxation (sous $\Delta\varepsilon_t$ = 1,5 , 0,8 et 0,6 %) par un même jeu de coefficients. Les données disponibles pour $\Delta\varepsilon_t$ = 0,8 % et $\Delta\varepsilon_t$ = 0,6 % étant insuffisantes, les prédictions correspondantes sont à considérer avec de nombreuses réserves. Il serait nécessaire de disposer de davantage d'essais.

Les figures VII-12 et VII-13 présentent les durées de vie estimées en fonction du temps du maintien pour les différentes amplitudes de déformation avec la dispersion observée sur les prévisions en fonction des hypothèses faites sur les valeurs des contraintes. On constate que pour toutes les amplitudes, la loi de Bui-Quoc conduit à une rupture qui peut être majorée par le nombre de cycles à rupture obtenu en fluage pur sous la contrainte σ_∞ ($N_{flu}(\sigma_\infty)$). Au contraire, la loi de relaxation CEA-M semble moins pénalisante,

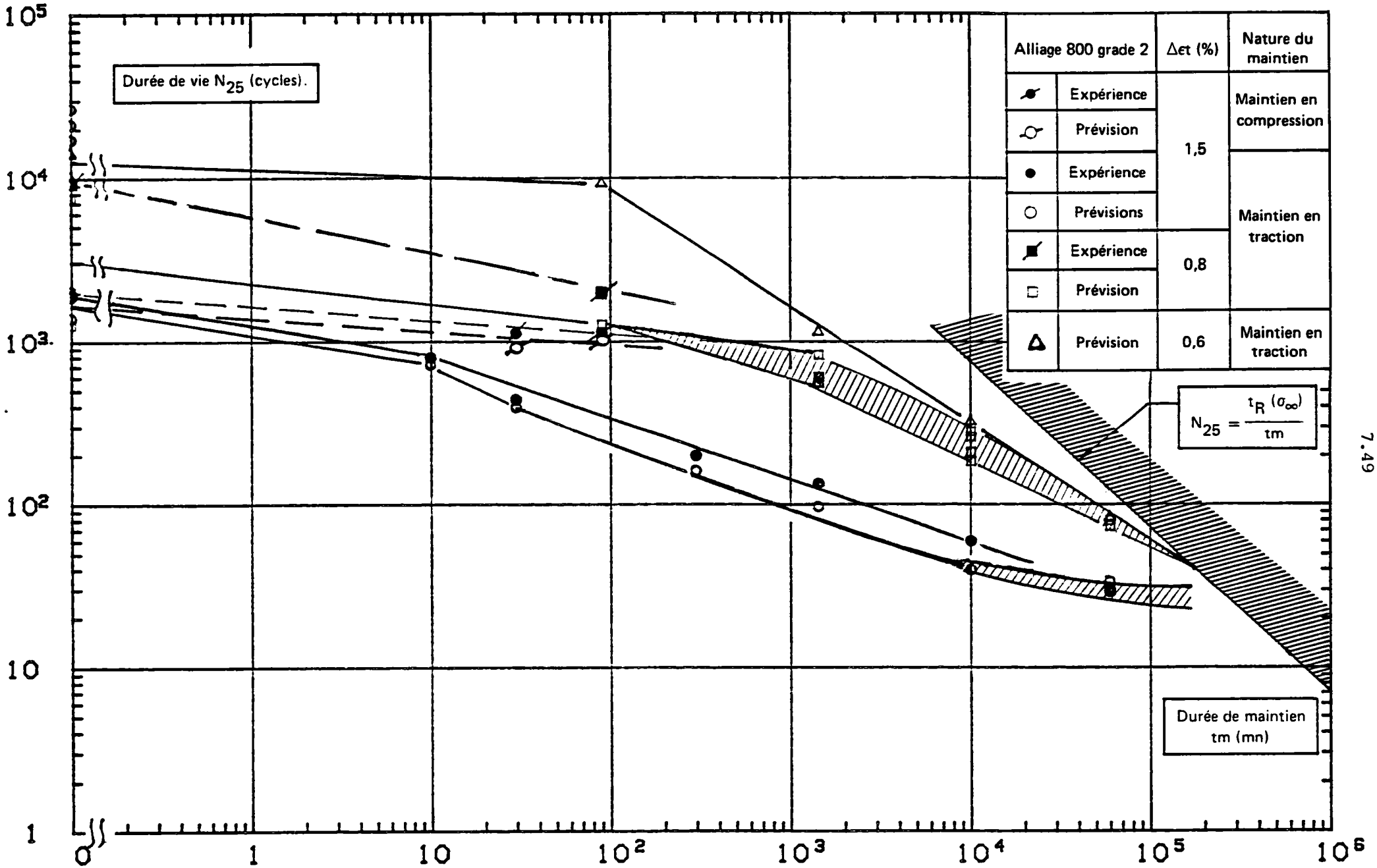


Figure VII - 12 — Résultats des prédictions de durée de vie à long terme à 550°C obtenues par le modèle ONERA en utilisant la loi de relaxation de Bui-Quoc modifiée avec l'hypothèse : n°2, sur la courbe de Woëhler pour l'Alliage 800 grade 2 vieilli 3000 h à 550°C.

autorisant des relaxations plus importantes. Les valeurs obtenues pour $\Delta\varepsilon_t$ = 0,6 % sont à utiliser avec de fortes réserves, compte tenu de l'identification de la loi de relaxation.

Le tableau VII-IX résume l'ensemble des prévisions obtenues avec les deux lois de relaxation et les quatre hypothèses faites sur la courbe de Wöehler (cf. figure VII.7) : rupture à $N_{25} = 10^6$ cycles pour σ_a = 200 MPa (cas 1), σ_a = 220 MPa (cas 2), σ_a = 240 MPa (cas 3). Le cas 0 correspond à la courbe obtenue avec les seuls points expérimentaux.

On constate que pour la même loi de relaxation, les cas 1, 2 et 3 sont assez voisins; le cas 0 se différenciant principalement aux fortes et aux faibles contraintes (σ_a > 400 MPa et σ_a < 300 MPa). Cette différence apparaît surtout en fatigue continue, car dès que les temps de maintien deviennent importants, le dommage de fluage est prépondérant.

Le cas 2 apparaissant comme le plus représentatif, nous avons comparé dans ce cas les prévisions obtenues par les deux lois de relaxation (figure VII-14). La loi de Bui-Quoc, plus facile à identifier (1 seul jeu de coefficients), est plus pessimiste que la loi CEA-M, mais celle-ci demanderait d'autres essais pour la confirmer.

VII.5 - CONCLUSIONS

La validation du modèle d'interaction des dommages de fatigue et de fluage sur les résultats obtenus en fatigue continue, fluage à rupture et en fatigue-relaxation à déformation imposée à 550°C sur l'alliage 800 grade 2 vieilli 3000 h à 500°C, a permis de tirer les conclusions suivantes :

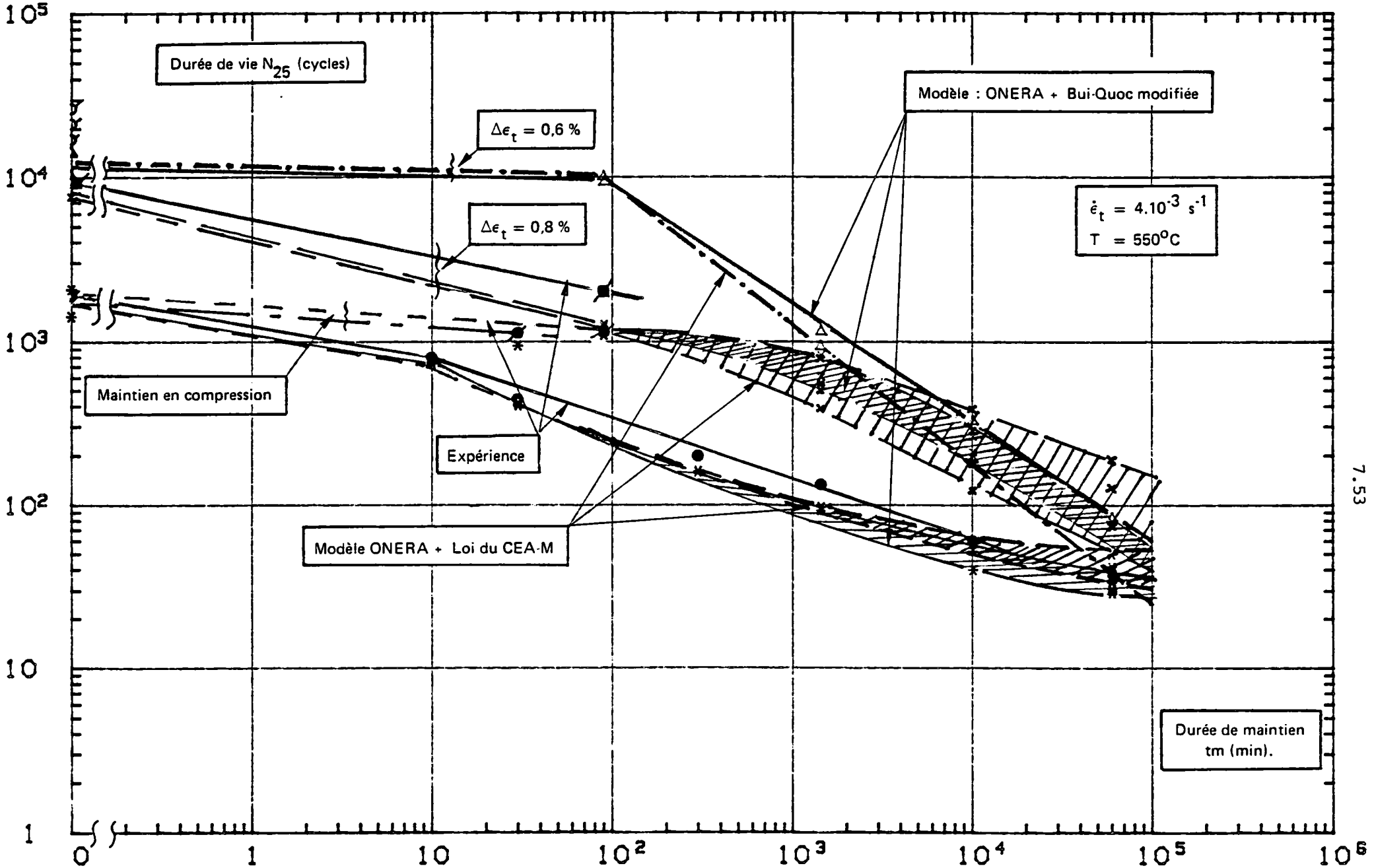
* L'utilisation par l'industriel de la loi de l'ONERA pour la prévision des durées de vie des structures métalliques n'est pas simple. La difficulté réside principalement dans la technique d'identification des coefficients de cette loi. En effet, il s'agit d'un travail difficile où l'expérience joue un rôle important pour chaque matériau. Identifier deux coefficients se fait aisément "à la main"; identifier cinq coefficients dans un modèle est déjà du domaine d'une procédure numérique. Ce n'est qu'en essayant de donner un sens plus physique à chaque coefficient qu'il est

TABLEAU VII-IX – COMPARAISON DES RÉSULTATS EXPÉRIMENTAUX AUX RÉSULTATS DE PRÉDICTION ET DE PRÉVISION DE LA DURÉE DE VIE EN FATIGUE CONTINUE ET EN FATIGUE-RELAXATION A 550°C, OBTENUS PAR LE MODELE DE L'ONERA UTILISANT D'UNE PART LA LOI DE RELAXATION DE CEA-M ET D'AUTRE PART LA FORMULE DE BUI-QUOC MODIFIÉE, SELON LES DIFFÉRENTS CAS D'HYPOTHESES (cf. VII - 3.2.2).

CONDITIONS ET RÉSULTATS EXPÉRIMENTAUX							Modèle ONERA utilisant la formule de Bui-Quoc pour décrire la relaxation								Modèle ONERA utilisant la loi de relaxation du CEA-M							
							Cas 0		Cas 1		Cas 2		Cas 3		Cas 0		Cas 1		Cas 2		Cas 3	
Repères	Durée de maintien (h)	$\Delta\epsilon_t$ (%)	$\sigma_{t\,max}$ (MPa)	$\sigma_{c\,max}$ (MPa)	σ_{min} (MPa)	N_{25} cycles	N_R (cycles) calculés	$\frac{N_R\ cal}{N_{25}\ exp}$	N_R (cycles) calculés	$\frac{N_R\ cal}{N_{25}\ exp}$	N_R (cycles) calculés	$\frac{N_R\ cal}{N_{25}\ exp}$	N_R (cycles) calculés	$\frac{N_R\ cal}{N_{25}\ exp}$	N_R (cycles) calculés	$\frac{N_R\ cal}{N_{25}\ (exp)}$	N_R (cycles) calculés	$\frac{N_R\ cal}{N_{25}\ (exp)}$	N_R (cycles) calculés	$\frac{N_R\ cal}{N_{25}\ (exp)}$	N_R (cycles) calculés	$\frac{N_R\ cal}{N_{25}\ (exp)}$
N2V 10	0	1,5	387	387	–	1932	2020	1,05	2009	1,04	2053	1,06	2086	1,08	2020	1,05	2009	1,04	2053	1,06	2086	1,08
N2V 18	0		408	408	–	1885	1514	0,80	1364	0,72	1408	0,75	1451	0,77	1514	0,80	1363	0,72	1408	0,75	1451	0,77
N2V 7	10T		406	418	358	794	831	1,05	681	0,86	723	0,91	766	0,96	865	1,08	699	0,88	744	0,94	787	0,99
N2V 17	30T		434	344	361	439	465	1,06	372	0,85	398	0,91	424	0,97	477	1,09	380	0,87	408	0,93	435	0,99
N2V 2	30C		453	434	363	1122	1075	0,96	895	0,80	941	0,84	988	0,88	1078	0,96	897	0,80	944	0,84	990	0,88
N2V 34	90C		455	427	339	1231	1202	0,98	1035	0,84	1087	0,88	1137	0,92	1206	0,98	1038	0,84	1091	0,89	1141	0,93
N2V 12	300T		446	463	324	198	181	0,91	154	0,78	161	0,81	170	0,86	175	0,88	150	0,76	158	0,80	166	0,84
N2V 9	1440T		435	470	273	133	107	0,80	93	0,70	97	0,73	101	0,76	100	0,75	87	0,65	92	0,69	95	0,71
N2V 30	10080T		435	447	235	60	59	0,98	56	0,93	57	0,95	57	0,95	53	0,88	51	0,85	52	0,87	53	0,88
EX 1	60000T		435	445			30		29		29		29		35		34		34		35	
EX 2	60000T		430	450			30		30		30		30		37		36		37		37	
EX 3	60000T		425	455			31		30		30		31		40		38		39		39	
EX 4	60000T		435	435			30		29		30		30		35		34		35		35	
EX 5	60000T		430	440			31		30		30		30		37		37		37		38	
EX 6	60000T		425	445			31		31		31		31		40		39		40		40	
EX 7	60000T		420	450			32		31		31		32		43		41		42		43	
EX 8	60000T		410	440			34		33		34		34		51		49		50		51	
N2V 20	0	0,8	322	321	–	9234	5467	0,59	7813	0,85	7614	0,82	7330	0,79	5467	0,59	7813	0,85	7614	0,82	7330	0,79
N2V 25	90T		292	356	255	1975	1268	0,64	1229	0,62	1270	0,64	1302	0,66	1229	0,62	1191	0,60	1229	0,62	1261	0,64
EX 9	1440T		320	320			614		557		555		550		364		387		384		382	
EX 10	1440T		300	340			573		600		604		603		479		500		501		501	
EX 11	1440T		280	360			586		540		558		573		565		523		538		553	
EX 12	1440T		280	320			738		827		825		816		705		790		784		777	
EX 13	10080T		320	320			179		183		183		182		120		123		122		122	
EX 14	10080T		300	340			205		209		210		209		175		179		178		178	
EX 15	10080T		280	320			250		260		260		258		271		284		283		282	
EX 16	10080T		260	340			278		279		281		282		379		382		384		387	
EX 17	60000T		280	320			73		74		74		74		125		128		128		127	
EX 18	60000T		260	340			80		80		80		80		189		190		190		191	
N2V 1	0	0,6	291	305	–	26 662	6499	0,24	10 644	0,40	10 180	0,38	9 600	0,36	6499	0,24	10 644	0,40	10 180	0,38	9600	0,36
N2V 11	0		308	295	–	21 360	9055	0,42	14 775	0,69	14 104	0,66	13 285	0,62	9055	0,42	14 775	0,69	14 104	0,66	13 285	0,62
N2V 16	0		309	292	–	17 190	8885	0,52	15 098	0,88	14 357	0,84	13 467	0,78	8885	0,52	15 098	0,88	14 357	0,84	13 467	0,78
N2V 29	90T		244	244	224	(1)	3884	–	10 081	–	9 244	–	8 311	–	4077	–	10 906	–	9976	–	8926	–
EX 19	1440T		260	300			954		1 154		1 139		1 115		801		936		930		915	
EX 20	10080T		260	300			304		323		322		319		185		190		191		191	
EX 21	60000T		260	300			82		83		83		83		39		39		39		39	

T : Traction ; C : Compression

(1) : Essai en cours ; cycle dépouillé n° 174



7.53

Figure VII - 14 – Comparaison des résultats de prévision obtenus par le modèle d'interaction fatigue-fluage de l'ONERA utilisant la loi de Bui-Quoc modifiée et la loi du CEA-M, pour l'alliage 800 grade 2 vieilli dans le cas de l'hypothèse n°2 sur les coefficients de la loi de fatigue.

possible de définir une procédure d'identification.

* La technique d'identification des différents coefficients que nous avons utilisée est différente de celle décrite en (12) pour limiter le volume des essais nécessaires.

La contrainte au cours du maintien a été calculée en prenant deux lois de relaxation ayant un comportement asymptotique très différent : l'une, la loi de Bui-Quoc modifiée, présente une limite inférieure pour la contrainte en fin de relaxation, l'autre, la loi dite "CEA-M", autorise au contraire une relaxation totale. Il faut cependant remarquer que les contraintes calculées par ces deux approches sortent du domaine où la loi de fluage-rupture a été identifiée. Les temps à rupture en fluage qui conditionnent la rupture en fatigue-relaxation sont donc eux-mêmes le résultat d'une extrapolation.

Pour valider le modèle dans le domaine des longs temps de maintien (t_m > 1000 h) et des faibles déformations ($\Delta\varepsilon_t$ < 0,6 %), il faudrait disposer :

- d'essais de fluage-rupture sous faibles contraintes: (150 < σ_o < 250 MPa);
- d'essais de fatigue continue sous faible déformation.

De plus, il faudrait pouvoir connaître la forme exacte :

- de la courbe de relaxation;
- de la forme du cycle (σ_{tmax}, σ_{cmax})

au cours d'un essai de fatigue-relaxation sous faible déformation et long temps de maintien. Ceci semble assez difficile à obtenir en raison du durcissement structural observé sur cet acier, même sur l'état vieilli. En effet, les niveaux de contraintes correspondants ne peuvent être atteints qu'après une certaine durée d'essai (supérieure à 3000 heures).

REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES

(1) M. RAGUET et G. PLUVINAGE
"Mesures physiques et mécaniques de l'endommagement cyclique sous déformation plastique à haute température". Damage Mecanics, Eumoech Colloquium 147, Cachan, (22, 25 septembre 1981).

(2) C. LEVAILLANT
"Approche métallographique de l'endommagement des aciers inoxydables austénitiques sollicités en fatigue plastique ou en fluage - Description et interprétation physique des interaction fatigue-fluage".Doctorat es-science présenté à l'Université de Technologie de Compiègne, juin 1983.

(3) A. EL GHARAD
Rapport DEA "Concept d'endommagement par mesure de l'amplitude de déformation plastique" - Laboratoire de fiabilité mécanique, Université de Metz, Ile du Sauly, Metz. Octobre 1982.

(4) Y.N. RABOTNOV
"Creep problems in structural members" North Holland Publishing Company, Amsterdam, London 69.

(5) Y.N. RABOTNOV
"Creep Rupture" 12th International Congress of applied mechanics, Stanford 1968.

(6) Q.S. NGUYEN
"Matériaux élastoplastiques écrouissables; lois de comportement et pb d'évolution", Symposium Franco-Polonais sur les problèmes de Rhéologie et de Mécanique des Sols, Nice 1974.

(7) J.L. CHABOCHE
"Prévision de l'amorçage en fatigue à chaud", conférence prononcée à l'Ecole Internationale d'été, sur la fatigue des métaux et des structures, "Canada", 10-19 juillet 1978.

(8) L.M. KACHANOV
"Time of the rupture process under creep conditions", IZV, Akad, Nauk, SSR, Otd. Tekh. Nauk, N° 8, 1958, p. 26-31.

(9) J. LEMAITRE et J.L. CHABOCHE
"A non linear Model of Creep Fatigue Damage Cumulation and Interaction", Symposium Zutam sur la mécanique des milieux et corps viscoplastiques. Gothenburg (Suède), 2-6 sept. 1974.

(10) G. CAILLETAUD et al.
Rapport GIS N° 05, fascicule 4, étude 2-3 "Bilan des possibilités des modélisations de l'interaction fatigue-fluage. Extrapolation aux longues durées de maintien". Décembre 1982, ONERA.

(11) S. SAVALLE et G. CAILLETAUD
"Microamorçage et micropropagation et endommagement". (novembre, décembre 1982).

(12) J.L. CHABOCHE
"Une loi différentielle d'endommagement de fatigue avec cumulation non linéaire", Revue Française de Mécanique N° 50-51, 1974.

(13) MANSON (S.S.)
"Thermal Stresses and low cycle fatigue" Mc Grow Hill Book Company (1966).

(14) COFFIN L.F.
"Fatigue at high temperature". Symposium on fatigue and elevated temperature, Storrs (1972) ASTM STP 520

(14) Document GTM N° 18. "Etude de l'interaction fatigue-fluage entre 550 et 700°C sur l'acier austenitique 18-12 au molybdène à très bas carbone et azote contrôlé, réf. CEA : D.Tech. R.M.A./GMM, réf. EdF : GTM D 560 MAT/T 43, avril 1984.

(16) A.A. ILYUSHIN
"On the relation between stresses and small deformations in the mechanics of continuous media", Prikl, Math. Mech., 18, 1954.

(17) J. LEMAITRE et J.L. CHABOCHE
"Aspect phénoménologique de la rupture par endommagement". Journal de Mécanique Appliquée, vol. 2, N° 3, 1978.

CHAPITRE VIII

APPROCHE D'INTERACTION DES DOMMAGES DE FATIGUE ET DE FLUAGE PROPOSEE PAR C. LEVAILLANT

SOMMAIRE

VIII.1 - INTRODUCTION

VIII.2 - DESCRIPTION DE L'APPROCHE METALLOGRAPHIQUE DE C. LEVAILLANT

2.1 - Mesure du dommage de fatigue : Mise en équation des phases d'amorçage et de propagation de la fissure en fatigue-continue.

2.2 - Loi d'évolution de l'endommagement en fatigue-continue au cours de la phase de propagation.

2.3 - Mesure du dommage intergranulaire de fluage au cours des essais de fatigue-relaxation avec maintien en traction.

2.4 - Recherche d'une relation physique entre la réduction de durée de vie et la contrainte relaxée.

2.4.1 - Relation entre la réduction de la durée de vie et l'endommagement.

2.4.2 - Relation entre le coefficient de réduction de la durée de vie et la contrainte relaxée.

VIII.3 - APPLICATION DE L'APPROCHE METALLOGRAPHIQUE DE L'INTERACTION FATIGUE FLUAGE PROPOSEE PAR C. LEVAILLANT. RESULTATS OBTENUS SUR L'ALLIAGE 800

3.1 - Résultats des mesures d'interstrie pour l'alliage 800 grade 2 à 550°C.

3.2 - Application de loi de fissuration au calcul du nombre de cycles de propagation en fatigue continue.

3.3 - Mesure du dommage intergranulaire de fluage sur coupes longitudinales, des éprouvettes de fatigue-relaxation de l'alliage 800 grade 2

3.3.1 - Evolution du coefficient du dommage intergranulaire Dm en fonction de la durée de maintien.

3.3.2 - Evolution du dommage intergranulaire élémentaire par cycle en fonction de la contrainte relaxée en traction.

3.3.3 - Relation entre le coefficient de réduction de la durée de vie R_c et le coefficient de dommage intergranulaire élémentaire D_c.

3.3.4 - Corrélation entre le coefficient R_c et la durée de maintien en relaxation t_{mt}.

VIII.4 - APPLICATION DE LA RELATION $R_c - \sigma_{rt}$ A LA PREVISION DE LA DUREE DE VIE EN FATIGUE-RELAXATION POUR DES DUREES DE MAINTIEN ALLANT JUSQU'A 1000 H EN TRACTION.

VIII.5 - CONCLUSION.

VIII.6 - REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES DU CHAPITRE.

NOMENCLATURE DES TERMES UTILISES DANS LE CHAPITRE VIII

F.C. : Fatigue oligocyclique continue

F.R : Fatigue-relaxation.

D_{fat} : Dommage de fatigue oligocyclique continue.

a : Profondeur de la fissure principale.

a_f : Profondeur de la fissure principale à la rupture.

D_{flu} : Endommagement de fluage.

L_f : Longueur cumulée de joints de grains fissurés par unité de surface.

L_A : Longueur totale de joints de grains par unité de surface.

N_a : Nombre de cycles nécessaire à l'amorçage d'une ou plusieurs fissures (en surface de l'éprouvette) caractérisant le stade I.

N_p : Nombre de cycles caractérisant la phase de propagation de la fissure principale

a_o : Profondeur de la fissure séparant les deux phases d'amorçage et de propagation.

i : Intensité correspondant à la profondeur de fissure A.

A : Fonction de la température d'essai (voir loi schématique).

α et β : Deux constantes de la loi schématique qui sont fonction du matériau.

a_c : Profondeur critique de la fissure principale.

i_o : Valeur initiale de l'interstrie correspondant à la profondeur a_o.

C_p, m : Coefficients de la loi de Manson-Coffin.

D_m : Coefficient du dommage intergranulaire après rupture.

D_c : Coefficient du dommage intergranulaire par cycle.

k et p : Constantes dépendantes du matériau dans la relation $D_c = f(\sigma_{rt})$.

R_c : Coefficient de réduction de la durée de vie (N_p) par cycle.

C_2, u : Constantes de la relation $R_c = f(D_c)$.

C_3, v : Constantes de la relation $R_c = f(\sigma_{rt})$.

VIII.1 - INTRODUCTION

Dans ce chapitre, nous allons décrire brièvement l'approche d'interaction des endommagements de fatigue et de fluage proposée par C. Levaillant (1). Nous vérifierons ensuite que ce modèle initialement validé par son auteur sur des aciers austénitiques 17 % Cr 12 % Ni Mo s'applique à nos résultats de fatigue-relaxation obtenus sur l'alliage 800 grade 2 à 550°C. Enfin, ce modèle sera appliqué pour la prévision de la durée de vie (en nombre de cycles) dans les conditions de service, à savoir durée de maintien t_{mt} = 1000 h sous $\Delta\varepsilon_t$ = 0,6 % à 550°C.

VIII.2 - DESCRIPTION DE L'APPROCHE METALLOGRAPHIQUE DE C. LEVAILLANT (1)

Tout d'abord, le modèle est basé sur l'idée qu'il y a deux mécanismes qui contribuent à l'endommagement en fatigue-relaxation:

- Le premier mécanisme, fonction du nombre de cycles, est lié à la progression de la fissure (ou microfissures) et caractérise ainsi l'endommagement de fatigue-continue.
- Le second mécanisme marquant l'influence de la durée de maintien en traction correspond à la présence de microcavités dans toute la masse de la partie calibrée de l'éprouvette. Ce mécanisme gouverné par l'amplitude de déformation viscoplastique pendant la relaxation caractérise l'endommagement de fluage.

Le modèle suppose qu'il y a interaction entre l'endommagement de fatigue et celui de fluage par un couplage à sens unique, l'hypothèse étant que le dommage de fluage accumulé pendant le maintien accélère la propagation des microfissures de fatigue.

Ce modèle repose sur les observations métallographiques des éprouvettes rompues.

a) Pour la fatigue, l'endommagement est identifié à la fissure principale amorcée en surface et dont le caractère est transgranulaire. Celle-ci a pour effet mécanique de réduire la section efficace de

l'éprouvette supportant les efforts dus au chargement. Le paramètre le plus sensible pour mesurer cet effet sera donc la profondeur de cette fissure; l'endommagement de fatigue continue peut être traduit par la relation:

$$D_{fat} = a/a_f \qquad \text{(VIII-1)}$$

où D_{fat} sera l'endommagement de fatigue, a la profondeur de la fissure principale mesurée radialement à partir de son site d'amorçage et a la longueur de cette fissure à la rupture.

b) Pour le fluage, l'auteur a observé que l'endommagement de fluage de l'éprouvette prenait la forme de décohésions intergranulaires se produisant dans la masse du matériau, dont la croissance et la coalescence amenait la rupture des éprouvettes. Cet endommagement de fluage peut être exprimé par la proportion, en termes de longueur, de joints de gains occupés par des fissures ou des cavités :

$$D_{flu} = \frac{L_f}{L_A} \qquad \text{(VIII-2)}$$

où L_f représente la longueur cumulée de joints de grains fissurés, par unité de surface, L_A la longueur totale de joints de grains par unité de surface et D_{flu} l'endommagement de fluage.

c) L'interaction intervient alors entre un endommagement de fluage homogène dans tout le volume de l'éprouvette de fatigue relaxation et un endommagement de fatigue constitué de nombreuses fissures singulières apparaissant à la surface de l'éprouvette, mais qui sont susceptibles de s'étendre à travers toute sa section.

Par ailleurs, la durée de vie d'une éprouvette en fatigue-relaxation (comme en fatigue continue), se décompose en deux phases:

1) Une phase d'amorçage nécessaire à l'apparition en surface de l'éprouvette d'une fissure d'une taille suffisante pour que la singularité mécanique introduite par cette fissure lui assure la possibilité de se propager sous le chargement imposé. Cette phase est caractérisée par le nombre de cycles N_a nécessaire à l'amorçage d'une fissure de longueur a_o en surface de l'éprouvette et dont la taille atteint une profondeur de l'ordre de la taille du grain.

2) Une phase de propagation caractérisée par le nombre de cycles N_p pendant laquelle cette fissure croît jusqu'à la ruine de l'éprouvette. En fatigue continue cette phase correspond à un facies de rupture à stries.

L'addition de ces deux phases donne la durée de vie totale d'un essai de fatigue :

$$N_R = N_a + N_p \qquad \text{(VIII-3)}$$

Le critère de séparation de ces deux phases est la profondeur de la fissure a_o.

Remarque : L'interaction fatigue-fluage interviendra donc dans ces deux phases pour les essais de fatigue-relaxation.

VIII.2.1 - Mesure du dommage de fatigue : mise en équation des phases d'amorçage et de propagation de la fissure en fatigue-continue.

Sur un faciès de rupture en fatigue continue (et, dans certaines conditions en fatigue-relaxation) présentant des stries, on mesure l'évolution de l'interstrie en fonction de la profondeur de la fissure comptée à partir du site d'amorçage en surface:

$$i = \frac{da}{dN} = f(a) \qquad \text{(VIII-4)}$$

Laird et Smith (3) on vérifié parmi les premiers la correspondance entre une strie et un cycle de fatigue.

La forme de la fonction f(a) a été inspirée par les éléments bibliographiques concernant les mesures d'interstries sur les aciers austénitiques de type 304 ou 316 (1). Ces lois s'expriment sous la forme générale :

$$i = A(\Delta\varepsilon_p/2)^{\alpha}\, a^{\beta} \qquad \text{(VIII-5)}$$

où α et β sont des constantes pour un matériau, indépendantes de la température. Le facteur A est fonction de la température d'essai.

Cependant, C. Levaillant (12) a observé (figure VIII.1) qu'au début de la phase de propagation, l'interstrie i reste à peu près constante entre la profondeur "cristallographique" a_o et une profondeur critique a_c. Il

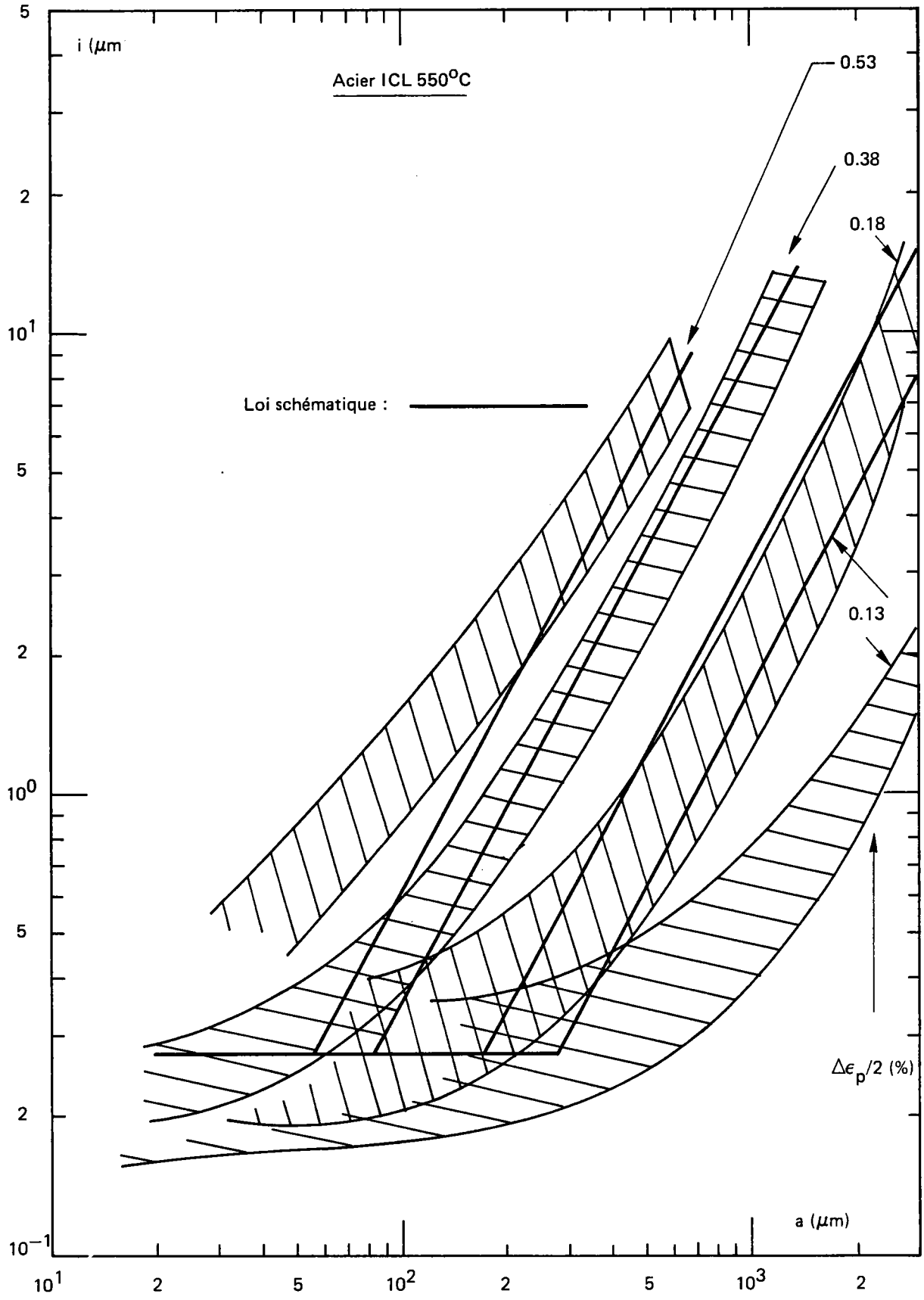


Figure VIII.1 — Comparaison des mesures d'interstries avec la loi schématique d'évolution. Acier ICL.550°C [1].

propose donc de schématiser l'évolution de l'interstrie en fonction de la profondeur de fissure par deux droites dans un diagramme bilogarithmique comme le montre la figure VIII.1 Cette schématisation peut se résumer de la manière suivante :

$$i = i_o \qquad \text{pour : } a_o < a < a_c \tag{VIII-6}$$

$$i = A \left(\frac{\Delta\varepsilon_p}{2}\right)^{\alpha} . a^{\beta} \qquad \text{pour } a_c < a < a_f \tag{VIII-7}$$

La profondeur a_c correspond à la fin du plateau d'interstrie; elle est définie en égalant l'interstrie donnée par les expressions (VIII.5 et 6), ce qui conduit à :

$$a_c = \left(\frac{i_o}{2}\right)^{+1/\beta} . (\Delta\varepsilon_p/2)^{-\alpha/\beta} \tag{VIII-8}$$

L'auteur a constaté que la valeur de l'interstrie au plateau paraît indépendante des conditions d'essais (température et amplitude de déformation). Seule l'étendue du plateau est influencée par ces paramètres d'essai. L'équation (VIII-7) montre que la valeur de a_c est d'autant plus importante que $\Delta\varepsilon_p/2$ est faible (1), comme le montre la figure VIII-1

Pour calculer le nombre de cycles de propagation N_p en fatigue continue, il suffit d'intégrer les lois de propagation données par les relations (VIII-5 et 7), ce qui donne :

$$N_p^{F.C.} = \int_{a_o}^{a_c} \frac{da}{i_o} + \int_{a_c}^{a_f} \frac{a^{-\beta}}{A.(\Delta\varepsilon_p/2)^{\alpha}} . da$$

En utilisant la relation (VIII-8) on obtient la relation globale donnant $N_p^{F.C}$:

$$N_p^{F.C.} = \frac{\beta}{\beta-1} (i_o)^{1-\beta/\beta} A^{-1/\beta} (\Delta\varepsilon_p/2)^{-1/\beta} + \frac{a_f{}^{1-\beta}}{A(1-\beta)} (\Delta\varepsilon_p/2)^{-\alpha} - \frac{a_o}{i_o}$$

L'utilisation de la relation de Manson-Coffin (§ V):

$$\Delta\varepsilon_p/2 = C_p (N^{F.C.})^{-m} \tag{V-21}$$

permet enfin d'exprimer $N_p^{F.C.}$ directement en fonction de $N_R^{F.C.}$ par la relation suivante :

$$N_p^{F.C} = \frac{\beta}{\beta-1} i_o^{1-\beta/\beta} A^{-1/\beta} C_p^{-\alpha/\beta} (N_R^{F.C})^{\alpha m/\beta} + \frac{a_f^{1-\beta}}{A(1-\beta)} C_p^{-\alpha} (N_R^{F.C})^{\alpha m} - \frac{a_o}{i_o} \qquad \text{(VIII-9)}$$

et d'obtenir $N_a^{F.C} = N_R^{F.C.} - N_p^{F.C}$

Pour les deux produits en acier 17 % Cr - 12 % Ni étudiés en (1), la relation qui a été obtenue s'écrit à 550°C et 600°C.

$$N_p^{F.C} = 12\ (N_R^{F.C})^{0,62} - 0,226\ (N_R^{F.C})^{0,9} - 74 \qquad \text{(VIII-10)}$$

Avec : $\alpha = 1,5$, $\beta = 1,45$ à toutes les températures
$A = 2.10^{-3}$ à 550 et 600°C; $A = 3.10^{-3}$ à 20°C
$a_o = 20\ \mu m$, $i_o = 0,27\ \mu m$/cycle ; $a_f = 3$ mm

A noter que Yamaguchi et Kanazawa (2), trouvent, sur deux aciers type 316 et deux aciers type 321, sollicités en fatigue-continue à 20, 450, 600 et 700°C, une relation de la forme :

$$N_p^{F.C.} = 1,44\ (N_R^{F.C})^{0,9091} \qquad \text{(VIII-11)}$$

VIII.2.2 - Loi d'évolution de l'endommagement de fatigue-continue au cours de la phase de propagation

L'évolution élémentaire de l'endommagement de fatigue pour un cycle sera :

$$\frac{d\ D_{fat}}{dN} = \frac{da}{dN} \qquad \text{(VIII-12)}$$

Cet incrément de dommages par cycle coïncide avec l'avancée macroscopique par cycle de la fissure principale.

$$i = \frac{da}{dN} = f(a) \qquad \text{(VIII-4)}$$

D'après l'expression de l'interstrie précitée (VIII-6 et 7), la loi d'évolution de l'endommagement de fatigue peut s'écrire :

$$\frac{d\ D_{fat}}{dN} = i_o \qquad \text{pour } a_o < D_{fat} < a_c \qquad \text{(VIII-13)}$$

$$\frac{d\,D_{fat}}{dN} = A\,(\Delta\varepsilon_p/2)^{\alpha}\,.\,(D_{fat})^{\beta} \qquad \text{(VIII-14)}$$

pour $$a_c < D_{fat} < a_f$$

Le critère de rupture concernant l'endommagement de fatigue sera donc:

$$D^R_{fat} = a_f = 3 \text{ mm} \qquad \text{(VIII-15)}$$

La loi donnant l'évolution de l'endommagement de fatigue s'obtient par intégration des deux relations (VIII-13) et (VIII-14) tel que :

a) Pour $a_o \leq D_{fat} \leq a_c$:

$$D_{fat} = \frac{\beta}{\beta-1}\left(\frac{i_o}{A}\right)^{1/\beta}(\Delta\varepsilon_p/2)^{\alpha/\beta} - \frac{i_o}{(\beta-1)A}\,a_f^{(1-\beta)}\,(\Delta\varepsilon_p/2)^{-\alpha} -$$

$$- i_o\,C_p^{(-1/m)}\,(\Delta\varepsilon_p/2)^{-1/m}\,(1 - N/N_R) \qquad \text{(VIII-16)}$$

b) Pour $a_c \leq D_{fat} \leq a_f$

$$D_{fat} = \left[(\beta-1)\,A\,C_p^{(1/m)}\,(\Delta\varepsilon_p/2)^{(\alpha\,-1/m)}\,(1-\frac{N}{N_R}) + a_f^{1-\beta}\right]^{(1/1-\beta)} \qquad \text{(VIII-17)}$$

L'application numérique de la relation (VIII-17) dans le cas des deux aciers étudiés en (1), est présentée sur la figure VIII-2 : dans des échelles linéaires, l'endommagement de fatigue continue D_{fat} est tracé en fonction du rapport $N/N_R = X$. Ce diagramme met en évidence une forte non-linéarité globale de l'endommagement de fatigue continue.

VIII.2.3 - Mesure du dommage intergranulaire de fluage au cours des essais de fatigue-relaxation avec maintien en traction

Les examens effectués (1, 4, 5) montrent que l'endommagement de fluage apparaissant lors des maintiens en relaxation peut être caractérisé, au moins jusqu'à 600°C, par la présence de décohésions intergranulaires conduisant à une réduction de la durée de vie en fatigue.

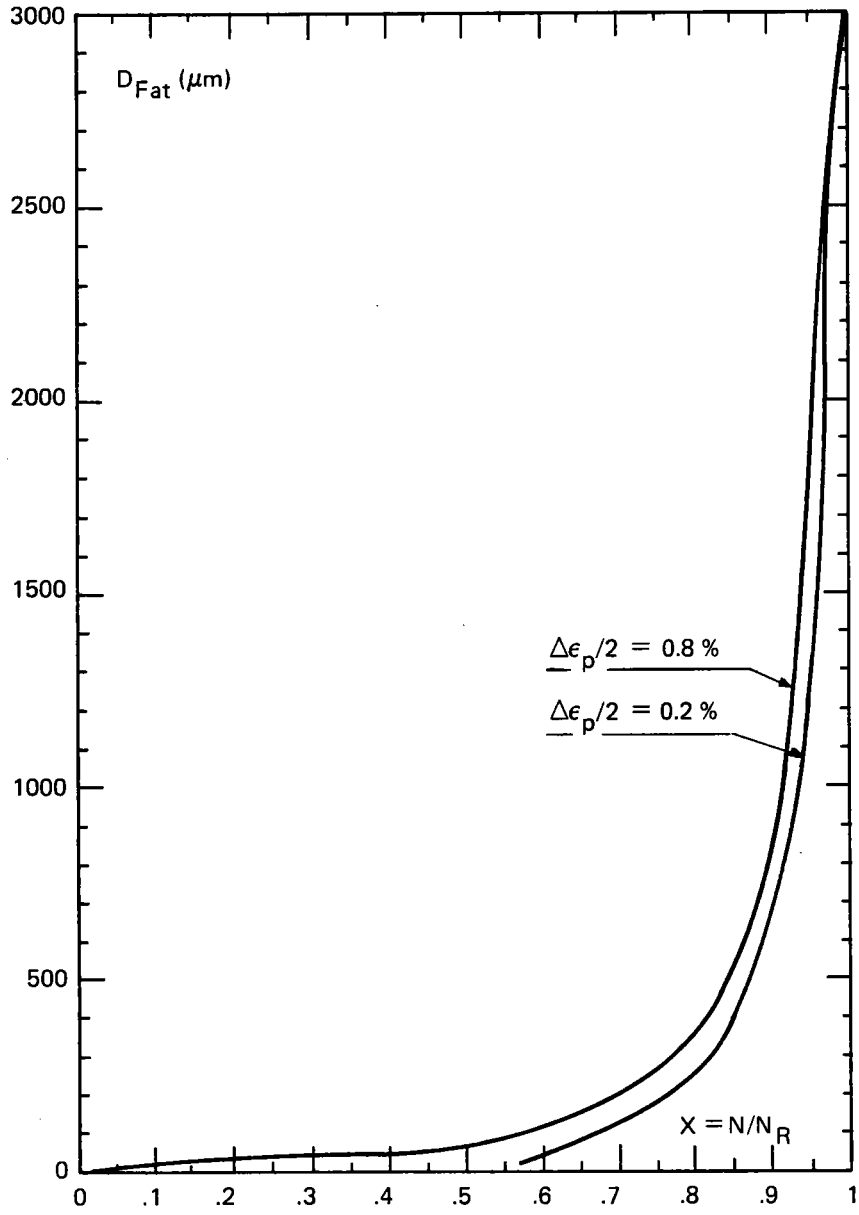


Figure VIII.2 – Évolution de l'endommagement de fatigue continue en fonction de la fraction de durée de vie écoulée.
Aciers VIRGO et ICL. θ = 550 et 600°C [1].

Pour quantifier l'endommagement intergranulaire dans la masse des éprouvettes, il a été choisi (1) de calculer un coefficient de dommage à rupture défini précédemment :

$$D_m = \frac{L_f}{L_A} \qquad \text{(VIII-18)}$$

où L_f représente la longueur cumulée des joints de grains fissurés (à l'exclusion des cavités isolées) et L_A la longueur totale de joints de grains mesurés sur un même champ micrographique au grandissement 200 soit une plage de 0,55 x 0,4 mm². Ces mesures ont été effectuées à plus de 3 mm de la surface de cassure, hors de la zone perturbée par le développement progressif de la fissure principale conduisant à rupture (figure VIII-3). Cette zone est en effet le siège de concentrations transitoires des déformations qui conduisent, comme cela a été noté (cf. chap V.3.2), a une plus grande densité de fissures. La figure VIII-4, met en évidence la différence entre l'endommagement D_m mesuré dans la masse et celui D_l mesuré localement près de la rupture; cet endommagement local, comme la fraction de décohésions intergranulaires sur la surface de rupture, varie en fonction de la profondeur de fissure.

Cette précaution autorisera ensuite des corrélations entre le coefficient de dommage homogène ainsi évalué et une grandeur mécanique macroscopique mesurée caractérisant la relaxation, telle que la contrainte σ_{rt} relaxée pendant les maintiens.

Comme il a été montré antérieurement sur une tôle en acier Virgo 14 SSB (6) et sur un produit en acier 316 (7) que ce coefficient de dommage intergranulaire avait une croissance sensiblement proportionnelle au nombre de cycles (figure VIII-5), on a défini un coefficient de dommage intergranulaire par cycle par la relation :

$$D_c = \frac{D_m}{N_{25}} \qquad \text{(VIII-19)}$$

N_{25} étant la durée de vie "conventionnelle" pour l'essai considéré tel que définie au chapitre V.

C. Levaillant a montré (1) que dans un diagramme bilogarithmique, les points expérimentaux $D_c - \sigma_{rt}$ s'alignent sensiblement selon une droite. Ceci peut se traduire par une relation du type :

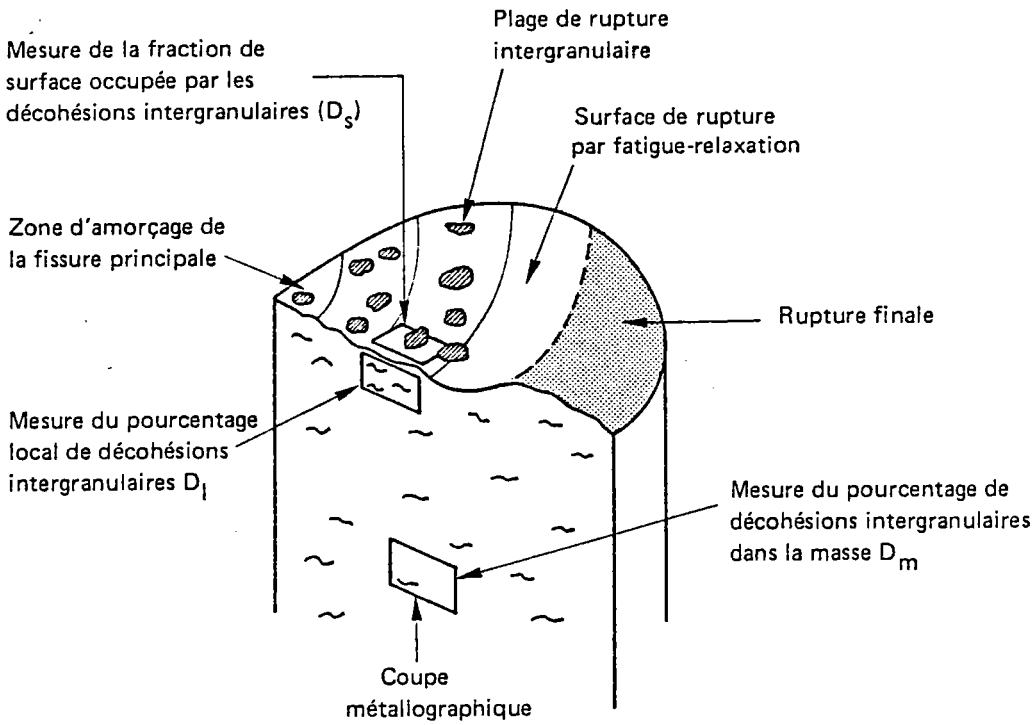


Figure VIII 3 - Schéma de définition des mesures des coefficients de dommage intergranulaire sur la surface de rupture (D_s), sous la surface de rupture (D_l) et dans la masse (D_m) (8).

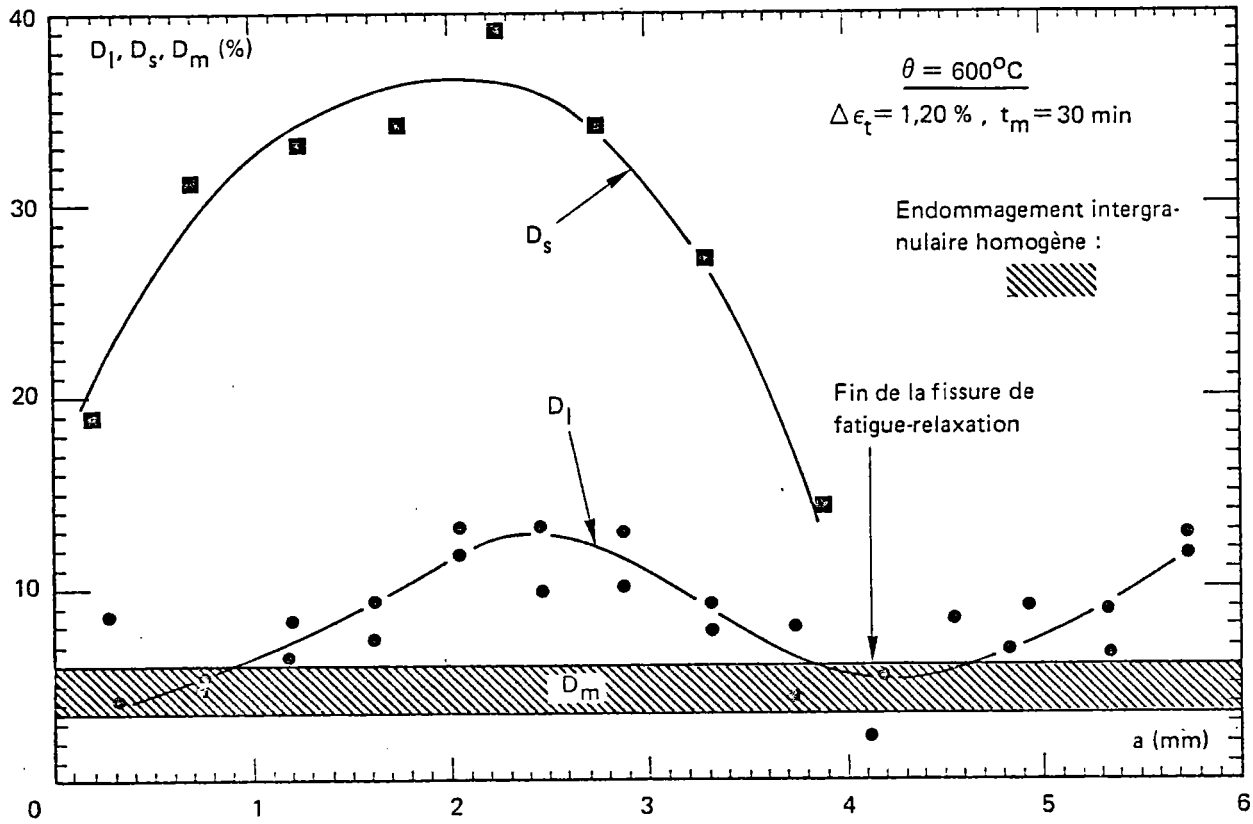
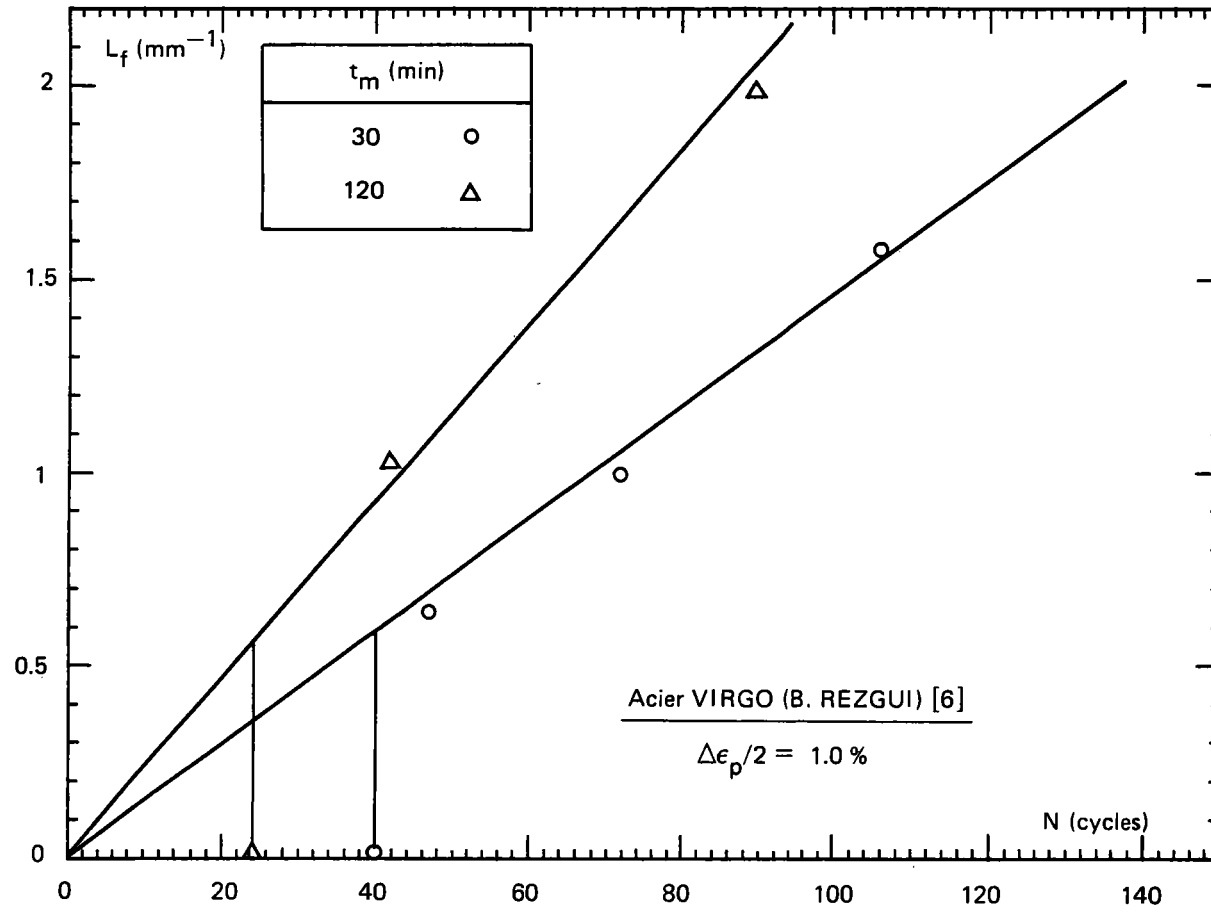


Figure VIII 4 - Évolution des coefficients de dommage intergranulaire mesurés sous la surface de rupture (D_l) et sur la surface de rupture (D_s) en fonction de la profondeur de la fissure principale (8).



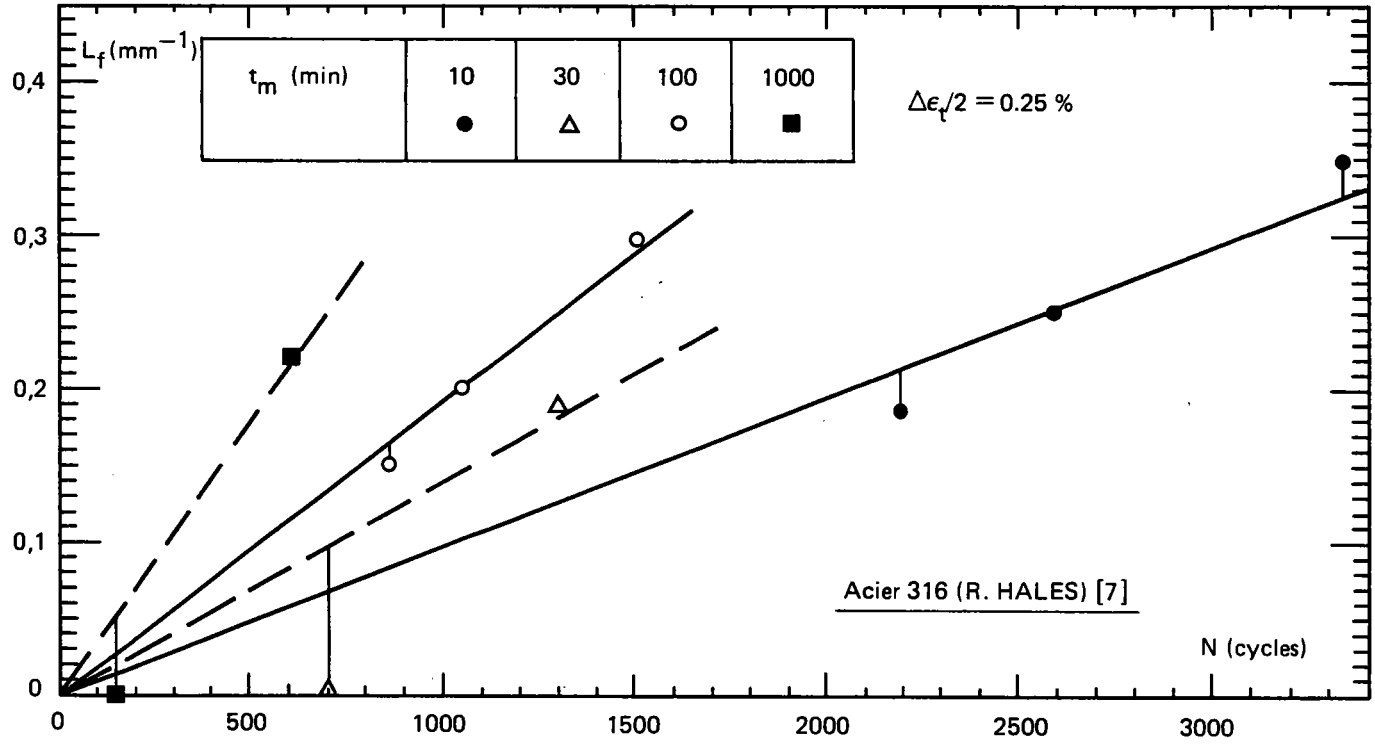


Figure VIII.5 – Résultats de la littérature donnant l'évolution de la longueur de joints de grains fissurés en fonction du nombre de cycles appliqués. Aciers 316. $\theta = 600^{o}C$ [1].

$$D_c = K \sigma_{rt}^{p} \qquad \text{(VIII-20)}$$

VIII.2.4 - Recherche d'une relation physique entre la réduction de la durée de vie et la contrainte relaxée

VIII.2.4.1 - *Relation entre la réduction de durée de vie et l'endommagement*

Les observations micrographiques effectuées en (1), lui ont permis de proposer un modèle d'interaction fatigue-fluage faisant intervenir un endommagement de fluage matérialisé par l'apparition de cavités ou de décohésions intergranulaires en avant des fissures de fatigue; cet endommagement provoque ainsi une accélération de la propagation des fissures par cheminement préférentiel le long des joints de grain endommagés. Le nombre de cycles N_p nécessaire à la propagation des fissures à travers la section de l'éprouvette sera donc plus faible en fatigue-relaxation qu'en fatigue continue :

$$N_p^{F.R} < N_p^{F.C}$$

Le nombre de cycles N_a nécessaire à l'amorçage des fissures en surface des éprouvettes est également réduit par l'apparition de microfissures intergranulaires dues au fluage; il a, en effet, été montré antérieurement (4) lors d'essais effectués à 600°C sur une tôle en acier VIRGO 14 SSB que le rapport du nombre de cycles à l'amorçage des fissures au nombre de cycles à rupture N_a/N_R devenait inférieur à 0,1 en fatigue-relaxation ($\Delta\varepsilon_t$ = 1,2 %, t_{mt} = 10 min) alors qu'en fatigue continue, toutes conditions égales par ailleurs, ce rapport atteignait 0,3*, donc :

$$N_a^{F.R} << N_a^{F.C}$$

Pour les durées de maintien les plus longues, l'auteur (1) a posé

---

* Le nombre de cycles à l'amorçage N_a est défini comme précédemment à l'apparition de microfissures de profondeur a_o voisine de 20 µm, de l'ordre de grandeur de la taille de grain du matériau et de la taille moyenne des microfissures qui apparaissent sur toute la surface de l'éprouvette avant le développement de la fissure principale conduisant à la rupture finale.

comme hypothèse $N_a^{F.R} = 0$. Cette hypothèse simplificatrice et conservative* permet de limiter la prise en compte de l'interaction fatigue-fluage à la seule phase de propagation des fissures. La réduction de la phase de propagation en fatigue-relaxation par rapport à la fatigue continue peut être caractérisée par le coefficient :

$$R^{F.R} = \frac{N_p^{F.C} - N_p^{F.R}}{N_p^{F.C}}$$

De même qu'a été défini un coefficient de dommage intergranulaire par cycle D_c, on peut définir un coefficient de réduction de la phase de propagation par cycle, exprimé par :

$$R_c = \frac{R^{F.R}}{N_p^{F.R}}$$

qui s'écrit, avec l'hypothèse $N_a^{F.R} \simeq 0$ et $(N_R^{F.R} = N_a^{F.R} + N_p^{F.R})$:

$$R_c = \frac{N_p^{F.C} - N_R^{F.R}}{N_p^{F.C} \cdot N_R^{F.R}} \qquad \text{(VIII-21)}$$

En utilisant une relation entre $N_p^{F.C}$ et $N_R^{F.C}$ obtenue au (§ VIII.2.1), le facteur R_c peut être calculé en connaissant uniquement $N_R^{F.C}$ et $N_R^{F.R}$.

Le facteur de réduction R_c ainsi défini n'a de signification physique que si $N_p^{F.C} > N_R^{F.R}$, ce qui se trouve vérifié pour les essais avec des durées de maintien suffisamment longues.

Les résultats obtenus antérieurement sur les deux produits en acier 17 % Cr 12 % Ni Mo à 600°C en fatigue-relaxation, ont été reportés sur un diagramme bilogarithmique $R_c - D_c$ qui a permis d'obtenir une relation indépendante de la durée de maintien, de l'amplitude de déformation imposée et du produit étudié, sous la forme :

$$R_c = C_2 D_c^u \qquad \text{(VIII-22)}$$

avec, à 600°C, $C_2 = 116$ et $u = 1{,}428$, valeurs déterminées à partir de l'ensemble des résultats disponibles sur les deux produits (8).

---

* surtout pour les faibles déformations.

VIII.2.4 - *Relation entre le coefficient de réduction de durée de vie R_c et la contrainte relaxée σ_{rt}..*

En couplant la relation (VIII.21) ci-dessus avec la relation (VIII-20) liant le dommage intergranulaire par cycle D_c à la contrainte relaxée σ_{rt}, on obtient une relation de la forme:

$$R_c = C_3 \, \sigma_{rt}^{v} \qquad \text{(VIII-23)}$$

où : $v = p.u$ et $C_3 = C.k^u$

La relation (VIII-23) permet de proposer une méthode de prévision de la durée de vie en fatigue-relaxation basée seulement sur la connaissance de la durée de vie en fatigue continue, et de la contrainte relaxée pendant le maintien (estimation ou mesure) sous réserve :

- de vérifier la relation proposée entre la phase de propagation $N_p^{F.C}$ et la durée de vie $N_R^{F.C}$ en fatigue continue;
- de supposer qu'en fatigue-relaxation, la phase d'amorçage est négligeable, ce qui reste à confirmer pour la température et les faibles variations de déformation représentatives des conditions de service ($\Delta\varepsilon_t \leq 0{,}6$ %);
- d'établir la relation entre R_c et D_c pour la température représentative des conditions de service (550°C).

VIII.3 - APPLICATION DE L'APPROCHE METALLOGRAPHIQUE DE L'INTERACTION FATIGUE-FLUAGE PROPOSEEE PAR C. LEVAILLANT AUX RESULTATS OBTENUS SUR L'ALLIAGE 800

VIII.3.1 - Résultats des mesures d'interstrie pour l'alliage 800 grade 2 à 550°C

Ces mesures concernent essentiellement des éprouvettes rompues en fatigue-continue sous $\Delta\varepsilon_t = 1{,}5$ (%) à 550°C pour les deux états du produit étudié, mais également deux éprouvettes rompues en fatigue-relaxation respectivement avec un maintien de 30 minutes en compression et un maintien de 10 minutes en traction. Les résultats de ces mesures ont été présentés dans un diagramme bilogarithmique $i = \frac{da}{dN} = f(a)$.

a) En fatigue continue (figure VIII.6), les premières stries ont été observées à une distance a_o = 90 µm du site d'amorçage pour l'état vieilli et à a_o = 130 µm pour l'état de réception. La valeur des premières interstries se situe dans l'intervalle (0,30 - 0,50 µm/cycle) et les plus grands autour de 15 µm cycle pour a_f = 3 µm .

On a représenté l'évolution de l'interstrie par la loi décrite précédemment par la relation :

$$i = k.a^{\beta} \qquad \text{(VIII-5)}$$

avec $$k = A \left(\frac{\Delta\varepsilon_p}{2}\right)^{\alpha}$$

Les valeurs des coefficients k et β ont été obtenus par régression linéaire sur l'ensemble des points de la figure VIII.6 :

$k = 9{,}77.10^{-3}$ (= ordonnée à l'origine)

$\beta = 0{,}89$ (= pente de la courge log i-log a).

Nous n'avons pas effectué de mesures d'interstries sous faibles déformations. Aussi, pour calculer le paramètre A, nous avons supposé que α prenait une valeur de 1,5 identique à celle trouvée par C. Levaillant en (1), d'où:

$$A = \frac{(\Delta\varepsilon p/2)^{\alpha}}{k} = 2{,}62.10^{-2}$$

avec : $$(\Delta\varepsilon_p/2) = 0{,}5182$$

b) En fatigue-relaxation, comme nous l'avons signalé précédemment au § V.33, lors des observations au M.E.B. des faciès de rupture, le mode de rupture est mixte transgranulaire pour l'essai avec 10 min. de maintien en traction pour l'état vieilli et purement transgranulaire pour l'essai avec 30 min. de maintien en compression pour l'état de réception. Nous avons ainsi pu effectuer des mesures d'interstrie en fonction de la profondeur de la fissure.

Sur la figure VIII.7 nous avons reporté les résultats de ces mesures pour l'essai avec 10 min. de maintien en traction. La comparaison

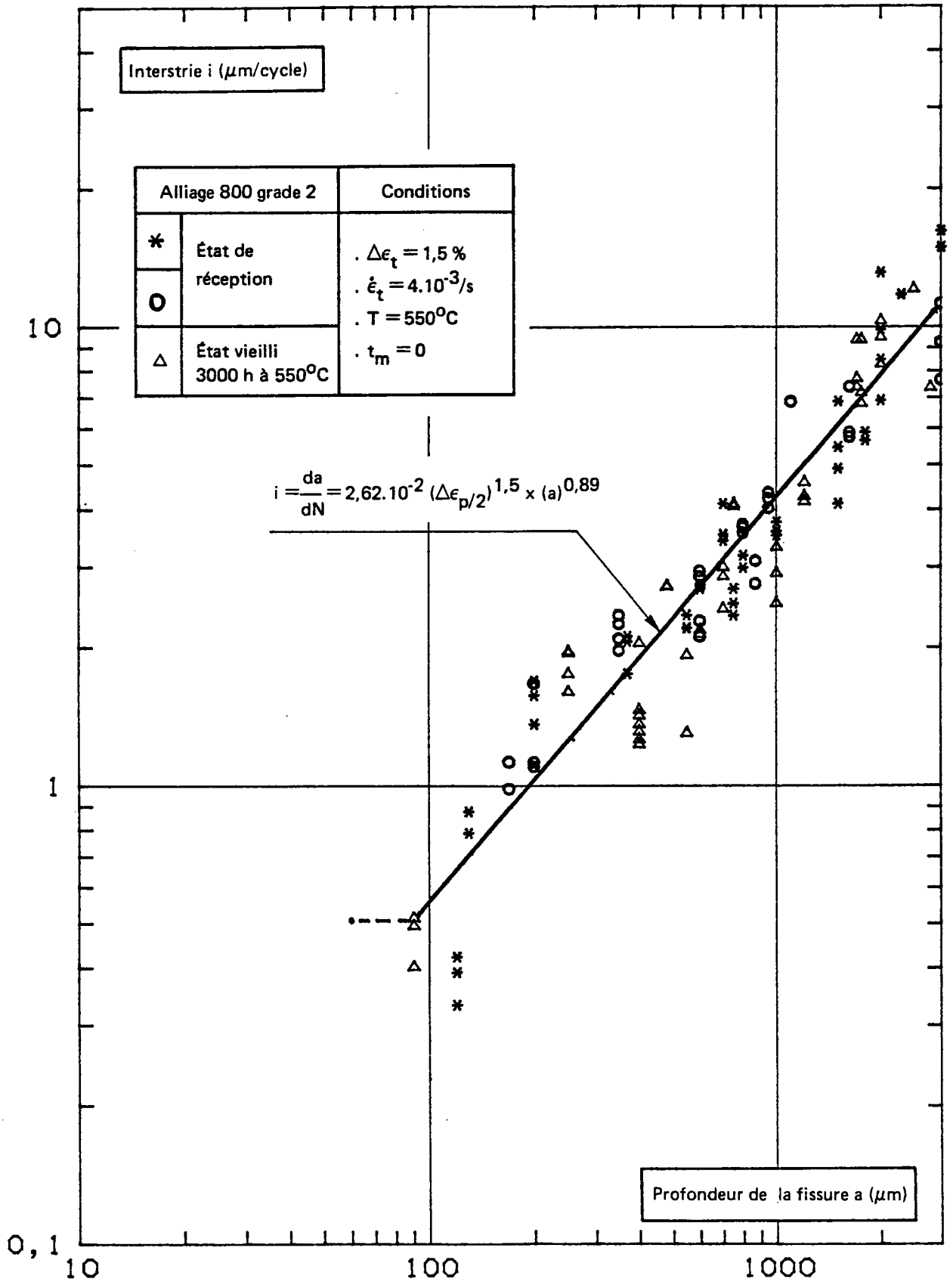


Figure VIII-6 — Évolution de l'interstrie en fonction de la profondeur de fissure, en fatigue continue.

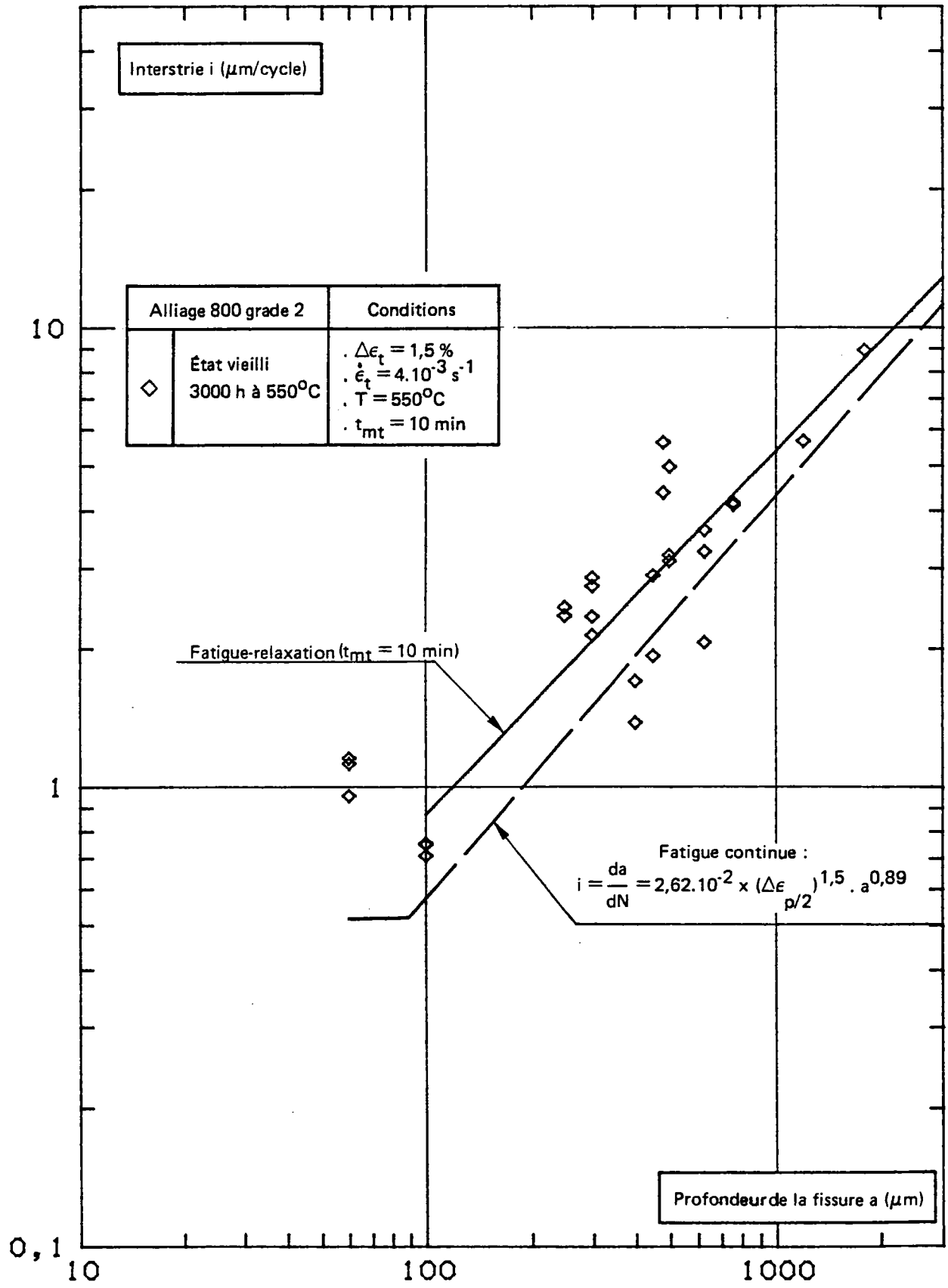


Figure VIII-7 – Évolution de l'interstrie, en fonction de la profondeur de la fissure en fatigue relaxation avec maintien 10 min en traction. Comparaison avec la fatigue continue.

avec la loi obtenue sur le résultat de fatigue continue montre que près de l'amorçage, la valeur de l'interstrie est plus importante dans le cas de la fatigue-relaxation. (i = 0,7 à 1 µm/cycle contre 0,3 à 0,5 µm/cycle en fatigue-continue) par contre, lorsque la fissure dépasse 100 µm, l'écart, bien que visible, ne semble pas significatif. Notons que les premières stries ont été observées pour une profondeur de fissure de $\simeq$ 60 µm. La réduction de durée de vie d'un facteur 2 par rapport à la fatigue continue peut donc être attribuée en majeure partie aux décohésions intergranulaires de fluage qui apparaissent sur le faciès de rupture.

Pour l'essai avec maintien 30 min en compression, nous constatons (figure VIII.8) que la valeur de l'interstrie est nettement supérieure à celle de la fatigue continue, quelle que soit la profondeur de fissure. Cette augmentation de l'interstrie ne peut être attribuée à une augmentation de la déformation plastique subie du fait du maintien puisque celle-ci reste identique à celles observées en fatigue continue sous la même déformation totale $\Delta\varepsilon_t$ = 1,5 % (cf. tableaux V.IV et V.VI).

Cette augmentation de la vitesse de propagation de la fissure est donc en grande partie responsable de la réduction de durée de vie de près d'un facteur 2 par rapport à la fatigue continue sans qu'il soit nécessaire de faire intervenir un endommagement de fluage.

VIII.3.2 - Application de la loi de fissuration au calcul du nombre de cycles de propagation en fatigue-continue

L'application de la relation (VIII.9) précédemment définie permet en effet de calculer le nombre de cycles à la propagation en fatigue-continue $N_p^{F.C}$, en fonction du nombre de cycles à rupture $N_{25}^{F.C}$ (N_{25} est identifié à N_R).

Pour l'Application numérique au cas du produit en alliage 800 grade 2 à 550°C, nous avons utilisé :

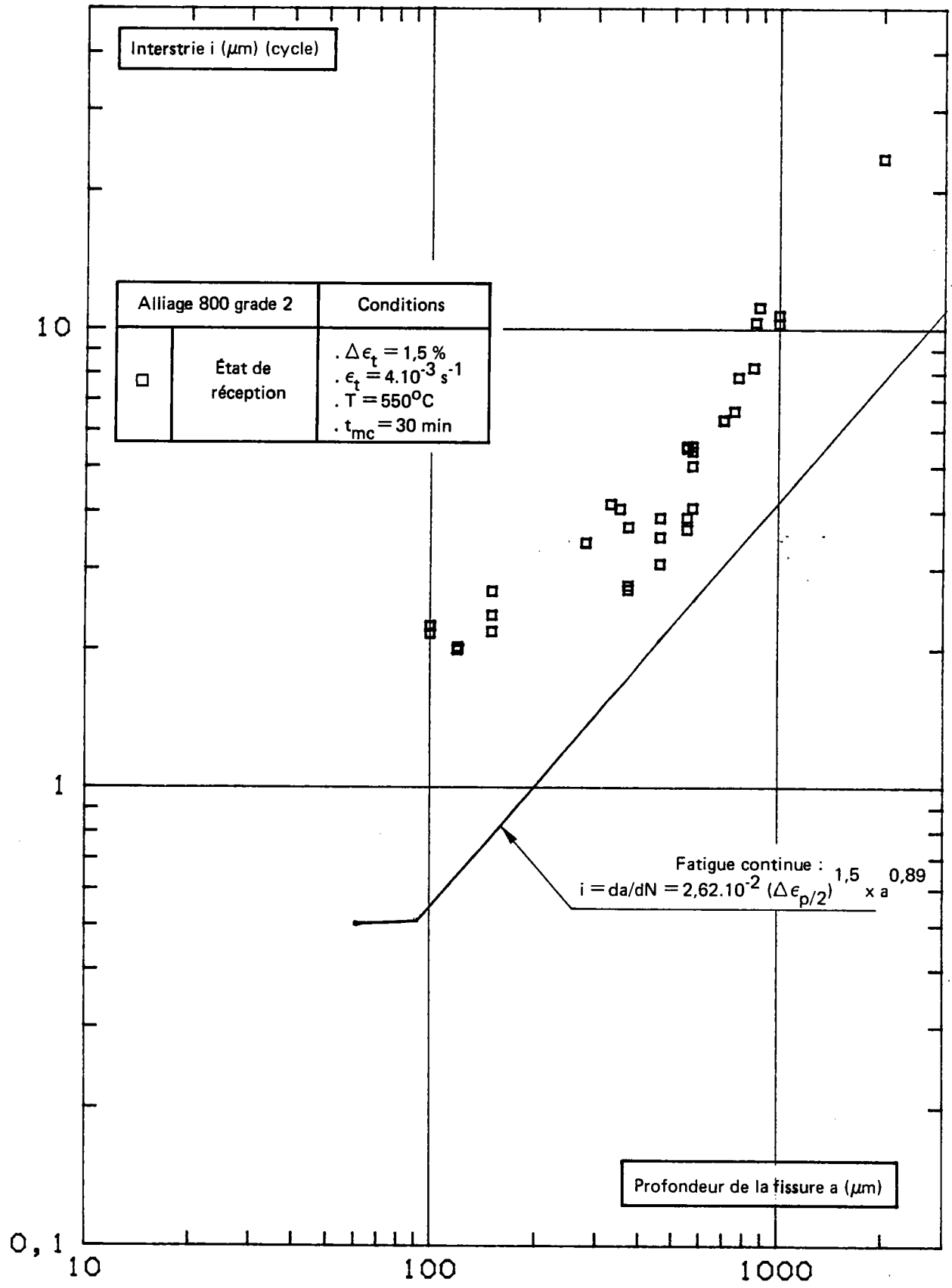


Figure VIII-8 — Évolution de l'interstrie en fonction de la profondeur de fissure, en fatigue-relaxation avec maintien 30 min en compression. Comparaison à la fatigue continue.

a_o = 60 µm* ; i_o = 0,506 µm ; a_f = 3000 µm
A = $2{,}62.10^{-2}$; α = 1,5 ; β = 0,89
C_p = 46,81 ; m = 0,6;
$(\frac{\Delta\varepsilon p}{2})$ = 0,5182 (%).

Ce qui conduit à la relation :

$$N_p^{F.C} = -\,0{,}6858\ N_R^{1,01124} + 2{,}634\ N_R^{0,9} - 117{,}6 \qquad \text{(VIII-24)}$$

On obtient ainsi pour les 3 déformations étudiées :

$\Delta\varepsilon_t$ (%)	$N_{25}^{F.C.}$ (cycles)	$N_p^{F.C.}$ (cycles)	$N_a^{F.C.}$ (cycles)	$N_a^{F.C.}/N_{25}^{F.C.}$ (%)
1,5	1 842(1)	795	1 047	57
0,8	8 125(2)	2 416	5 709	70
0,6	21 737(1)	4 296	17 441	80

(1) : moyenne sur 3 essais
(2) : moyenne sur 2 essais

La comparaison des résultats obtenus par la relation VIII.24 et ceux qui seraient obtenus en utilisant les relations VIII.10 et VIII.11 identifiées sur d'autres aciers met en évidence des écarts importants (tableau VIII.1).

---

* nous avons choisi 60 µm pour valeur de a_o car c'est la plus courte longueur de fissure pour laquelle nous avons observé des stries sur l'ensemble des éprouvettes que nous avons observées (essai avec maintien 10 min en relaxation en traction). Nous avons donc supposé que si l'état de surface le permettait il était possible d'observer des stries en fatigue continue pour la même longueur de fissure.

TABLEAU VIII-I – COMPARAISON DES RÉSULTATS OBTENUS PAR LES DIFFÉRENTES RELATIONS

Relations	$\Delta\epsilon_t$ (%)	$N_a^{F.C.}$ (cycles)	$N_p^{F.C.}$ (cycles)	$\frac{N_a}{N_{25}}$ (%)
Relation : (VIII-24) pour l'alliage 800 grade 2	1,5	1 047	795	57
	0,8	5 709	2 416	70
	0,6	17 441	4 296	80
Relation : (VIII-10), [1]	1,5	695	1 147	38
	0,8	5 611	2 514	69
	0,6	17 608	4 129	81
Relation : (VIII - 11), [2]	1,5	503	1 339	27
	0,8	2 964	5 161	36
	0,6	9 109	12 627	41

Ceci montre que ces relations sont propres à chaque matériau et doivent être identifiées dans chaque cas.

VIII.3.3 - Mesure du dommage intergranulaire de fluage sur coupes longitudinales des éprouvettes de fatigue-relaxation de l'alliage 800 grade 2

Comme nous l'avons déjà signalé (cf. V.3.3), les décohésions intergranulaires apparaissent dans toute la masse des éprouvettes de fatigue-relaxation avec maintien en traction, avec une densité qui croît comme la durée de maintien (figures VIII.9 et VIII.10).

VIII.3.3.1 - *Evolution du coefficient du dommage intergranulaire D_m en fonction de la durée de maintien.*

Pour quantifier l'endommagement intergranulaire, nous avons procédé à des mesures métallographiques selon la méthode décrite précédemment (cf. VIII-23 et Annexe VIII.1). L'ensemble des résultats obtenus sur l'alliage 800 grade 2 sur les deux états est donné tableau (VIII.2).

TABLEAU VIII-II – RÉSULTATS DES MESURES D'ENDOMMAGEMENT INTERGRANULAIRE D_m (%), DE CALCUL DU COEFFICIENT DE DOMMAGE INTERGRANULAIRE PAR CYCLE D_c ET DU COEFFICIENT DE RÉDUCTION DE LA DURÉE DE VIE R_c EN FATIGUE-RELAXATION DE L'ALLIAGE 800 Grade 2.

État	Repère éprouvette	$\Delta\epsilon_t$ (%)	Durée de maintien en traction (mn)	N_{25} (cycles)	σ_{rt} (MPa)	D_m (%)	D_c (10^{-5})	R_c (10^{-4}) (1)
État de réception	N2R-23	1,5	0	1 865	0	0	0	–
	N2R-35	"	0	1 731	0	0	0	–
	N2R-4	1,5	10	1 144	54	0	0	(2)
	N2R-44	"	10	963	36	0	0	(2)
	N2R-49	"	30	900	67	10,86	12,10	(2)
	N2R-50	"	90	568	80	7,36	13,00	5,03
	N2R-29	"	300	249	133	13,65	54,80	27,58
	N2R-58	"	1 440	161	169	24,49	152,10	49,53
État vieilli 3000 h à 550°C	N2V-10	1,5	0	1 932	–	–	–	–
	N2V-18	"	0	1 885				
	N2V-7	1,5	10	794	48	4,80	6,00	(3)
	N2V-17	"	30	439	74	5,57	12,70	10,20
	N2V-12	"	300	198	122	9,42	47,60	37,93
	N2V-9	"	1 440	133	163	13,80	103,80	62,61
	N2V-30	"	10 080	60	200	19,00	316,70	154,10
	N2V-25	0,8	90	1 975	36	8,073	4,00	0,93

(1) $$R_c = \frac{N_p^{F.C} - N_{25}^{F.R}}{N_p^{F.C} \cdot N_{25}^{F.R.}}$$

La relation (VIII-24) donne :

avec :
- $N_p^{F.C.}$ = 795 cycles pour $\Delta\epsilon_t$ = 1,5 % à 550°C
- $N_p^{F.C.}$ = 2 416 cycles pour $\Delta\epsilon_t$ = 0,8 % à 550°C
- $N_p^{F.C.}$ = 4 296 cycles pour $\Delta\epsilon_t$ = 0,6 % à 550°C.

(2) Pour ces essais, on a $N_{25}^{F.R.} \geqslant N_p^{F.C.}$. Dans ce cas l'hypothèse $N_a^{F.R.} \simeq 0$ qui est utilisée pour définir R_c n'est plus valable. Le calcul de R_c n'a donc plus de signification physique.

a - Éprouvette N2R4 : $t_m = 10$ min

b - Éprouvette N2R49 : $t_m = 30$ min

d - Éprouvette N2R29 : $t_m = 300$ min

c - Éprouvette N2R50 : $t_m = 90$ min

e - Éprouvette N2R58 : $t_m = 1440$ min

Figure VIII-9 - x200 – Microscopie optique : évolution de l'endommagement intergranulaire dans la masse des éprouvettes de fatigue-relaxation sur l'état de réception, en fonction de la durée de maintien en traction sous $\Delta\epsilon_t = 1,5$ % à 550°C.

a - Éprouvette N2V7 : $t_m = 10$ min

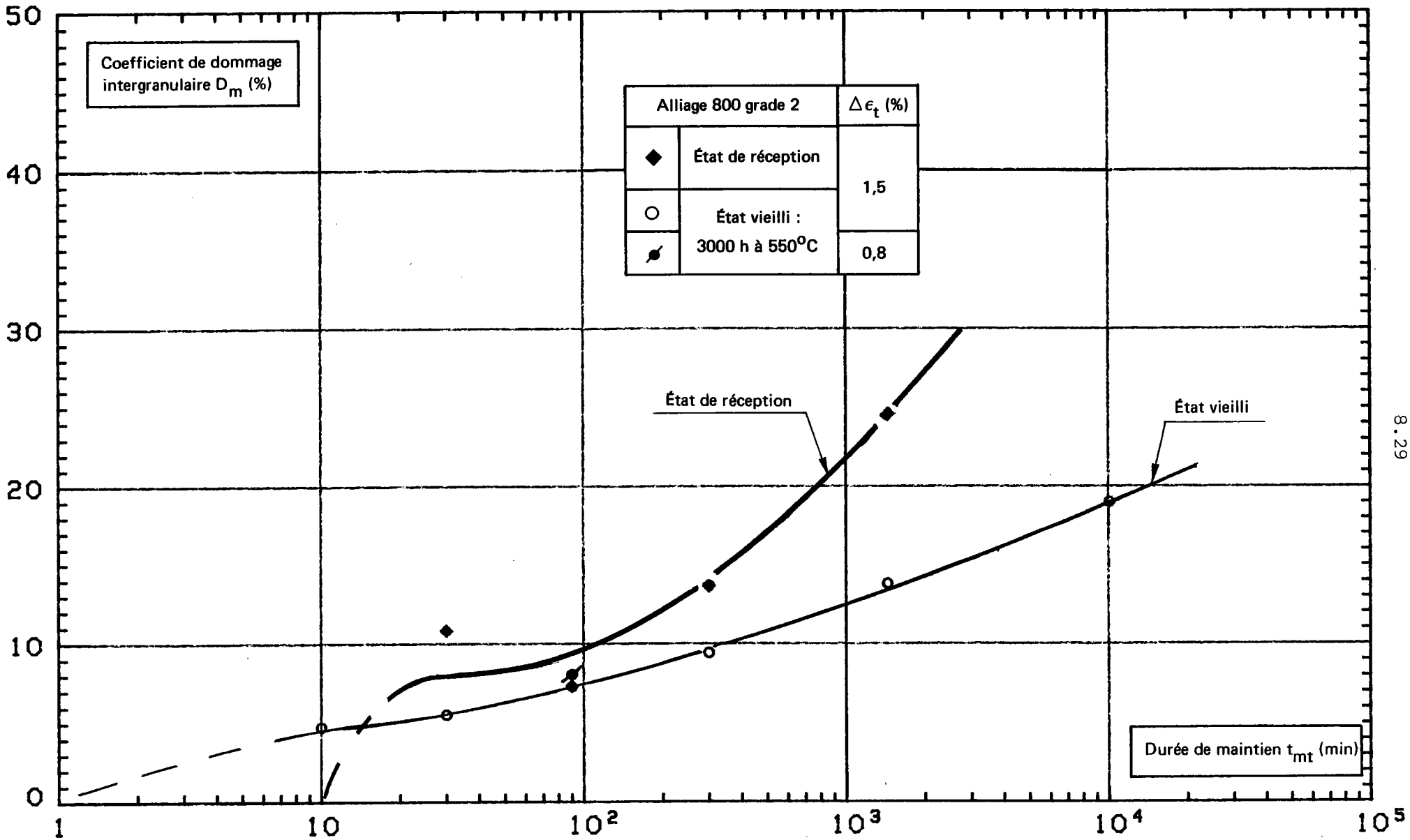
b - Éprouvette N2V17 : $t_m = 30$ min

d - Éprouvette N2V9 : $t_m = 1440$ min

c - Éprouvette N2V12 : $t_m = 300$ min

e - Éprouvette N2V30 - $t_m = 10080$ min

Figure VIII-10 - x200 — Microscope optique : évolution de l'endommagement intergranulaire dans la masse des éprouvettes de fatigue-relaxation sur l'état vieilli 3000 h à 550°C, en fonction de la durée de maintien en traction sous $\Delta\epsilon_t = 1,5$ % à 550°C.



8.29

Figure VIII-11 — Évolution du dommage intergranulaire D_m (%) dans la masse de l'éprouvette, en fonction de la durée de maintien en traction t_{mt} (min).

Sur la figure VIII.11 , nous avons tracé sur un diagramme bilogarithmique D_m en fonction de t_{mt}, ce qui nous permet de confirmer quantitativement que l'endommagement intergranulaire augmente avec la durée de maintien. Un écart est observé entre les deux états du produit étudié.

VIII.3.3.2 - *Evolution du dommage intergranulaire élémentaire par cycle en fonction de la contrainte relaxée en traction*

Dans le modèle approché d'interaction fatigue fluage de C. Levaillant, l'endommagement de fluage intervient uniquement par l'intermédiaire du paramètre D_c, qui est l'endommagement élémentaire intergranulaire par cycle.

Pour les essais de fatigue-relaxation à 550°C sur les deux états de l'alliage 800 grade 2, ce paramètre D_c se corrèle avec la contrainte relaxée σ_{rt}. Cette corrélation montre que l'endommagement des joints de grains trouve son origine dans la déformation viscoplastique ε_{vt} qui se produit au cours du maintien en relaxation. La figure VIII.12 montre que, dans un diagramme bilogarithmique, les points s'alignent suivant une droite unique pour les 2 états du matériau, droite qui est décrite par la relation VIII.20 . Cette relation met en évidence le rôle primordial de la contrainte relaxée, indépendamment de la durée du maintien et de la déformation appliquée.

L'écart qui avait été observé sur D_m pour les 2 états du matériau (figure VIII.11) était donc à attribuer, au moins partiellement, à un écart sur σ_{rt}.

La régression linéaire effectuée sur l'ensemble des couples (D_c, σ_{rt}), pour les 2 états (tableau VIII.II), a permis d'identifier les deux coefficients k et p pour les deux états. On obtient alors la relation :

$$D_c = 3{,}337 \cdot 10^{-9} \, (\sigma_{rt})^{2{,}504} \qquad \text{(VIII-26)}$$

Nous avons également tracé sur la figure VIII.13 , l'évolution du paramètre D_c, en fonction de la durée de maintien en traction dans un diagramme bilogarithmique. On observe également une relation entre le dommage élémentaire intergranulaire et la durée de maintien selon la relation :

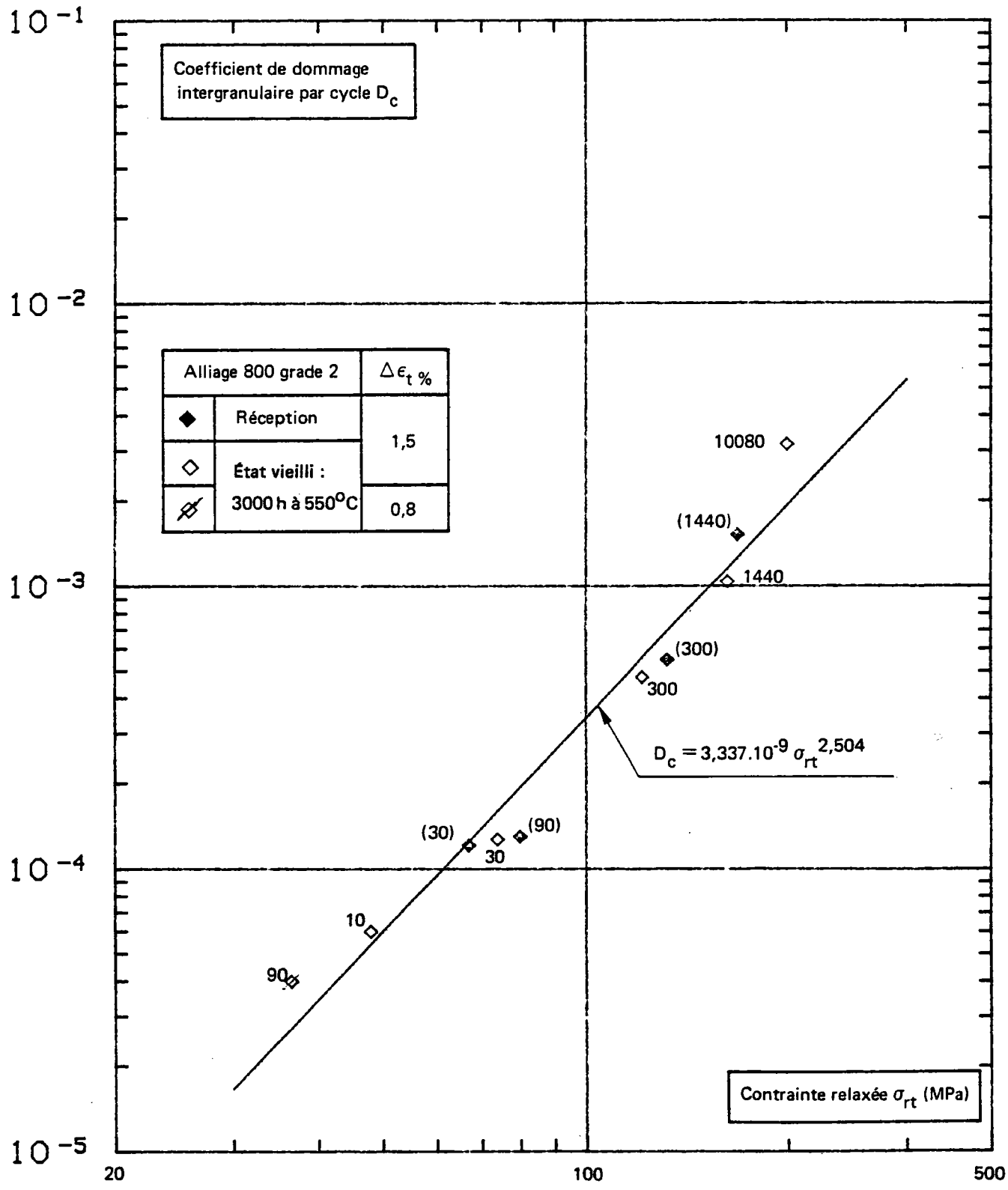


Figure VIII-12 – Corrélation entre le coefficient de dommage intergranulaire par cycle D_c et la contrainte relaxée σ_{rt} du produit B108 en Alliage 800 grade 2 à 550°C.

$$D_C = 1,1\ 10^{-5}\ (t_{mt})^{0,63} \qquad \text{(VIII-27)}$$

Dans ce cas, seuls les points obtenus sous $\Delta\varepsilon_t = 1,5$ % sont alignés suivant cette droite; le point obtenu sous $\Delta\varepsilon_t = 0,8$ % à $t_{mt} = 90$ mn n'est pas sur la corrélation. Cette corrélation est donc fonction, d'une part de la durée de maintien et d'autre part de la déformation imposée.

VIII.3.3.3 - *Relation entre le coefficient de réduction de la durée de vie R_c et le coefficient de dommage intergranulaire élémentaire D_c.*

Les valeurs de R_c obtenues dans cette étude sur le produit en alliage 800 dans les deux états étudiés sont rassemblées dans le tableau (VIII-II). Sur un diagramme bilogarithmique, nous avons reporté l'évolution du coefficient R_c en fonction du coefficient D_c, figure VIII-14. La corrélation obtenue est de la forme :

$$R_c = 8,722\ D_C^{1,077} \qquad \text{(VIII-28)}$$

Ces coefficients ont été déterminés par régression linéaire sur l'ensemble des résultats du tableau (VIII-II). On constate que cette relation est indépendante de la durée de maintien et de l'amplitude de déformation imposée, d'où son intérêt à des fins d'extrapolation.

* Relation entre le coefficient de réduction de la durée de vie R_c et la contrainte relaxée σ_{rt}.

* En couplant les deux relations (VIII-20 et 28), on obtient une relation entre le coefficient R_c et la contrainte relaxée σ_{rt}, de la forme:

$$R_c = 6,481.10^{-9}\ (\sigma_{rt})^{2,697} \qquad \text{(VIII-29)}$$

La droite correspondant à la fonction $R_c = f(\sigma_{rt})$, dans un diagramme bilogarithmique apparaît sur la figure VIII.15. Cette fonction prend en compte tous les points du tableau VIII.II.

Nous avons comparé la relation R_c-σ_{rt} (VIII.29) obtenue par combinaison des deux relations D_c-σ_{rt} (VIII.26) et R_c-D_c (VIII.28) et celle

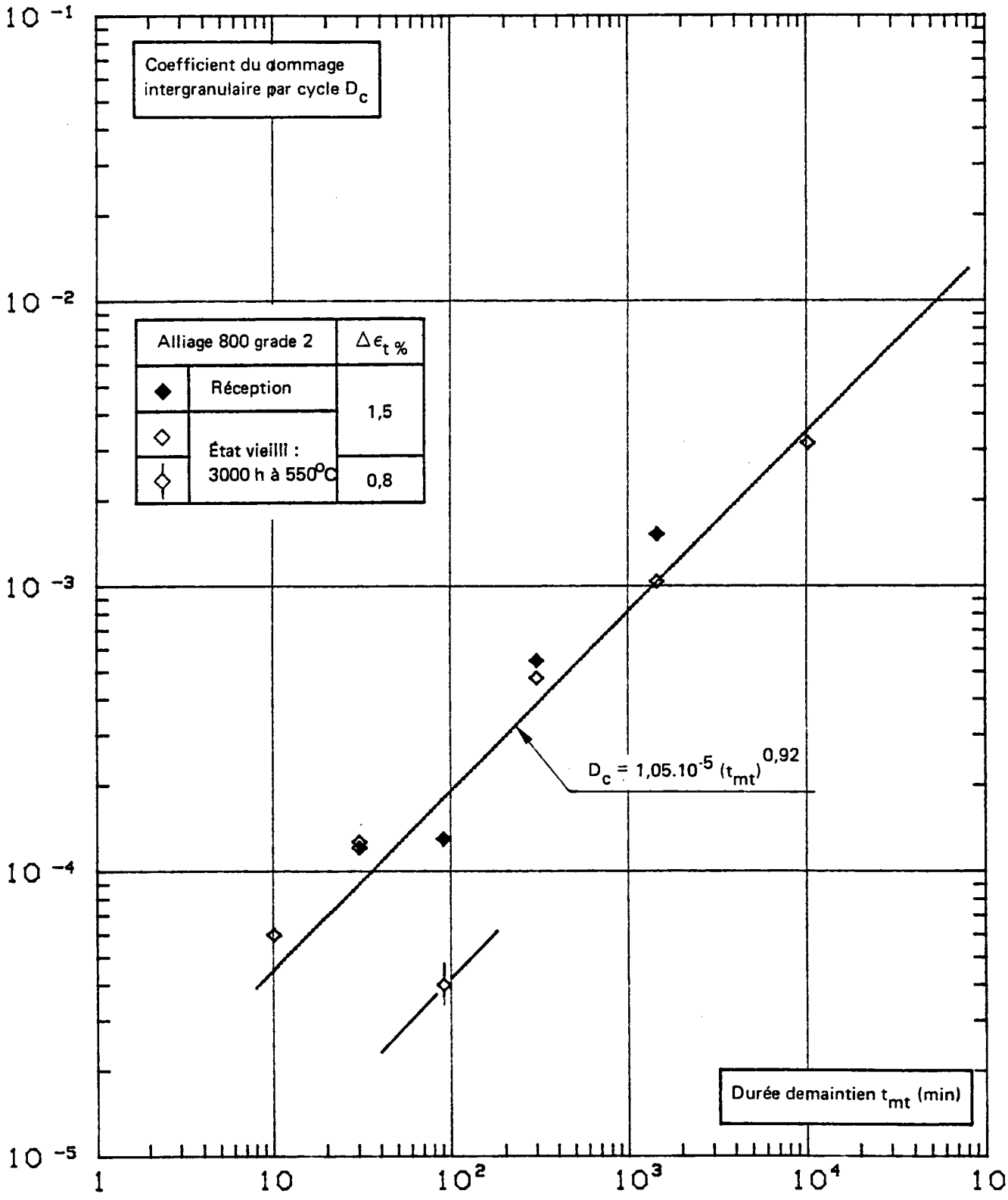


Figure VIII-13 – Corrélation entre le coefficient de dommage intergranulaire par cycle D_c et la durée de maintien t_{mt} (min), obtenue sur les résultats du produit B108 en Alliage 800 grade 2 à l'état de réception et vieilli 3000 h à 550°C.

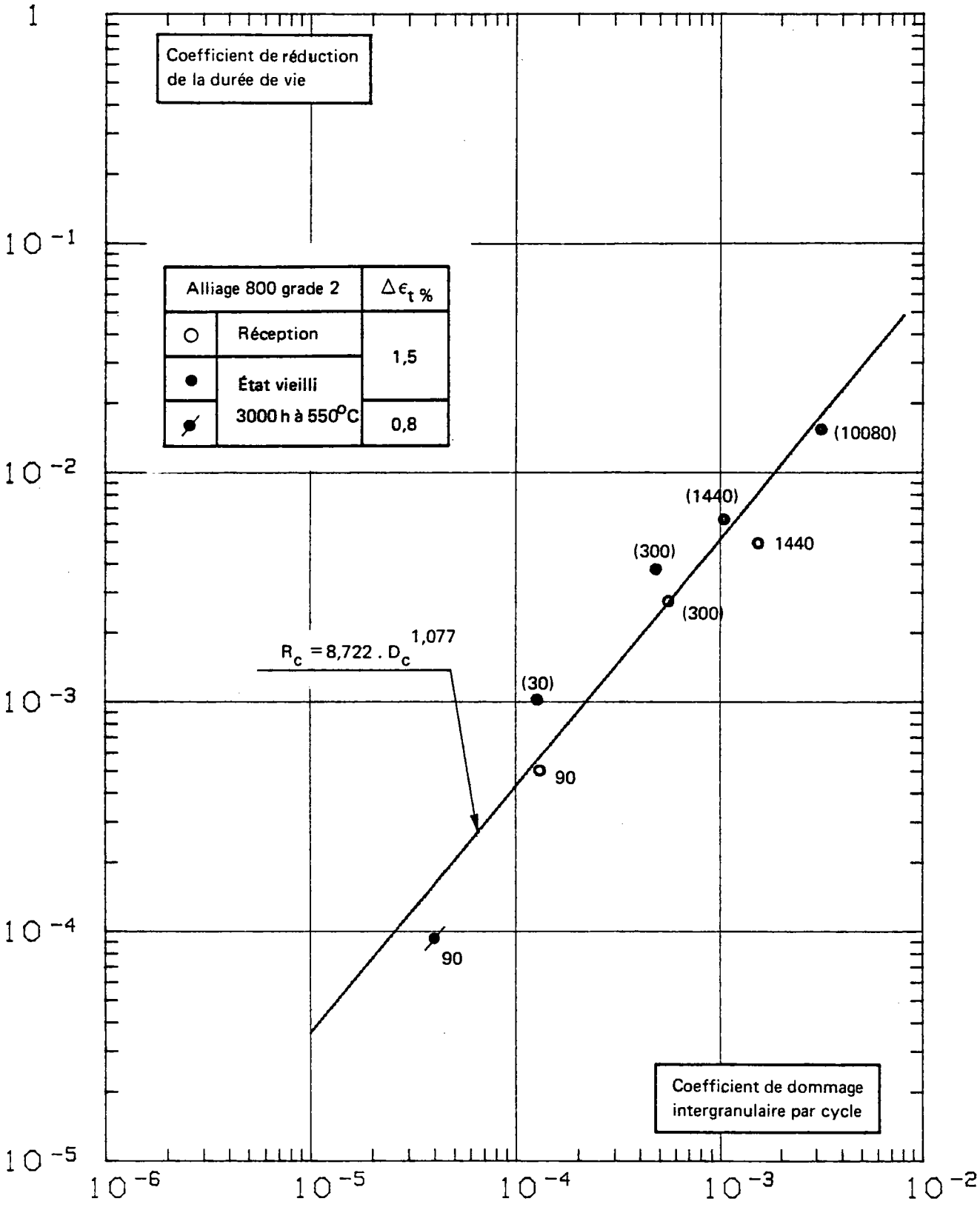


Figure VIII-14 – Corrélation entre le coefficient de réduction de la durée de vie R_c et le coefficient D_c, du produit B108 en Alliage 800 grade 2 en l'état de réception et vieilli 3000 h à 550°C.

obtenue par une corrélation directe entre le coefficient R_c et la contrainte relaxée σ_{rt}; sur l'ensemble des résultats du tableau VIII.II, nous avons effectué une régression linéaire entre le coefficient R_c et la contrainte relaxée σ_{rt}. La relation obtenue est de la forme :

$$R_c = m\ (\sigma_{rt})^n \qquad \text{(VIII-30)}$$

où :

$$m = 3{,}743.10^{-9}$$

$$n = 2{,}813.$$

Les coefficients sont quasiment identiques à ceux de la relation VIII-29 (comme en témoigne la comparaison des relations VIII-29 et 30 sur la figure VIII-15. Notons que, lors de l'étude antérieure (1), les deux relations n'étaient pas identiques. Ceci montre que dans le cas de l'alliage 800 les dispersions sur ces corrélations sont plus faibles que celles observées sur l'acier étudié en (1). La relation directe VIII.30 pourra donc être utilisée à des fins d'extrapolation.

VIII.3.3.4 - *Corrélation entre le coefficient R_c et la durée de maintien en relaxation t_{mt}.*

Nous avons également observé une corrélation entre le coefficient R_c et la durée de maintien. La relation obtenue à partir de l'ensemble des résultats du tableau VIII.II est de la forme :

$$R_c = \alpha\ .\ (t_{mt})^{\beta} \qquad \text{(VIII-31)}$$

L'utilisation de cette relation pour des prévisions est limitée car, comme la relation VIII.29, elle dépend de la déformation imposée figure VIII-16. Le facteur α pourrait s'exprimer sous la forme :

$$\alpha = k_1\ .\ \left(\frac{\Delta\varepsilon_P}{2}\right)^{\lambda}$$

La détermination de k_1 et λ nécessite la réalisation d'essais à faibles taux de déformation.

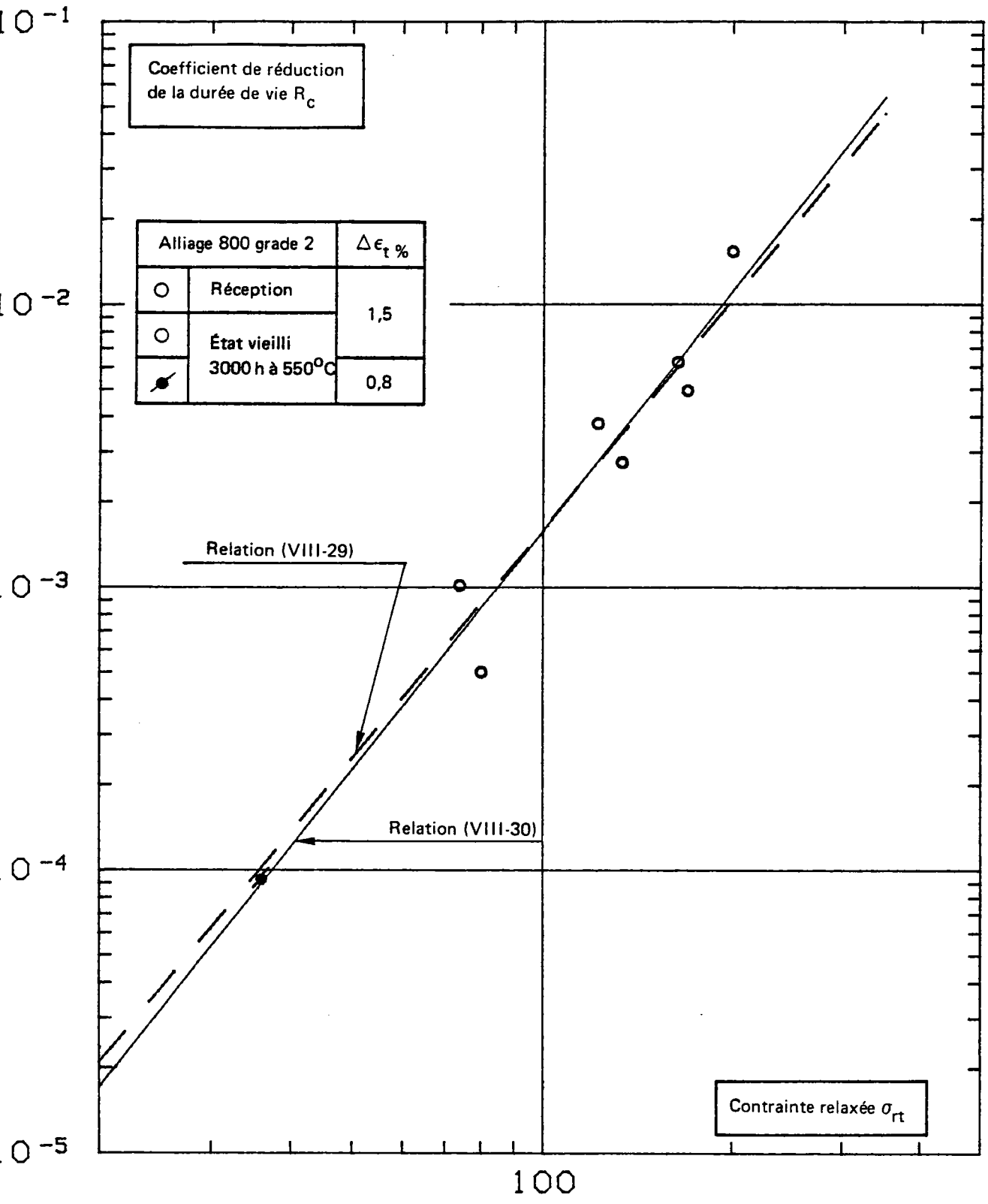


Figure VIII-15 — Corrélation entre R_c et S_{rt} (MPa) obtenue par la relation (VIII-29) sur les résultats du produit B108 en Alliage 800 grade 2 à 550°C sous 1,5 et 8 %.

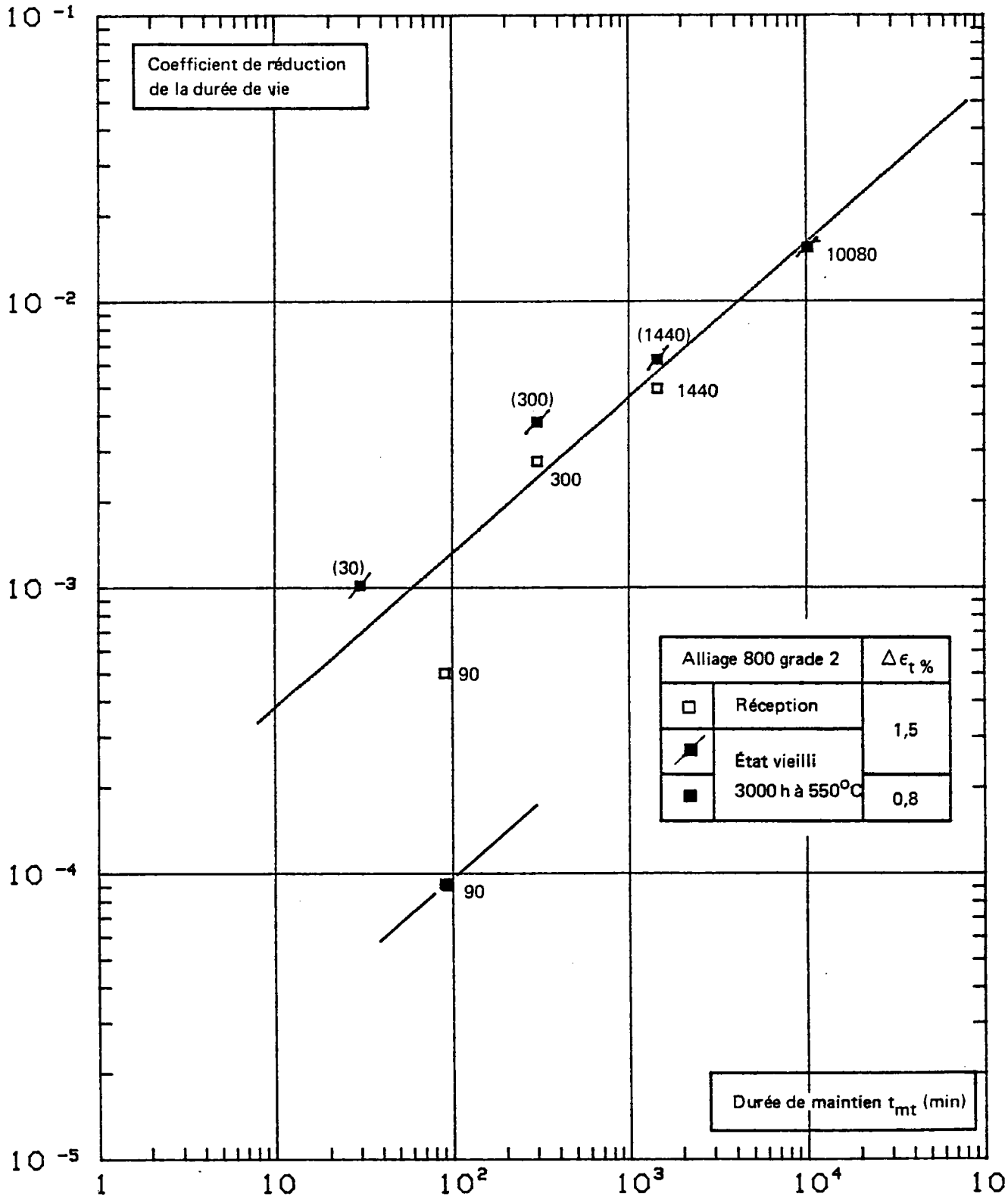


Figure VIII-16 – Corrélation entre R_c et t_{mt} (min) à 550°C sur le produit B108 en Alliage 800 grade 2 à l'état de réception et vieilli 3000 h à 550°C.

VIII.4 - APPLICATION DE LA RELATION R_c-σ_{rt} A LA PREVISION DE LA DUREE DE VIE EN FATIGUE-RELAXATION POUR DES DUREES DE MAINTIEN ALLANT JUSQU'A 1000 HEURES EN TRACTION

L'application de la relation VIII.29 permet à partir de la connaissance de la contrainte relaxée σ_{rt}, de calculer la valeur du coefficient R_c donc par la relation VIII.21 de calculer le nombre de cycles à rupture en fatigue-relaxation pour la durée de maintien correspondante.

La contrainte relaxée peut être déterminée soit par un essai interrompu dès stabilisation du cycle (c'est-à-dire quand la boucle d'hystérésis contrainte-déformation n'évolue plus), soit par des lois décrivant les courbes de relaxation telles que la loi viscoplastique CEA-M (cf. chapitre VI.1) ou la loi de Bui-Quoc modifiée (cf. chapitre VI.2). Pour la description et l'application de ces deux lois, se reporter au chapitre VI. Nous avons utilisé les valeurs de σ_{rt} du tableau VI.III obtenues avec chacune des deux lois. Pour les durées de maintien pour lesquelles on ne disposait pas de résultats expérimentaux, les prévisions ont été effectuées pour différentes valeurs de σ_{rt} correspondant à des extrapolations différentes de σ_{tmax}.

Le résultat des prévisions de durées de vie selon le modèle de l'EMP à partir des valeurs extrapolées de σ_{rt}, en utilisant les lois de relaxation précitées est donnée dans le tableau VIII.II et sur les figures VIII.17 et VIII.18. On constate que les durées de vie prévues par le modèle sont optimistes comparativement aux résultats expérimentaux. Pour $\Delta\varepsilon_t$ = 1,5% l'écart est d'autant plus important que la durée de maintien est longue.

Les deux lois de relaxation utilisées pour la prévision de σ_{rt} conduisent à des résultats similaires pour $\Delta\varepsilon_t$ = 1,5 % où la base expérimentale est importante et où, de ce fait, l'extrapolation porte seulement sur un facteur 6 sur la durée du maintien. Par contre, pour $\Delta\varepsilon_t$ = 0,8 et 0,6 %, où l'extrapolation est d'un facteur 600 sur la durée du maintien on observe que :

- d'une part, les 2 lois ne conduisent pas aux mêmes prévisions;
- d'autre part, la loi de Bui-Quoc est plus sensible à la valeur de la contrainte maximale σ_{tmax} en début de maintien.

TABLEAU VIII-III – RÉSULTATS DE PRÉVISIONS DES DURÉES DE VIES A 550°C SOUS DIFFÉRENTS TAUX DE DÉFORMATION ET POUR DES DURÉES DE MAINTIEN ALLANT JUSQU'A 1000 h (modèle EMP).

Lois de relaxation utilisées pour la prévision de σ_{rt}	Méthode de prévision de la durée de vie	$\Delta\epsilon_t = 1{,}5$ (%)					$\Delta\epsilon_t = 0{,}8$ (%)			$\Delta\epsilon_t = 0{,}6$ %		
		t_{mt} (min)	σ_{rt} (MPa) (expérience)	σ_{rt} (MPa) (prévision)	N_{25} (cycles) (expérience)	N_{25} (cycles) (prévision)	t_{mt} (min)	σ_{rt} (MPa) (prévision	N_{25} (cycles) (prévision)	t_{mt} (min)	σ_{rt} (MPa) (prévision)	N_{25} (cycles) (prévision)
Loi du "CEA-M" (cf. chap. VI)	1) La relation (VIII-24) donne $N_p^{F.C}$.	10	48	55	794	634	90	32	2 048	90	22	3 849
							1 440	65	1 092	1 440	34	3 122
		30	74	73	439	514	1 440	60	1 221	1 440	31	3 322
							1 440	55	892			
		300	122	115	198	278	1 440	51	1 481	1 440	28	3 514
		1 440	163	148	133	170	10 080	96	540	10 080	39	2 782
							10 080	89	530			
		10 000	200	201	60	85	10 080	82	739	10 080	36	2 986
							10 080	76	848	10 080	33	3 190
		60 000	–	264	–	42	60 000	134	253	60 000	45	2 386
							60 000	124	303	60 000	41	2 647
	2) La relation (VIII-29) donne la valeur du coefficient R_c pour une contrainte σ_{rt} donnée.	60 000	–	258	–	45	60 000	115	363	60 000	38	2 850
		60 000	–	252	–	48	60 000	105	445	–	–	–
Loi de "BUI-QUOC modifiée" (cf. chap. VI)	3) La prévision de la contrainte relaxée σ_{rt} est obtenue par l'une desdeux lois de relaxation.	10	48	48	794	676	90	37	1 909	90	19	3 984
							1 440	81	756	1 440	69	1 215
		30	74	71	439	528	1 440	69	996	1 440	53	1 914
							1 440	56	1 333	1 440	37	2 918
		300	122	122	198	250	1 440	43	1 728			
	4) La relation (VIII-21) donne le nombre de cycles en fatigue-relaxation $N_p^{F.R}$ à partir de R_c.	1 440	163	154	133	156	10 080	106	436	10 080	89	712
							10 080	89	630	10 080	68	1 250
		10 080	200	200	60	86	10 080	72	929	10 080	48	2 200
							10 080	56	1 333	–	–	
		60 000	–	238	–	56	60 000	120	329	60 000	102	519
							60 000	102	474	60 000	78	948
		60 000	–	229	–	62	60 000	83	722	60 000	55	1 808
							60 000	64	1 116	–	–	–
		60 000	–	219	–	69						

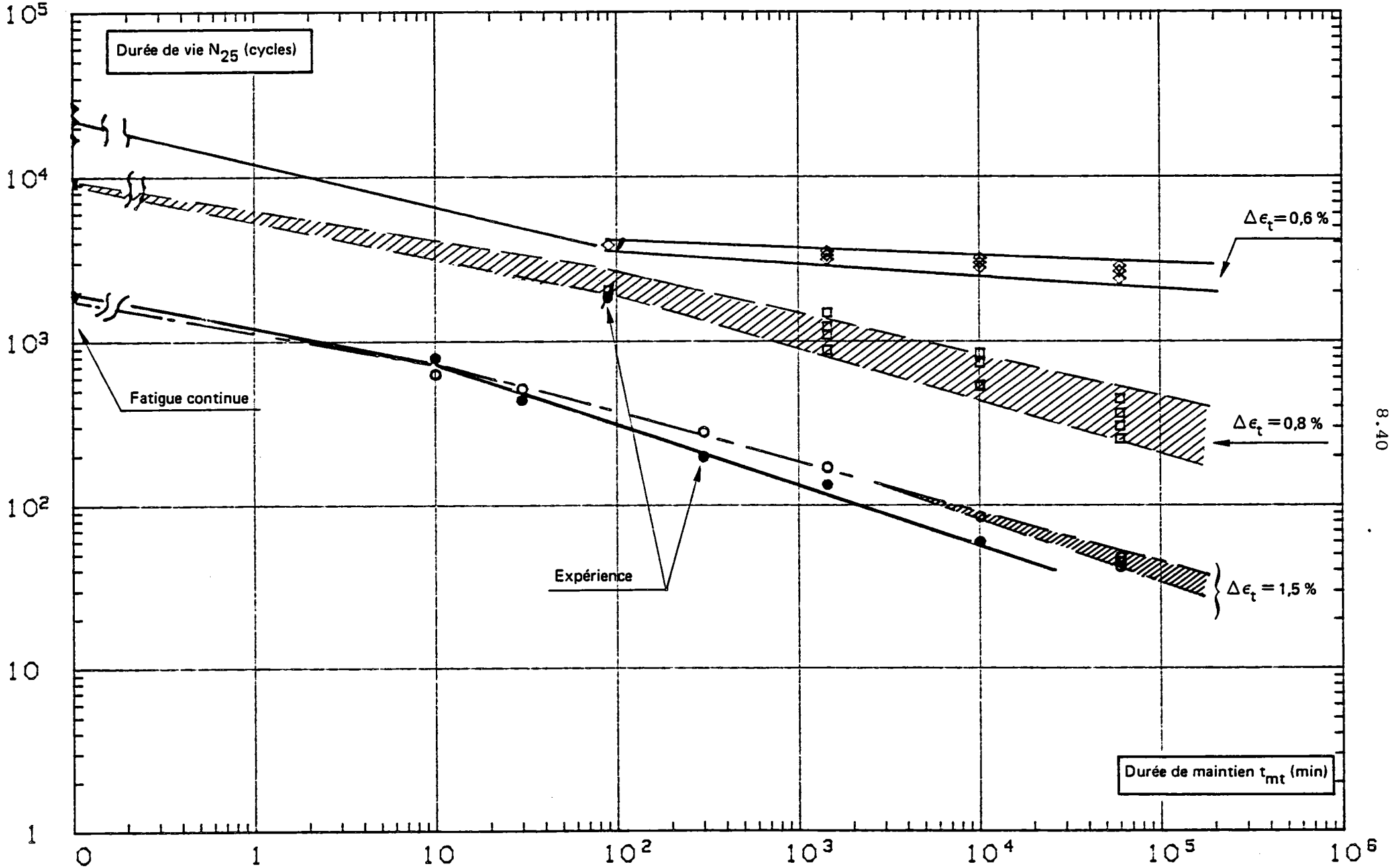
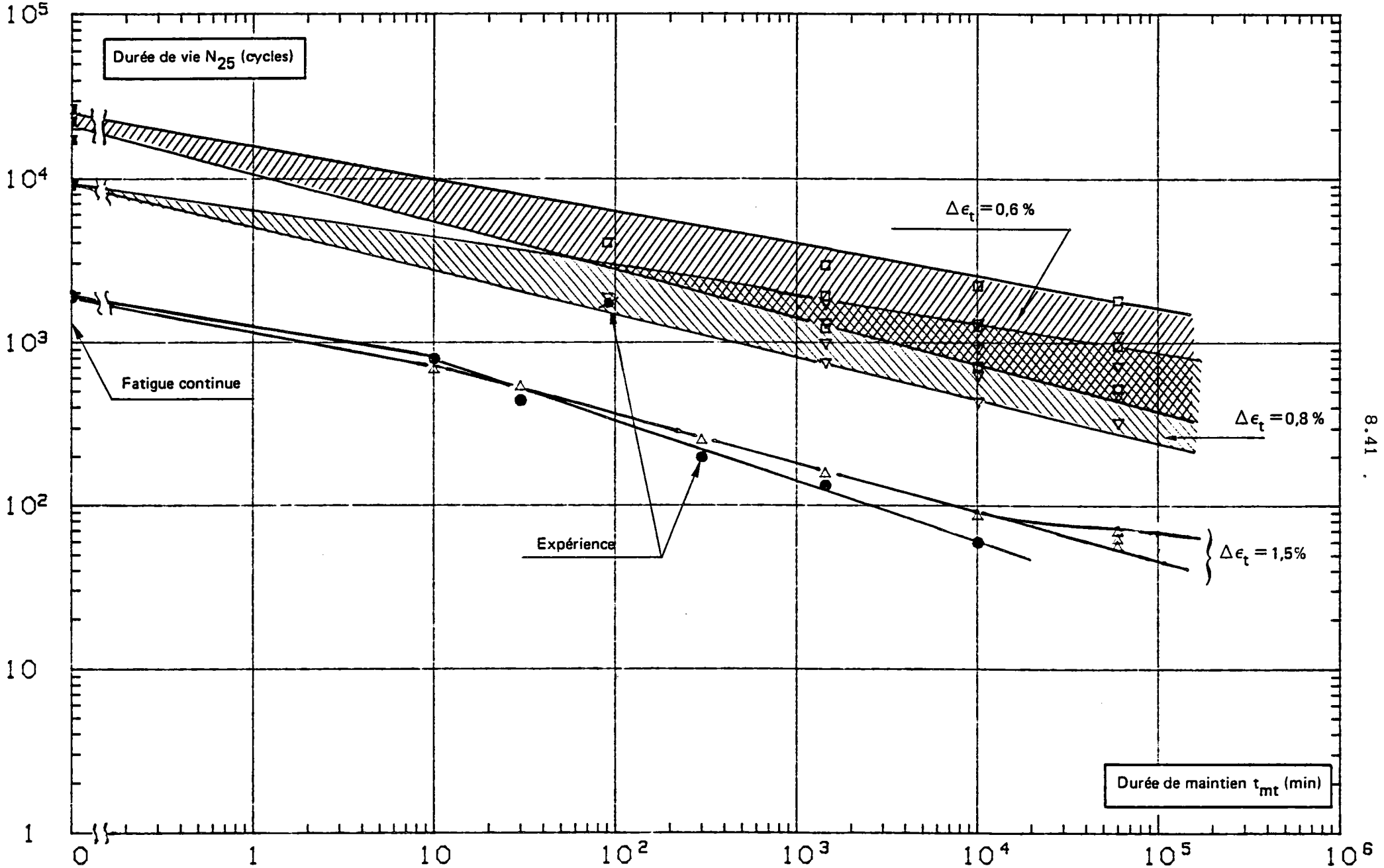


Figure VIII-17 — Prévisions de durée de vie à long terme à 550°C, obtenues par le modèle de C. Levaillant (E.M.P.) en utilisant la loi de relaxation du CEA-M pour l'Alliage 800 grade 2.



8.41

Figure VIII-18 — Prévisions de durée de vie à long terme à 550°C obtenues par le modèle de C. Levaillant (E.M.P.) en utilisant la loi de relaxation de Bui-Quoc modifiée pour l'Alliage 800 grade 2.

On a comparé les réductions de durées de vie calculées pour un maintien de 1000 h en traction par rapport à la fatigue continue (avec le choix de σ_{tmax} qui conduit à la durée de vie la plus faible):

$\Delta\epsilon_t$ (%)	1,5		0,8		0,6	
Loi de relaxation	$N_{25}^{F.C.} = 1\,842$		$N_{25}^{F.C.} = 8\,125$		$N_{25}^{F.C.} = 21\,737$	
	N_{25}	F_{R25}	N_{25}	F_{R25}	N_{25}	F_{R25}
CEA-M	42	0,022	253	0,031	2 386	0,11
BUI-QUOC	56	0,030	329	0,040	519	0,023

Aux plus fortes déformations ($\Delta\epsilon_t$ = 1,5 % et 0,8 %) la réduction de durée de vie obtenue est voisine pour les 2 lois, la loi Bui-Quoc s'avérant plus optimiste que la loi CEA-M. Par contre sous la plus faible déformation ($\Delta\epsilon_t$ = 0,6 %), représentative des conditions de service, l'écart est très important: la prévision Bui-Quoc est très pessimiste ($F_{R_{25}}$ (0,6 %) < $F_{R_{25}}$ (1,5 %)) alors que la prévision CEA-M est très optimiste ($F_{R_{25}}$ (0,6 %) >> $F_{R_{25}}$ (1,5 %)).

Ceci met de nouveau en lumière la nécessité d'appuyer la prévision de σ_{rt} sur une base expérimentale encore plus importante que celle que nous avons pu établir dans le cadre de cette étude.

VIII.5 - CONCLUSION

L'approche physique de l'interaction fatigue-fluage proposée par C. Levaillant a été appliquée avec succès aux résultats que nous avons obtenus sur l'alliage 800, grade 2 à 550°C :

* En ce qui concerne la fatigue continue, nous avons montré que la relation entre le nombre de cycles de propagation $N_p^{F.C}$ et le nombre de cycles à rupture $N_R^{F.C}$ est propre à chaque matériau; elle doit donc être déterminée dans chaque cas étudié.

En fatigue-relaxation nous avons obtenu une relation entre le coefficient de réduction de durée de vie R_c, exprimant l'influance du dommage de fluage sur la fissuration par fatigue et la contrainte relaxée pendant le maintien σ_{rt}. Cette relation, spécifique du matériau, est indépendante de la déformation et de la durée du maintien; elle confirme le rôle prépondérant de σ_{rt}, donc de la déformation de fluage.

Ce modèle d'interaction, limité à la phase de propagation de la fissure, a été utilisé pour la prévision des durées de vie pour des durées de maintien jusqu'à 1000 h et des déformations jusqu'à 0,6 %, conditions représentatives du fonctionnement du réacteur :

- sous forte déformation (1,5 %), où la comparaison avec des résultats expérimentaux est possible, les prévisions sont très convenables, quoique légèrement optimistes;
- les prévisions obtenues sont très sensibles à la loi de relaxation utilisée pour extrapoler la contrainte relaxée σ_{rt}, en particulier sous la plus faible déformation 0,6 % où un écart d'un facteur 5 est observé sur la durée de vie pour un maintien de 1000 h.

Nous avons ainsi mis en évidence la nécessité d'étendre la base expérimentale pour la détermination de σ_{rt} ce qui permettrait de choisir la loi de relaxation la plus réaliste.

La prévision la plus pessimiste obtenue en utilisant la loi de Bui-Quoc conduit néanmoins pour un maintien de 1000 h sous $\Delta\varepsilon_t$ = 0,6 % à une durée de vie de 519 cycles, soit 519.000 h de fonctionnement, soit près de 60 ans, ce qui est largement au-dessus de la durée de vie prévue pour l'installation.

Notons enfin que cette approche nécessite un travail métallographique considérable et qu'il est souhaitable pour la rendre "industrielle" d'utiliser dans l'avenir les techniques d'analyse d'image pour quantifier l'endommagement des coupes métallographiques. L'utilisation de nouvelles techniques de préparation de l'échantillon, telles que le polissage ionique par exemple, permettra également d'améliorer la précision des mesures.

VIII.6 - REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES DU CHAPITRE VIII

(1) C. LEVAILLANT
"Approche métallographique de l'endommagement d'aciers inoxydables auxténitiques sollicités en fatigue plastique ou en fluage: Description et interprétation physique des interactions fatigue-fluage-oxydation". Doctorat d'Etat, Université de Compiègne, Juin 1983.

(2) YAMAGUCHI et KANAZAWA
"Crak propagation rates of austenitic stainless steel under high temperature low cycle fatigue conditions". Metallurgical Transactions. Vol. 10 A, Oct. 1979, pp. 1445 - 1451.

(3) C. LAIRD, G.C. SMITH
Philosophical Magazine, vol. 7, pp. 847-857, 1962

(4) C. LEVAILLANT, B. REZGUI, A. PINEAU
"Effect of environment and hold times on high temperature low cycle fatigue behaviour of 361L stainless steel" ICM 3, vol. 2, pp. 163-173, Cambridge, England, août 1979.

(5) Centre des Matériaux de l'Ecole des Mines de Paris. Rapport MM/CL-AP/12-80, Compte rendu final Contrat CEA SA 7387, SA 7389, SA 8389, 1980.

(6) B. REZGUI
"Interaction fatigue-fluage-environnement dans un acier inoxydable austénitique Z2 CND 17-13 (type 316 L) à 600 et 650°C : Evolution microstructurale et endommagement". Thèse de doctorat d'Etat. Université Paris Sud Orsay. N° 2663. Déc. 1982.

(7) R. HALES
"A quantitative metallographic assessment of structural degradation of 316 stainless steel during creep fatigue". Fatigue of Engineering materials and strures. Vol. 3. 1980, pp. 339-356.

(8) Groupe de Travail Matériaux - Document GTM 18
"Etude de l'interaction fatigue-fluage entre 550 et 700°C sur l'acier austenitique 17-12 au molybdène, à très vas carbone et azote contrôlé nuance ICL 167 SPH de Creusot-Loire". GTM D 560 MAT/T43 D. TEch SRMA (84) 1359 - 1986.

(9) ERVIN E. UNDERWOOD
"Applications of quantitative metallography". Metals Handbook 8th Edition, Vol. 8 : "Metallography, Structures and Phase diagrams". pp. 37 à 48.

ANNEXE VIII.I

DETERMINATION METALLOGRAPHIQUE DE LA LONGUEUR TOTALE L_A DE JOINTS DE GRAINS VISIBLES PAR UNITE D'AIRE DE COUPE

Nous avons appliqué la relation classique de stéréologie (9) pour la détermination de L_A :

$$L_A = \frac{\pi}{2} P_L \qquad (1)$$

où P_L représente le nombre d'intersections par unité de longueur d'une droite quelconque avec les joints de grains.

Sur des micrographies prises au grandissement 200 sur lesquelles les joints de grains sont rendus visibles par une attaque électrolytique à l'acide nitrique à 20 % sous 2 Volts, nous avons tracé un réseau de 20 droites parallèles et déterminé par comptage le paramètre P_L ainsi que sa valeur moyenne P_L sur chaque micrographie. Le processus est répété sur une dizaine de micrographies différentes, pour chaque coupe longitudinale. Le paramètre L_A est alors déterminé à partir de la moyenne générale $\overline{\overline{P}}_L$ des observations :

$$L_A = \frac{\pi}{2} \overline{\overline{P}}_L \qquad (2)$$

Dans le cas de l'alliage 800 grade 2, les valeurs trouvées pour L_A sont les suivantes :

1) Etat vieilli 3000 h à 550°C :

$L_A = 0{,}1527$ mm^{-1} au grandissement 200, soit $L_A = 30{,}54$ mm^{-1} à l'échelle 1

2) Etat de réception :

L_A varie entre 0,1700 et 0,1528 mm^{-1} au grandissement 200, ce qui correspond : $L_A = 34$ mm^{-1} et 30,54000 mm^{-1} à l'échelle 1.

CHAPITRE IX

CONCLUSION GENERALE

CONCLUSION GENERALE

Les essais réalisés sur le produit B108 en alliage 800 grade 2 à l'état de réception et à l'état vieilli 3000 h-550°C, ont permis d'obtenir un ensemble de résultats en fatigue continue, en fluage pur et en fatigue-relaxation à 550°C et ammènent aux conclusions suivantes :

A) Le matériau étudié subit une augmentation importante de sa dureté due à la précipitation de la phase γ' lors de maintiens en température. A 550°C, ce durcissement est une fonction croissante de la durée de vieillissement avec un début de saturation entre 3000 et 10.000 heures*. Le domaine de sensibilité à la corrosion intercristalline du produit étudié est très important : à 550°C, il s'étend jusqu'à plus de 100.000 heures; elle englobe ainsi tous les essais de fatigue relaxation dont les durées d'essai s'étendent de 10 à plus de 10.000 heures, ainsi que les prévisions à long terme. Une déchromisation importante au voisinage du joint de grain a été mise en évidence.

B) En ce qui concerne les résultats des essais de fluage à rupture, nous avons constaté que l'état vieilli présente une meilleure résistance (exprimée en contrainte nominale) au fluage que l'état de réception pour les courtes durées d'essais. Cependant, pour les durées d'essais supérieures à 3000 heures, les deux états semblent avoir des comportements qui se rapprochent; le matériau, initialement à l'état de réception, subit en effet en cours d'essai un vieillissement et une évolution structurale (précipitation de la phase γ') qui tend à rapprocher à long terme son comportement de celui du matériau pré-vieilli.

Pour utiliser ces données de fluage pour les calculs de dommage, il est apparu indispensable de prendre en compte les déformations de mise en charge et même de fluage, et de définir la contrainte vraie appliquée effectivement au matériau. Dans cette nouvelle représentation, les deux états du matériau ont un comportement tout à fait similaire et l'écrouissage préalable que nous avons effectué sur les deux états n'a pas d'influence notable sur la résistance au fluage.

---

* Dans le domaine de températures et de durées de vieillissement étudié, le maximum de durcissement a été observé à 575°C.

C) Pour la fatigue continue, un léger effet bénéfique du vieillissement préalable de 3000 h à 550°C a été constaté sur la résistance à la fatigue sous faibles déformations. Le produit étudié présente une résistance à la fatigue comparable à celle d'autres produits étudiés antérieurement. L'effet du vieillissement préalable se manifeste clairement sur la courbe de consolidation monotone (facteur multiplicatif 1,8 à l'avantage de l'état vieilli). En ce qui concerne la consolidation cyclique, l'écart ne dépasse pas 10 % en faveur de l'état vieilli. Les observations métallurgiques ont montré que le mode de rupture est entièrement transgranulaire à stries et que le mode de déformation est du type planaire pendant les premiers cycles, la sous-structure de dislocations prenant ensuite un caractère cellulaire pour l'état de réception, restant au contraire localisée dans les bandes de déformation (plus ou moins bien définies) pour l'état vieilli.

D) Pour la fatigue-relaxation, l'introduction d'un maintien en relaxation au sommet en traction du cycle de déformation affecte la résistance à la fatigue. La réduction de la durée de vie (en cycles) observée par rapport à la fatigue continue est directement liée à l'apparition et au développement dans la masse des éprouvettes d'un dommage de fluage à caractère intergranulaire. Les observations métallurgiques ont permis de constater que le mode de rupture présente très rapidement des aspects intergranulaires (10 à 90 min de durée de maintien), et le devient complètement au-delà de 300 min. Les deux états présentent alors à long terme un comportement identique.

L'augmentation de l'amplitude de contrainte stabilisée en fonction de la durée de maintien a été reliée à une précipitation intragranulaire des carbures de chrome du type $M_{23}C_6$ qui durcit les bandes de déformations pour l'état vieilli et qui retarde la formation des cellules pour l'état de réception. Pour les deux états, les microstructures évoluent vers une configuration identique, ce qui explique le comportement mécanique analogue pour les durées de maintien très longues. Notons que le matériau à l'état de réception est le siège d'une double précipitation intragranulaire, d'une part celle de la phase γ' et d'autre part celle des carbures de chrome . Pour les essais de fatigue-relaxation avec maintien en compression, la moindre réduction de la durée de vie (en cycles) observée par rapport à la fatigue continue a été directement liée à l'augmentation de la contrainte

au cours de l'essai et à la cinétique de l'évolution de la fissure principale à caractère transgranulaire, avec des stries de fatigue supérieures à celles observées en fatigue continue, sous le même taux de déformation ($\Delta\varepsilon_t$ = 1,5 %).

E) En ce qui concerne les modèles de prévision des durées de vie en fatigue-relaxation, il faut remarquer que chaque modèle se distingue par des aspects très spécifiques :

*Le modèle mécanique de l'ONERA (J.L. Chaboche) ne nécessite pour son identification que des essais mécaniques classiques qui sont utilisés couramment pour la caractérisation des matériaux : essais de fluage et de fatigue oligocyclique continue. L'identification ne peut être faite de façon rigoureuse qu'en connaissant l'évolution des grandeurs mécaniques au cours des essais.

Pour calculer la durée de vie d'un composant industriel il suffit de connaître l'évolution continue de la contrainte en fonction du temps. Dans le cas des essais de fatigue-relaxation sur éprouvette supposée homogène, nous avons vu que la seule connaissance du cycle stabilisé pouvait permettre un calcul déjà raisonnable. Pour les essais sous $\Delta\varepsilon_t$ - 1,5 % on obtient un très bon accord entre la prévision et l'expérience.

Pour les essais sous faible déformation $\Delta\varepsilon_t$ = 0,8 % et $\Delta\varepsilon_t$ = 0,6 %, la prévision nécessite la connaissance du comportement viscoplastique du matériau. Dans cette étude nous nous sommes contentés de décrire le comportement par la courbe cyclique associée à une loi de relaxation. Les prédictions obtenues montrent que pour des temps de maintien longs le dommage est principalement un dommage de fluage associé à la contrainte en fin de maintien. Or, compte tenu du manque de données expérimentales la description des courbes de relaxation sous faibles déformations et longs temps de maintien reste discutable. Les valeurs obtenues par les prédictions sont donc à considérer avec une certaine marge d'incertitude à l'heure actuelle.

*Le modèle physique de l'EMP (Ch. Levaillant) a, quant à lui, été identifié directement sur des essais de fatigue-relaxation. Il est nécessaire de recourir à des examens de métallographie quantitative pour établir la corrélation entre le coefficient qui traduit la réduction de durée de bie observée en fatigue relaxation par rapport à la fatigue continue en fonction de la contrainte relaxée σ_{rt}.

Pour prédire la durée de vie d'un essai de fatigue-relaxation il est nécessaire de connaître d'une part la référence en fatigue-relaxation et d'autre part la quantité de contrainte relaxée σ_{rt} au cours du maintien. Le nombre de cycles nécessaires à la propagation en fatigue continue peut être calculé à partir de la courbe de résistance à la fatigue. La quantité relaxée peut être déduite de la courbe de consolidation cyclique associée à une loi viscoplastique décrivant la courbe de relaxation.

Pour les essais sous $\Delta\varepsilon_t$ = 1,5 % on obtient un très bon accord avec l'expérience. Par contre, sous faibles déformations, on retrouve les mêmes limitations que pour le modèle mécanique qui sont dues à la validité relative des courbes de relaxation modélisées.

*Les prédictions obtenues à l'aide des deux modèles divergent pour les petites déformations. Compte tenu des incertitudes sur la détermination des contraintes au cours de la relaxation, l'écart entre les prévisions pourrait diminuer si la quantité relaxée a été sous-estimée dans les prévisions de relaxation.

F) Pour améliorer la prévision des durées de vie en service de l'alliage 800, il s'avère donc nécessaire de poursuivre l'effort expérimental dans le domaine des faibles déformations ($\Delta\varepsilon_t$ = 0,6 %) et des durées de maintien plus longues.

Ceci permettrait de mieux décrire l'évolution de l'amplitude de contrainte en fonction de la durée de maintien et les courbes de relaxation, d'obtenir une meilleure identification des lois utilisées.