

## Fatigue — Stress Relaxation Behaviour of Alloy 800: Microstructure and Modeling

P. Dumaz, J.M. Terriez

*Institut de Mécanique de Grenoble, B.P. 68, F-38402 St-Martin-d'Hères Cedex, France*

C. Regnard, G. Robert

*Centre d'Etudes Nucléaires de Grenoble, DMG/SRM/LECM, B.P. 85X, F-38042 Grenoble Cedex, France*

### Abstract

This paper deals with the results found by completing a study work aimed at giving due consideration to the variables controlling the microstructure variation in modeling the alloy 800 fatigue-stressrelaxation behaviour along with their effect on the fracturing process. The related push-pull cycles were performed in forced strain condition and the relaxing operation was carried out with the material exhibiting its maximum tension strained condition. Microstructure investigations and behaviour modeling are presented. The fatigue-stressrelaxation behaviour test make it possible to identify the typical coefficients of the behaviour controlling rule.

### 1. Introduction

Nous proposons d'étendre à la fatigue relaxation l'analyse déjà effectuée dans le cadre de la fatigue oligocyclique de l'alliage 800. /1/. Au cours du vieillissement à 550°C, le matériau durcit par précipitation de la phase  $\gamma'$  et les caractéristiques dimensionnelles des précipités contrôlent ses propriétés mécaniques. Il s'agit de prendre en compte cette évolution structurale pour décrire le comportement à long terme. L'analyse et l'interprétation microstructurale des caractéristiques de consolidation et d'endurance prennent en considération l'effet de la précipitation  $\gamma'$  et du temps de relaxation. Nous proposons un modèle viscoplastique dont l'identification est conduite d'après les résultats des essais de fatigue-relaxation. Quelques simulations de fluage fournissent une prédiction des phénomènes primaires.

### 2. Approche métallurgique

2.1. - Deux états d'une même nuance ont été étudiés : un état hyperefforté à 980°C, exempt de toute précipitation, et un état vieilli 3000 heures à 550°C, caractérisé par une dispersion de fins précipités  $\gamma'$  (40 Å). /1/. Les cycles de traction-compression ont été effectués à 550°C selon des amplitudes de déformation imposée à + 0,75 % et à + 1,2 %. La relaxation a lieu au niveau de la déformation maximale en tension pendant des temps de maintien de 10, 30 et 90 mn.

2.2. - Les résultats obtenus montrent que l'accroissement du temps de relaxation augmente sensiblement la valeur de la contrainte stabilisée ( $\sigma_a$ ) considérée à demi-durée de vie et entraîne une diminution notable du nombre de cycles à rupture ( $N_p$ ) : ces effets sont encore amplifiés dans le matériau renforcé par la précipitation  $\gamma'$  comme l'indiquent les résultats du tableau 1. Enfin la phase d'adoucissement que l'on constate dans le matériau vieilli après consolidation maximum de début de vie s'atténue progressivement avec l'intervention croissante du fluage.

Nuance	Temps de maintien	Déformation	$\sigma_a$ à $\frac{N_R}{2}$ (MPa)	$\Delta\sigma$ relaxée à $\frac{N_R}{2}$ (MPa)	$N_R$
Hypertrempé	0	$\pm 0,75$	360	-	1 500
	90	$\pm 0,75$	400	81	350
Vieilli	0	$\pm 0,75$	400	-	2 230
	90	$\pm 0,75$	465	95	230

Tableau 1. - Résultats des essais de fatigue-relaxation.

2.3. - Les examens de microstructures ne permettent pas à ce jour de déceler une évolution significative de l'arrangement des dislocations à l'intérieurs des grains en fonction du temps de maintien en traction : l'état hypertrempé reste ainsi défini par une structure en cellule et l'état vieilli où la précipitation  $\gamma'$  localise la déformation par des bandes de glissement  $[111]$  discrètes. L'effet de fluage se manifeste essentiellement dans le matériau renforcé. Il y a formation de microcavités situées dans les joints de grains orientés perpendiculairement à la contrainte (voir fig. 1) et la densité de ces dommages augmente avec le temps de maintien. Cette évolution structurale correspond à une accentuation importante de la fragilisation intergranulaire et à la diminution de la durée de vie.

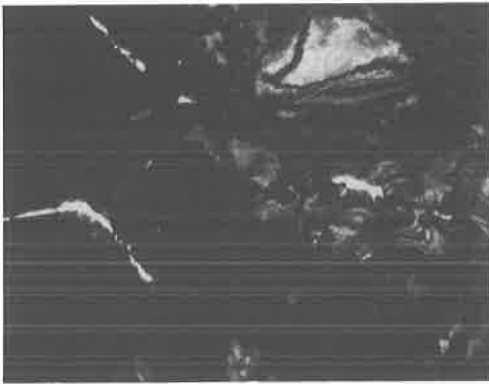


Fig. 1 : X 2700  
cavitation intergranulaire

2.4. - Compte tenu de la stabilité des caractéristiques microstructurales intragranulaires, l'accroissement de la consolidation consécutive à la relaxation ne semble pas pouvoir être attribué à un mécanisme de déformation tel que le glissement dévié dont l'intervention modifie l'arrangement des dislocations. Cette accentuation du renforcement qui apparaît dès les premiers cycles à la fois dans les états hypertrempé et vieilli ne peut également être imputable à la précipitation  $\gamma'$ . En se référant à un comportement analogue analysé à 550°C et aux faibles temps de maintien (< 30 mn) dans le cas de l'acier Z<sub>2</sub>CND17/13, nous proposons d'interpréter ce phénomène en terme de "vieillissement dynamique" due au trainage par dislocations des impuretés C et N-2/.

Lors de la relaxation, les dislocations qui se déplacent à faible vitesse trainent des atmosphères mobiles de solute et les interactions entre dislocations créent des amas dont la densité augmente avec le temps de maintien. Lors des cycles de fatigue effectués à vitesse relative-ment lente, les dislocations se "désancrent" puis se déplacent en franchissant d'autant plus difficilement les amas que ceux-ci sont mieux formés : la contrainte maximale augmente avec le temps de maintien. Pour l'état vieilli ce durcissement est encore accentué par la restauration progressive de la forme des précipités cisailés en fatigue : la phase de déconsolidation due à ce cisaillement s'atténue progressivement avec l'accroissement du temps de maintien. Ce modèle qui prévoit un adoucissement par précipitation de phases riches en éléments durcissants  $M_{23}C_6$  lors du vieillissement sous tension doit être validé par de longs

temps de maintien (> 90mn). L'accentuation très importante de l'endommagement intergranulaire constaté dans l'état vieilli semble directement liée aux concentrations créées au niveau des joints de grains à l'aplomb des bandes de glissement où s'empilent les dislocations mobiles. Lors de la relaxation et au niveau des joints perpendiculaires à la charge nominale, les gradients de contrainte en tension créés à l'émergence des plans de glissement sont suffisamment importants pour créer des cavités diffusionnelles dont les dimensions peuvent atteindre la valeur de la taille critique de croissance prévue par le modèle de Hill Rimmer. Comparativement, dans le matériau hypertrempé où la déformation est plus homogène, l'intensification de la contrainte nécessaire à une telle cavitation s'effectue uniquement à l'aplomb des décohésions intergranulaires créées aux points triples par le glissement des joints adjacents inclinés par rapport à l'axe de la contrainte. /3/.

2.5. - L'action aggravante du fluage sur l'endommagement en fatigue apparaît donc d'autant plus important que la déformation est localisée : cette dispersion durcissante qui augmente la durée de vie en fatigue pure diminue l'endurance en fatigue-relaxation en accentuant la fragilisation intergranulaire.

### 3. Analyse et modélisation

3.1.- Analyse des observations expérimentales. En cinématique unidimensionnelle, la viscosité est relevée par des évolutions différées de la contrainte à déformation constante (relaxation) ou de la déformation sous contraintes constante (fluage) et par des variations de la vitesse de déformation. A des températures faibles, trois caractéristiques essentielles se sont dégagées (voir par exemple /4/) : à toute augmentation de la vitesse de déformation correspond une augmentation de la contrainte qui s'élimine en relaxation (Cf. fig. 2) ; les phénomènes de relaxation ou de fluage sont absents des domaines de comportement quasi-élastique ; la perte initiale de la relaxation est proportionnelle à la vitesse de déformation. Aux températures plus élevées (dites intermédiaires) apparaissent des mécanismes liés à la diffusion. En relaxation par exemple, un phénomène plus lent succède à celui rapide, mis en évidence à faible température (Cf. fig. 3). La viscosité apparaît cette fois dans les zones quasi-élastiques (Cf. fig. 4 et référence /5/) et dépend fortement de l'accommodation du matériau.

Nous sommes conduits à considérer la superposition de deux phénomènes, l'un, rapide associé au mouvement des dislocations mobiles, l'autre, lent, associé à une réorganisation du réseau de dislocations. Cette classification schématique ne s'applique ni au comportement à très long terme (restauration) ni aux températures très élevées.

3.2. - Présentation du modèle. Le modèle développé s'inscrit dans l'ensemble des schémas à structure héréditaire mis au point à l'Institut de Mécanique de Grenoble pour décrire le comportement cyclique des solides anélastiques./6/. Il concerne un matériau isotrope en évolution isotherme. Le tenseur de contrainte est décomposé en deux contributions. La première notée  $\sigma_a$ , périodique sous chargement périodique, est associée aux propriétés stationnaires du matériau. Elle tient compte de certains états privilégiés de son évolution. La seconde contribution  $\sigma_e$  est associée aux processus d'érouissage ;  $\sigma_e$  se décompose en un terme indépendant de la loi de temps de l'évolution :  $\sigma_g$ , et un terme qui en dépend :  $\sigma_v - \sigma_a + \sigma_g$  décrit donc le comportement du matériau pour une vitesse de déformation tendant vers zéro. Le terme  $\sigma_v$  rend compte des effets de viscosité. Il fait particulièrement l'objet de cette étude. Les observations expérimentales conduisent à le décomposer en un terme  $\sigma_{v1}$  associé aux phénomènes rapides cités précédemment et un terme  $\sigma_{v2}$  associé aux phénomènes lents. Le modèle est écrit à partir d'un formalisme qui met en oeuvre une mémoire discrète pour le terme d'hystérésis pure  $\sigma_a$  et une mémoire continue, parfaite pour le terme d'érouissage  $\sigma_g$ , évanescence pour les termes de viscosité  $\sigma_{v1}$  et  $\sigma_{v2}$ . Son expression unidimensionnelle est présentée ci-après :

$$\sigma = \sigma_{nv} + \sigma_{v1} + \sigma_{v2}$$

$$\sigma_{nv} = \sigma_a + \sigma_g$$

$$- \dot{\sigma}_{nv} = (E - \mu_2(\eta_c)) \left( 1 - \frac{\sigma_{nv} - \sigma_{nr}}{\omega \gamma(\eta_c)} \right)^c \dot{\epsilon} \quad \text{avec:}$$

$$\gamma(\eta_c) = \gamma_0 \left[ 1 - \bar{\gamma} \left( 1 - e \left( -\frac{\Delta \eta_c}{\alpha_1 \eta_0} \right) \right) \left( 1 - e \left( -\frac{\eta_c}{\alpha_2 \eta_0} \right) \right) \right]^{1/c}$$

$$\text{et: } \eta_c = \int_0^t \frac{2}{\omega^2} (\sigma_a - \sigma_{an}) \frac{d\epsilon}{d\tau} d\tau \quad \dot{\sigma}_a = E \left( 1 - \frac{\sigma_a - \sigma_{an}}{\omega \gamma_0} \right)^c \dot{\epsilon}$$

$$- \sigma_{v1} = \int_0^t \mu_1 \frac{(\sigma_a - \sigma_{an})^2 d\epsilon(\tau)}{\omega \gamma_0} \chi_1 \left[ \frac{t - \tau}{t_{c1} f_1(\dot{\epsilon}(\tau))} \right] d\tau$$

$$- \sigma_{v2} = \int_0^{t_f} \mu_2(\eta_c) \frac{\dot{\epsilon}(\tau_f)}{f_2[\dot{\epsilon}(\tau_f)]} \chi_2 \left[ \frac{t_f - \tau_f}{t_{c2}} \right] d\tau_f$$

$$\text{avec: } t_f = \int_0^t f_2[\dot{\epsilon}(\tau)] d\tau$$

3.3. - Applications. Les résultats expérimentaux nous conduisent à négliger le terme  $\sigma_{v1}$  et à choisir, dans un premier temps et avec le souci d'une simplification du modèle, la forme ci-dessous des fonctions  $\chi_2$ ,  $f_2$  et  $\mu_2$ .

$$\chi_2(u) = \frac{4}{5} e^{-u} + \frac{1}{5} e^{-u/\eta_0}$$

$$f_2 = \frac{(\sigma_a - \sigma_{an}) \dot{\epsilon}}{\omega \gamma_0 D_0} + \frac{1}{1 + \frac{(\sigma_a - \sigma_{an}) \dot{\epsilon}}{\omega \gamma_0 D_1}}$$

$$\mu_2(\eta_c) = \mu_2 \left/ \left[ 1 - \bar{\gamma}_1 \left( 1 - e \left( -\frac{\eta_c}{\alpha_1 \eta_0} \right) \right) \right] \left[ 1 - \bar{\gamma}_2 \left( 1 - e \left( -\frac{\Delta \eta_c}{\alpha_2 \eta_0} \right) \right) \right] \right.$$

Le modèle dépend alors des coefficients suivants :  $E, \gamma_0$  qui s'assimilent à un module élastique et à un seuil de plasticité ;  $C$  coefficient d'adaptation de la transition entre les deux types de comportement précédents ;  $\bar{\gamma}, \alpha_1, \alpha_2$  qui définissent l'accommodation du matériau ;  $t_{c2}$  temps caractéristique de comportement visqueux ;  $D_0, D_1$ , vitesses de déformation caractéristiques ;  $\mu_2$ , module de viscosité ;  $\bar{\gamma}_1, \bar{\gamma}_2$  définissant l'accommodation des phénomènes visqueux. L'identification est faite à partir des essais de fatigue-relaxation. Le modèle fournit les résultats présentés sur les figures 5 et 6. Une vérification est effectuée par la description du phénomène de fluage primaire (Fig. 7).

#### 4. Conclusion

Une précédente étude avait permis, à partir du comportement de l'alliage 800 en fatigue oligocyclique, d'introduire le paramètre caractéristique de la précipitation de la phase  $\gamma'$  dans la formulation de la loi de comportement. /1/. Des essais plus nombreux, sur différents états de matériau sont nécessaires pour décrire son vieillissement en fatigue-relaxation. Enfin, une identification plus précise du modèle de comportement de la viscosité nécessite plusieurs essais à des vitesses de déformations variées.

#### Remerciements

Ce travail s'accomplit dans le cadre du GRECO "Grandes Déformations et Endommagement" et du GIS "Rupture à Chaud". Nous tenons à remercier Electricité de France qui a mis un grand nombre de résultats d'essais à notre disposition.

#### Références

- /1/ ROBERT-TERRIEZ - 7e SMIRT - L 3/3 - 1983.
- /2/ ROBERT - DESSUS - REGNARD - LENAOUR - Revue de Metallurgie N°9 - 1981
- /3/ LENAOUR - Thèse Grenoble - 1984
- /4/ KUJAWSKI - KALLIANPUR - KREML - J. Mech. Phys. Solids - Vol. : 28 - pp. 129-148. 1980
- /5/ CHO - FINDLEY - J. of Applied Mechanics - Vol. 48 - pp. 785-790. 1981
- /6/ GUELIN - TERRIEZ - WACK - Acta Méchanica - Vol. 50 - pp. 9-37 - 1983.

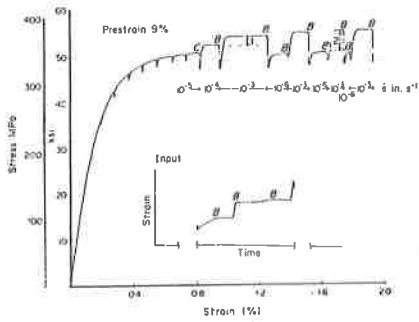


Fig. 2 : Influence de  $\dot{\epsilon}$  sur l'amplitude de la relaxation (Acier 304 -20°C d'après KREMPLE)

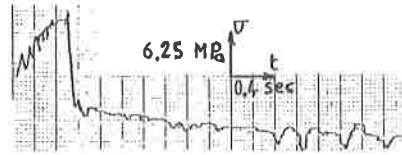


Fig. 3 : Relaxation d'un acier 316 à 600°C (Essai CENG)

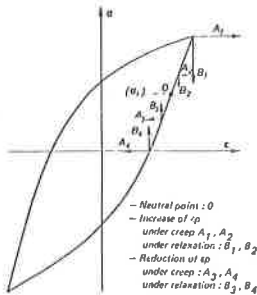


Fig. 4 : Temps de maintien (en  $\epsilon$  ou  $\sigma$ ) en zone quasi-élastique Inco, 100 - 900°C - d'après CULIE

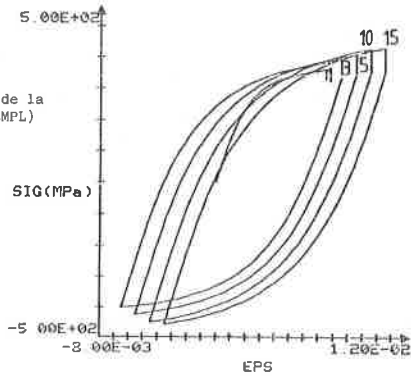


Fig. 5 : Simulation de la fatigue-relaxation d'un état vieilli de l'alliage 800 (550°C temps de maintien : 90 mn)

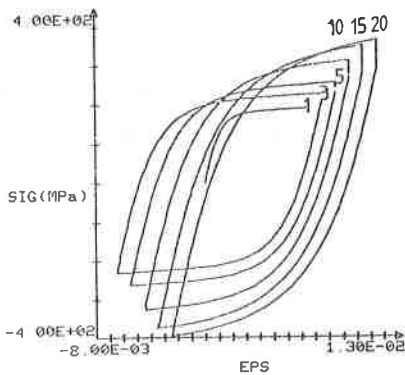


Fig. 6 : Idem Fig. 5 pour l'état hypertempéré.

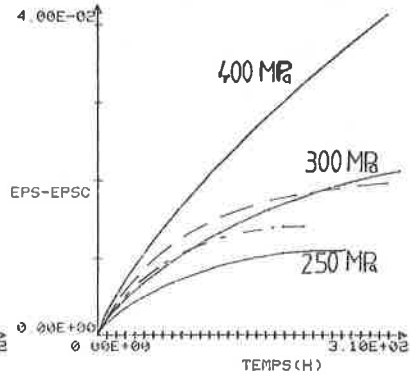


Fig. 7 : fluage de l'état hypertempéré. (simulation : — ; essais — 300MPa; - - - - - 250 MPa).