

Microstructure Effects on the Low Cycle Fatigue Behavior of Incoloy 800 and its Modelling

J.M. Terriez

Institut de Mécanique de Grenoble, B.P. 53 X, F-38041 Grenoble Cedex, France

G. Robert

Centre d'Etudes Nucléaires de Grenoble, DMG/SER, B.P. 85 X, F-38041 Grenoble Cedex, France

The alloy 800 used for the steam generators in the Super Phénix breeder reactor undergoes γ' [$\text{Ni}_3(\text{Ti Al})$] hardening. This paper attempts to take these microstructure effects into account in the formulation of the constitutive law for this material. Low cycle fatigue tests were carried out to imposed deformation. The mean diameters of the precipitates were determined by small angle neutron scattering and transmission electron microscopy.

The γ' precipitation results in an increase in maximum stress and the most significant hardening is obtained in the material with large precipitates. Fine precipitation gives the material with the best fatigue characteristics. Microstructural examinations show the γ' precipitation results in less cross-slip, entailing localization of strain in (111) slip bands.

In order to furnish a correct description of this behaviour, the constitutive equation is based on a physical concept consistent with the experimental results. We use the hereditary-type constitutive equation studied by Guélin-Terriez-Wack in Grenoble : the stress tensor is the sum of two terms, the first corresponds to the stationary part of dissipation, the other to the non stationary part. Both pertain to a memory description : this model is a phenomenological model and depends on seven algebraic coefficients having a direct physical meaning. The coefficient values, identified by the experimental tests, give a fairly good modelling for the behaviour of IN800 for each state of the γ' precipitation. These coefficients are the behaviour characteristics, so we assume that they depend directly on the microstructure parameter : the γ' precipitates are quasi-spherical and the phenomenon is isotropic and homogeneous.

After the identification of the different states of materials, we obtain these functions and thus the modelling of the microstructure effect on the behaviour of IN800 once the evolution of the γ' precipitate diameter is known.

I. Introduction.

L'alliage 800 durcit par précipitation de la phase γ' et les caractéristiques de cette dispersion évoluent au cours du maintien en température. Cette précipitation provoque une modification des propriétés mécaniques du matériau. Pour tenter de décrire son comportement cyclique à long terme, une action se propose de prendre en compte les données microstructurales dans la formulation de la loi de comportement.

Le travail présenté ici s'attache à décrire le phénomène de précipitation de la phase γ' et à proposer dans une première partie une interprétation métallurgique de la modification des propriétés mécaniques, conforme aux observations expérimentales.

La modélisation du comportement et la prise en compte du phénomène de vieillissement sont ensuite tentées à partir des travaux de mise au point d'un schéma constitutif des solides anélastiques que l'on rappellera succinctement. La détermination des paramètres caractéristiques du comportement du matériau est facilitée par leur sens physique immédiat. On montre, par comparaison avec les résultats expérimentaux, que l'influence des précipités peut être formulée simplement en considérant que les coefficients de la loi de comportement dépendent directement du diamètre des précipités. Une première détermination de ces fonctions est indiquée.

II. Approche métallurgique.

1. Conditions expérimentales.

- Le matériau et les états étudiés : la composition chimique de la nuance d'alliage 800 étudiée est indiquée sur le tableau ci-dessous.

Eléments	Ti	Al	C	Ni	Cr	Mn	Si	CO	Cu	P
Teneur	0,49	0,12	0,056	33,5	21,5	≤ 1,2	≤ 0,7	≤ 0,25	≤ 0,75	≤ 0,02

Après filage à 1200°C, les barres destinées à l'usage des éprouvettes d'essai ont été hypertrempées à 980°C.

Cinq états correspondant à différentes caractéristiques dimensionnelles de la précipitation γ' ont été étudiés. Ce sont respectivement les états :

- de réception - exempt de précipité γ'
- vieilli 1160h à 550°C - défini par une très fine précipitation γ' ($\bar{d}_{\gamma'} \approx 30\text{\AA}$)
- vieilli 3000h à 550°C - pour lequel $\bar{d}_{\gamma'} \approx 40\text{\AA}$
- vieilli 1460h à 600°C - à gros précipités ($\bar{d}_{\gamma'} \approx 200\text{\AA}$)
- Ecroui de 10% puis vieilli 3000h à 550°C - état caractérisé par un dense réseau de dislocations et une taille moyenne de précipités supposée identique à celle de l'état simplement vieilli 3000h à 550°C.

- Les courbes de distribution en taille des précipités γ' relatives à chacune des structures étudiées ont été déterminées par diffusion des neutrons aux petits angles au Réacteur à haut flux de l'Institut Laue Langevin de Grenoble. Ces évaluations "indirectes" ont été ponctuellement vérifiées par des observations "directes" en microscopie électronique à transmission.

La détermination précise des valeurs des fractions volumiques de la précipitation γ' dans chacun des états concernés n'a pu encore être faite : une évaluation établie à partir des résultats de diffusion aux neutrons permet d'estimer que cette caractéristique reste comparable pour les différents états concernés (comprise entre 1% et 3%).

- Conditions d'essais.

Les essais de fatigue oligocyclique ont été effectués à 550°C sur une machine électrohydraulique asservie selon un cycle de traction compression, en déformation totale imposée ($\Delta\epsilon\%$: 0,4% à 2%)

Les essais relatifs aux états de réception (1)*, vieilli 1160h à 550°C (2)* et 1460h à 600°C (3)* ont été réalisés avec des éprouvettes présentant des collerettes dans la partie utile. La planche (1) représente les caractéristiques microstructurales (MET) de ces divers états déformés jusqu'à rupture selon $\Delta\epsilon\% = 2\%$.

Les essais concernant les états de réception (1)*, vieilli 3000h à 550°C (2)* et écroui 10% puis vieilli 3000h à 550°C (3)* ont été effectués avec des éprouvettes possédant des collerettes hors partie utile. Les microstructure (MEB et MET) à rupture de ces matériaux déformés à $\Delta\epsilon\% = 1,6\%$ sont représentées sur la planche n°2.

2. Analyse des résultats (planches 1 et 2).

Nos résultats et observations mettent en évidence les points essentiels suivants :

- La précipitation γ' augmente l'endurance cyclique de l'alliage 800.

- Lorsque la taille des précipités est faible (2 et 2) il y a localisation de la déformation dans des bandes de glissement et cette localisation est encore plus accentuée dans le matériau écroui (3). L'évolution de l'amplitude de contrainte (planche 1 partie centrale) présente un stade de déconsolidation et la durée de vie (planche 2 partie centrale) apparaît d'autant plus longue que l'hétérogénéité de la déformation est plus intense.

- Dans le cas des gros précipités (3) la déformation reste homogène mais ne conduit pas comme dans le cas de l'état hypertrempe (1 et 1) sans γ' à une structure de polygonisation. Après le stade de consolidation, il y a stabilisation au niveau le plus élevé de l'amplitude de contrainte cyclique. La durée de vie, plus importante que celle de l'état hypertrempe apparaît légèrement plus faible que celle du matériau (2) à très fins précipités.

3. Interprétation et discussion.

Ces résultats sont dans leur ensemble en accord avec les diverses analyses déjà effectuées dans ce domaine d'investigation [1.2.]. Dans le cadre de cette discussion nous nous efforcerons de préciser les schémas proposés en les confrontant à nos données expérimentales

Relations entre la taille des précipités et la localisation de la déformation.

- Les fins précipités présents dans les plans de glissement les plus favorables au déplacement des dislocations sont "cisailés" lorsque l'amplitude de la contrainte cyclique

* Références correspondant aux états analysés sur la planche 1 et 2.

atteint le niveau de consolidation maximum. Il y a déconsolidation et la déformation reste principalement localisée dans ces bandes de glissement faciles.

- Dans le cas des gros précipités difficilement cisailables "le glissement dévié" permet par des nuances élevées de contrainte le contournement de ces obstacles, mais limité par la présence de ceux-ci, il ne peut conduire à une polygonisation intense. La déformation reste homogène.

Relations entre le degré de localisation de la déformation et le comportement cyclique

Dans le domaine expérimental concerné, c'est-à-dire aux fortes amplitudes de déformation, l'accentuation de la localisation de la déformation doit conduire par effet d'intrusion-extrusion à une réduction du nombre de cycles nécessaire à l'amorçage des fissures [2]. L'augmentation du nombre de cycles à la rupture constatée (planche 2) doit donc être essentiellement attribuée au stade de propagation. Ce comportement expérimental apparaît pouvoir être décrit par le modèle proposé par Hornbogen [3] qui lie, par une relation de proportionnalité, la vitesse de propagation par cycle le long d'un plan de glissement, au nombre de dislocations déviées "n_d" hors de ce plan de glissement initial.

On a $\frac{da}{dN} = n_d \cdot b$ ou b est le vecteur de Burgers des dislocations.

Ce schéma rend bien compte du rôle de la précipitation Y' qui en diminuant la capacité de glissement dévié (et ceci d'autant plus que les précipités sont cisailables), accroît la durée de vie du matériau.

La taille des précipités Y' qui conditionne le mode de franchissement de ces particules cohérentes par les dislocations apparaît donc un paramètre essentiel à l'identification du comportement en fatigue oligocyclique de l'alliage 800.

III. Approche mécanique.

1. Modélisation du comportement de l'IN800.

La loi de comportement utilisée ici, mise au point à l'Institut de Mécanique de Grenoble par Guélin, Terriez et Wack, permet de décrire le comportement cyclique des solides anélastiques en tenant compte de l'influence de la vitesse de déformation et d'un écrouissage en déformation du matériau [4], [5].

La loi se présente sous la forme d'une somme de taux de contrainte :

$$D_J \dot{\sigma} = D_J \dot{\sigma}_a + D_J \dot{\sigma}_e$$

Le premier terme correspond au comportement d'hystérésis pure : il est périodique sous chargement périodique. Le second permet la description de l'écrouissage du matériau. Les deux contributions, actives lors de la déformation du matériau, ne sont pas indépendantes : nous formulerons une hypothèse d'interaction [4].

L'analyse expérimentale du comportement de l'IN800 conduit à ne prendre en compte que le terme d'écrouissage permanent en déformation qui utilise la variable de convolution η et une fonction tensorielle de la contrainte [6] :

$$\dot{\sigma}_e = \dot{\sigma}_{gh} = Ag(\eta) \cdot fg(D_J \dot{\sigma}_g, \sigma_g - \sigma_g^r) * \mathcal{H}(\eta)$$

η est le paramètre d'avancement de l'écrouissage, défini par l'évolution de la contrainte σ_a . La contribution d'hystérésis pure $\dot{\sigma}_a$ dépend de deux variables fonctionnelles du chargement : ω et σ_g^r [4], [5]. On pose :

$D_J \bar{\sigma}_a = h(\bar{\sigma}_a - \bar{\sigma}_a^r, \omega, \mathcal{D})$ où \mathcal{D} représente le tenseur vitesse de Déformation et D_J la dérivée de Jaumann.

La loi de comportement se présente alors sous la forme suivante :

$$D_J \bar{\sigma} = h(\bar{\sigma}_a - \bar{\sigma}_a^r, \omega, \mathcal{D}) + Ag(\eta) \cdot fg(\bar{\sigma}_g - \bar{\sigma}_g^r, D_J \bar{\sigma}_g)$$

La définition nécessite donc le choix des fonctions tensorielles h et fg et de la fonction scalaire $Ag(\eta)$.

Il est raisonnable de choisir, pour la loi de comportement de ce type de matériau, une partie isotrope réversible.

2. Formulation de la loi de comportement de l'IN800.

Nous choisissons pour la fonction h une forme simple qui fournit un comportement du genre élastoplastique. Soit :

$$h(\bar{\sigma}_a - \bar{\sigma}_a^r, \omega, \mathcal{D}) = \alpha_0 E_1 \bar{\nu} + \alpha_1 \mathcal{D} + \alpha_4 \overline{\Delta M} (\bar{\sigma}_a - \bar{\sigma}_a^r)$$

où α_0 et α_1 sont deux coefficients scalaires constants et où l'on pose :

$$\alpha_4 = -\alpha_1 / (\omega S_0)^c (\overline{\Delta S_{a2}})^{2-c}$$

avec : $2 \overline{\Delta S_{a2}}^2 = \text{tr} [(\bar{\sigma}_a - \bar{\sigma}_a^r) (\bar{\sigma}_a - \bar{\sigma}_a^r)]$, $E_1 = \text{tr}(\mathcal{D})$ et

$$\overline{\Delta M} = \text{tr} [(\bar{\sigma}_a - \bar{\sigma}_a^r) \mathcal{D}].$$

$\bar{\sigma}$ note le déviateur du tenseur σ .

Le coefficient $Ag(\eta)$ est supposé constant et petit. La fonction fg est prise sous une forme identique à la fonction h :

$$fg(D_J \bar{\sigma}_g, \bar{\sigma}_g - \bar{\sigma}_g^r) = D_J \bar{\sigma}_g - \alpha_4 \gamma(\eta) \overline{\Delta M} (\bar{\sigma}_g - \bar{\sigma}_g^r)$$

où l'on prend $\gamma(\eta)$ sous la forme :

$$\gamma(\eta) = \bar{\gamma} [1 - \exp(-\frac{2(\eta - \eta^r)}{\eta_0 a_2 \omega^2})] [1 - \exp(-\frac{\int_0^t \frac{2}{\omega^2} \eta dt}{\eta_0 a_1})]$$

η_0 est une norme du paramètre d'avancement de l'écrouissage η . $\bar{\gamma}$, a_1 et a_2 sont des coefficients constants caractérisant l'écrouissage en déformation. La formulation de l'hypothèse d'interaction entre les deux contributions de contrainte reste simple : la contrainte totale réelle σ remplace les différentes contributions de contrainte dans la sommation à l'exclusion de l'expression des invariants : $\overline{\Delta M}$ et $\overline{\Delta S_{a2}}$.

La loi complète de l'IN800 s'écrit donc, après décomposition en parties isotrope (réversible) et déviatoire :

$$\begin{aligned} \dot{S}_1 &= (3\alpha_0 + \alpha_1) E_1 \\ D_J \bar{\sigma} &= \alpha_1 \mathcal{D} + \alpha_4 \overline{\Delta M} (1 - \gamma(\eta)) (\bar{\sigma} - \bar{\sigma}^r) \end{aligned}$$

La description du comportement d'un état stable du matériau (le diamètre des précipités est constant) dépend donc de sept paramètres scalaires constants : α_0, α_1 définissent le comportement linéaire tangent au voisinage de l'état neutre (ils ont le sens des coefficients de Lamé - on utilisera les coefficients équivalents : module d'Young et coefficient de Poisson notés E et ν respectivement).

S_0 est la contrainte limite en cisaillement pur de l'évolution d'hystérésis pure (on utilisera $Y_0 = \sqrt{3} S_0$). C caractérise la courbure de la zone de transition. a_1 est lié au nombre de cycles nécessaires pour obtenir l'accommodation, a_2 à la vitesse d'accommodation et $\bar{\gamma}$ situe le niveau de l'écroûissage (6).

3. Modélisation du vieillissement du matériau.

L'analyse microstructurale présentée précédemment montre que la précipitation de la phase γ' peut être décrite d'un point de vue phénoménologique par un seul paramètre scalaire. Le phénomène est isotrope et homogène et les précipités sont quasi sphériques : nous choisissons d'utiliser directement le diamètre des précipités : d . Nous supposons que les sept coefficients définis précédemment, caractéristiques du comportement du matériau à précipités stables sont des fonctions du seul paramètre microstructural d . La détermination de ces fonctions relève d'une démarche purement phénoménologique. Nous disposons d'essais de traction-compression, symétriques pour trois états différents du matériau ($d=0$, $d=30\text{\AA}$ et $d=200\text{\AA}$). Pour chacun de ces trois états l'identification des coefficients de la loi est facilitée par leur sens physique immédiat et les remarques préalables suivantes : la courbe de charge réelle et l'évolution d'hystérésis pure sont confondues jusqu'au voisinage de la transition vers la plasticité. On a ainsi une bonne approche des coefficients E , Y_0 et c ; les coefficients de la contribution d'écroûissage ($\bar{\gamma}$, a_1 , a_2) ne peuvent en aucun cas être caractérisés par la courbe de première charge ; ces mêmes coefficients n'influencent pas la première partie de cette courbe.

La connaissance de la contribution d'hystérésis pure (E , Y_0 et c) permet de déterminer l'évolution du paramètre d'avancement de l'écroûissage η et donc de préciser l'allure de la fonction $\gamma(\eta)$. On obtient ainsi une approche intéressante des coefficients a_1 et a_2 . Le niveau du cycle stabilisé atteint par le matériau après accommodation fournit alors la valeur du coefficient $\bar{\gamma}$.

Pour un matériau présentant des précipités de 200\AA de diamètre, on obtient une courbe de consolidation cyclique du matériau qui s'écarte de moins de 1% de la courbe de consolidation expérimentale (Cf. Planche 1, état 3), avec $E=157000 \text{ MPa}$, $\nu = 1/3$, $Y_0=405 \text{ MPa}$, $c=1,6$; $\bar{\gamma}=0,35$, $a_1=58$, $a_2=3,4$.

Un résumé des résultats obtenus est présenté dans le tableau ci-dessous :

$d \text{ (\AA)}$	$E \text{ (MPa)}$	C	$Y_0 \text{ (MPa)}$	$\bar{\gamma}$	a_1	a_2
0	157 000	1,6	220	0,8	130	10
30	157 000	1,6	320	0,5	70	4,5
200	157 000	1,6	405	0,35	58	3,4

On constate que E et c (et ν pris arbitrairement constant, égal à $1/3$) sont indépendants du diamètre des précipités d .

D'autres résultats expérimentaux sont nécessaires à une détermination plus fine des fonctions $Y_0(d)$, $\bar{\gamma}(d)$, $a_1(d)$ et $a_2(d)$.

IV. Conclusion.

L'influence de la précipitation γ' sur le comportement cyclique de l'alliage 800 est analysée à partir d'examen de la microstructure. La modélisation proposée tient compte de ces données microstructurales et aboutit à une loi de comportement capable de décrire l'évolution des propriétés mécaniques du matériau à partir de la connaissance de la loi de coalescence des précipités.

Références.

- 1 G. ROBERT, A. MATHIOT, C. REGNARD, J. DESSUS, J. CLARET, Int. Colloquium of stainless steel, St-Etienne, 1982.
- 2 A. PINEAU, Dislocations et déformations élastiques, Yrivals, 1979, Ed. Phys.
- 3 E. HORNBOGEN, Scripta Met. 12, 147, 1978.
- 4 P. GUELIN, Journal de Mécanique, Vol. 19, N°2, 1980
- 5 J.M. TERRIEZ, Archives of Mechanics, Varsovie, 33, 4. 1981
- 6 J.M. TERRIEZ, B. WACK, 6th SMIRT, Paris, L10/7, 1981.

ooo

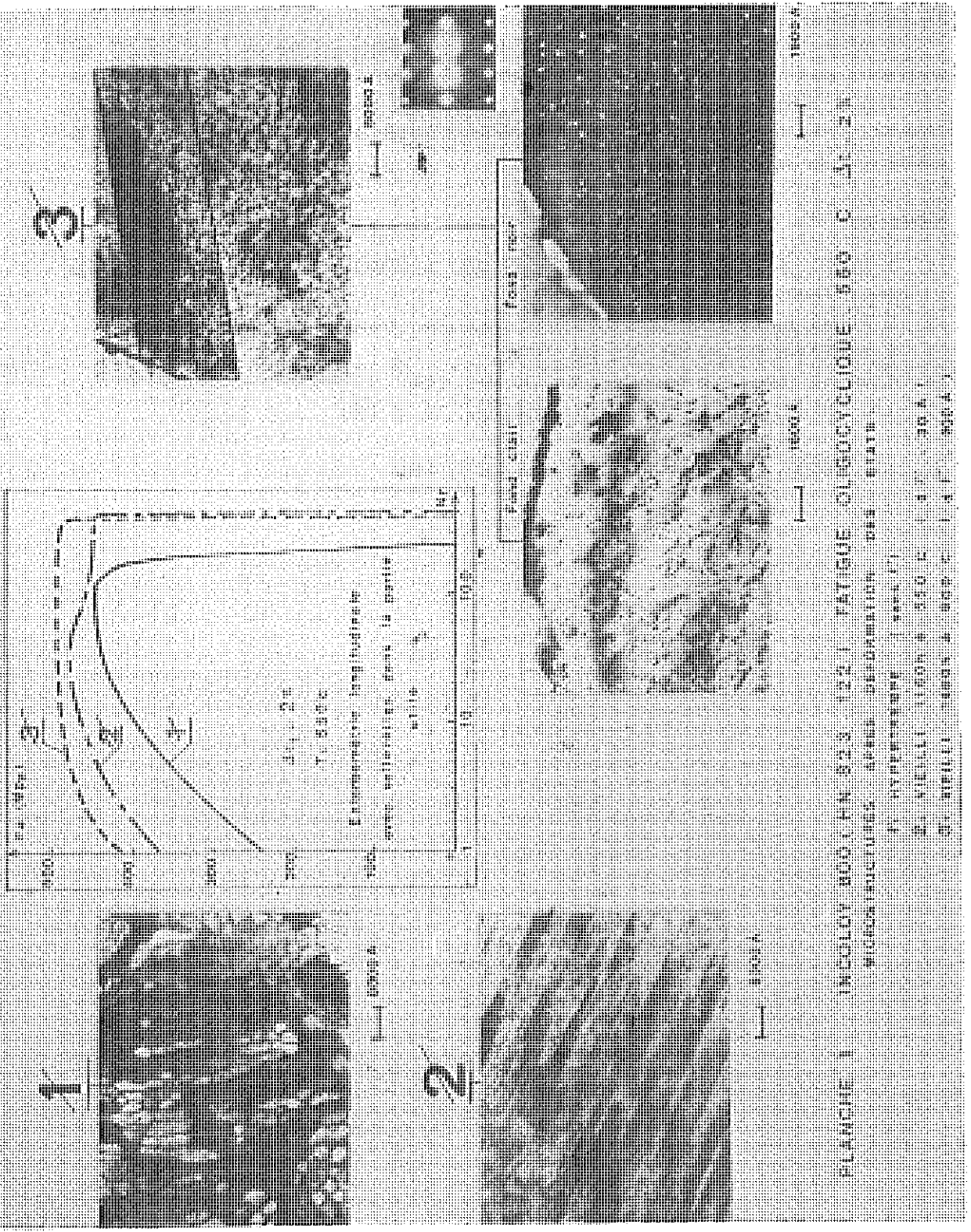
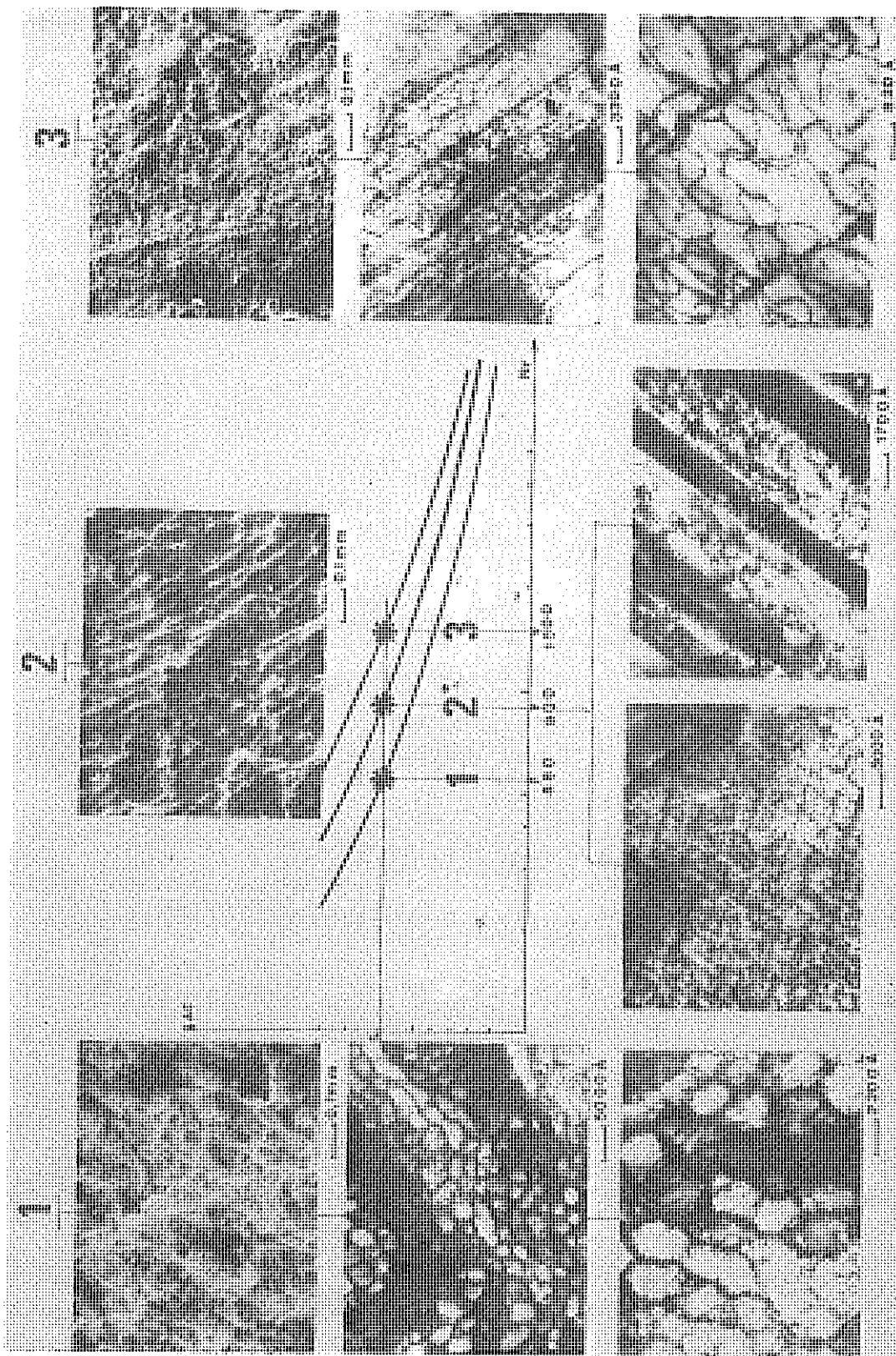


PLANCHE I INCOLOY 800 (N 82) 1221 FATIGUE OLIGOCYCLIQUE 500 C A 10⁶ A

MICROSTRUCTURES APRES DEFORMATION DES PARTS

- A. HYPERSTRETCH (vers 1)
- B. VIEILLI 1000 h 500 C (17 30 A)
- C. VIEILLI 1000 h 500 C (17 30 A)



PLANCHES INCOLOY 800 (INUSPCE 19) FATIGUE OLIGOCYCLIQUE A 5500 ACP (18)

FATIGUES ET MICROSTRUCTURE DES ETATS

- 1. HYPERTENSE
- 2. VIEILLISSEMENT (10³ - 10⁴)
- 3. EFFORT DE TRACTION (10³ - 10⁴)