



HAL
open science

Modélisation du comportement cyclique d'aciers à outils martensitiques

Vincent Velay, Gérard Bernhart, Luc Penazzi, Zhanping Zhang

► **To cite this version:**

Vincent Velay, Gérard Bernhart, Luc Penazzi, Zhanping Zhang. Modélisation du comportement cyclique d'aciers à outils martensitiques. MECAMAT -Ecole mécanique des matériaux, Jan 2002, Aussois, France. p.288-291. hal-01798917

HAL Id: hal-01798917

<https://hal.science/hal-01798917>

Submitted on 28 May 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.

MODÉLISATION DU COMPORTEMENT CYCLIQUE D'ACIERS À OUTILS MARTENSITIQUES

V. Velay, G. Bernhart, L. Penazzi, Z. Zhang
Centre de Recherche sur les Outillages, les Matériaux et les Procédés - École des Mines d'Albi-Carmaux
Campus Jarlard, 81013 Albi Cédex 09
Téléphone: 05 61 49 31 68, Télécopie: 05 63 49 32 42
Adresses électroniques: vincent.velay@enstimac.fr, gerard.bernhart@enstimac.fr,
luc.penazzi@enstimac.fr, zhanping.zhang@enstimac.fr

Mots clés : aciers martensitiques revenus, modélisation, comportement en fatigue, processus d'identification, simulation numérique.

1 INTRODUCTION

Les aciers à outils martensitiques sont utilisés dans les procédés de mise en forme (forgeage, extrusion) pour leur bonne tenue mécanique à haute température associée à une ductilité suffisante. Ils subissent des chargements cycliques thermo-mécaniques difficilement évaluables expérimentalement et dont l'importance dépend fortement de la zone considérée sur la structure. Aussi, la simulation numérique semble être un moyen privilégié pour acquérir cette information dans le but d'optimiser la géométrie des outils et d'améliorer leur durée de vie.

Pour cela, une bonne compréhension du comportement des aciers martensitiques est nécessaire. Le traitement thermique auxquels ils sont sujets correspondant à un recuit, une austénitisation suivi d'une trempe et d'un ou deux revenus, conduit à une microstructure complexe (Zhang & al, 2001). L'opération de trempe consiste à transformer l'austénite en martensite et celle du revenu (560° C) a pour objectif de redonner de la ductilité au matériau (Delagnes, 1998). Cette microstructure est constituée de fines lattes où la densité de dislocations générée pendant la trempe ainsi que la précipitation des carbures durant le revenu sont responsables de la difficulté de l'étude.

Outre l'aspect microstructural, les sollicitations de nature différente induite par le procédé ont une influence sur le comportement. Ainsi, dans cette étude, un modèle de comportement en fatigue adapté aux aciers martensitiques ainsi qu'aux conditions d'utilisation d'un outillage industriel, est présenté dans le cadre des processus irréversibles de la thermodynamique.

2 COMPORTEMENT EXPÉRIMENTAL ET MODÉLISATION

2.1 Comportement expérimental en fatigue des aciers martensitiques

L'acier 55NiCrMoV7 est étudié dans des conditions de fatigue isotherme pour une gamme de température allant de 20 à 500° C et pour une dureté de 42 HRC.

Ce matériau se caractérise par son adoucissement continu du premier cycle jusqu'à la rupture. Si l'on représente le diagramme demi-amplitude de contrainte-nombre de cycles, cette déconsolidation peut se découper en 3 zones distinctes (Voir Fig.1).

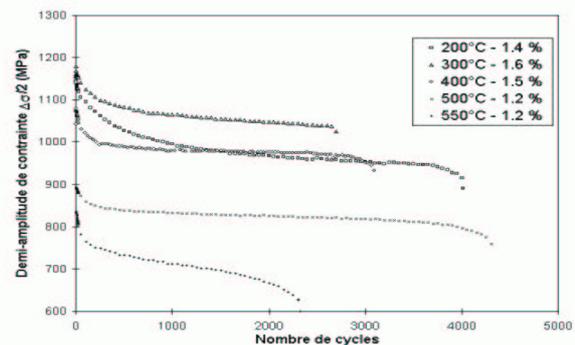


FIG. 1 - Phases de déconsolidation de l'acier 55NiCrMoV7 (Bernhart, 1999)

En effet, un stade de fort adoucissement est concentré durant la première centaine de cycles suivi par un stade de pseudo-stabilité ou de déconsolidation faible, celui-ci ayant lieu pendant la majeure partie de la vie de l'outil. Enfin, le dernier stade correspond à la propagation d'une ou plusieurs fissures entraînant une chute brutale de l'amplitude de contrainte avant la rupture (Delagnes, 1998).

2.2 Les modèles de comportement candidats

Il s'agit de modéliser d'une part les évolutions rapides au cours de chaque transitoire inélastique au travers de variables d'écroutissement cinématique, d'autre part les évolutions plus lentes au cours des cycles successifs traduisant les effets de déconsolidation cyclique (*Nouailhas, 1987*).

En outre, les chargements complexes auxquels sont soumis les outillages, sont également pris en compte. En effet, le modèle doit être capable de reproduire différents types d'essais, à savoir des essais à déformation contrôlée de fatigue et de fatigue-relaxation ainsi que des essais à contrainte imposée faisant apparaître des effets de type rochet.

Pour cela, plusieurs modèles ont été développés ces dernières années. Concernant la description des évolutions rapides du comportement, la prise en compte des temps de maintien dans les cycles se fait au travers de deux variables cinématiques. La modélisation de *Armstrong & Frederick* introduit un terme de mémoire évanescence appelé recouvrance dynamique. Elle correspond à une restauration de la structure par la déformation indépendante du temps et décrit simplement un effet de rappel instantané. Aussi, cette modélisation n'est pas suffisante pour décrire les chargements complexes, une modification de la formulation s'impose. Des modèles allant dans ce sens ont été développés. Ils peuvent se traduire par une modification du terme de recouvrance dynamique en introduisant une contrainte seuil (*Chaboche & al, 1991*) ou par la définition de deux états de contrainte amenant deux mécanismes de déformation et créant des interactions entre les différentes variables d'écroutissement (*Cailletaud & Sai, 1995*).

2.3 Le modèle proposé

Nous avons adopté ici une autre formulation (*Malinin & Khadjinsky, 1972*) ajoutant un terme de recouvrance statique dans les variables cinématiques complètement dépendant du temps et de la température. Ce terme est destiné à reproduire une restauration lente de la structure cristalline de notre acier sous l'effet de l'agitation thermique par annihilation des dislocations et relaxation des contraintes internes.

De plus, concernant les essais à contrainte imposée, la déformation de rochet généralement surestimée par les modèles est ici bien reproduite avec l'introduction d'une troisième variable cinématique linéaire (*Chaboche, 1987*).

La modélisation des évolutions lentes (déconsolidation cyclique) est reproduite quant à elle au travers de la variable isotrope. Celle-ci est composée de deux termes de manière à pouvoir considérer les deux phases de l'adou-

cissement du matériau (*Zhang & al, 2001*). Enfin, l'influence de l'histoire des déformations plastiques sur cet adoucissement mise en évidence expérimentalement est prise en compte dans la formulation au travers de la valeur asymptotique de la variable isotrope (*Chaboche, 1989*).

2.4 Formulation du modèle retenu

Le modèle proposé repose sur les fondements des processus irréversibles de la thermodynamique. Il est donc défini à partir de l'existence de deux potentiels, à savoir l'énergie libre Ψ et la dissipation Ω .

2.4.1 Formulation du potentiel énergie libre d'où découlent les variables associées: il se décompose en une partie élastique et plastique.

$$\rho\Psi = \rho\Psi_e + \rho\Psi_p$$

$$\rho\Psi_e = \frac{1}{2}\underline{A} \underline{\varepsilon}_e : \underline{\varepsilon}_e;$$

\underline{A} tenseur des rigidités élastiques

$$\rho\Psi_p = \frac{1}{3} \sum_{i=1}^3 C_i \underline{\alpha}_i : \underline{\alpha}_i + \frac{1}{2} Q_1 r_1^2 + \frac{1}{2} b Q_2 r_2^2$$

Ainsi, les lois d'état s'écrivent :

$$\underline{\sigma} = \underline{A} \underline{\varepsilon}_e; \quad \underline{X}_i = \frac{2}{3} C_i \underline{\alpha}_i; \quad i = 1, 2, 3 \quad (1)$$

$$R_1 = Q_1 r_1; \quad R_2 = b Q_2 r_2 \quad (2)$$

\underline{X}_i définit l'aspect cinématique de l'écroutissement et R_i l'aspect isotrope. Q_i , C_i et b sont des paramètres dépendant du matériau et de la température.

2.4.2 Formulation du potentiel de dissipation d'où découlent les variables internes :

$$\Omega = \Omega_{vp}(f) + \Omega_R; \quad \Omega_{vp}(f) = \frac{K}{n+1} \left\langle \frac{f}{K} \right\rangle^{n+1}$$

$$f = J(\underline{\sigma} - \sum_{i=1}^3 \underline{X}_i) - R_1 - R_2 - R_0$$

$$\Omega_R = \sum_{i=1}^2 \frac{M_i}{m_i+1} \left\langle \frac{J(\underline{X}_i)}{M_i} \right\rangle^{m_i+1}$$

R_0 définit la limite élastique initiale du matériau, K , n , m_i et M_i sont dépendant du matériau et de la température.

Ainsi, les équations d'évolution des variables internes s'écrivent :

$$\dot{p} = \left\langle \frac{f}{K} \right\rangle^n; \quad \dot{\underline{\varepsilon}}_p = \sqrt{\frac{3}{2}} \dot{p} \underline{n}; \quad (3)$$

$$\dot{\alpha}_i = \dot{\varepsilon}_p - \frac{3}{2} \dot{p} \frac{D_i}{C_i} X_i - \frac{3}{2} \frac{X_i}{J(X_i)} \left\langle \frac{J(X_i)}{M_i} \right\rangle^{m_i} \quad (4)$$

$i = 1, 2$

$$\dot{\alpha}_3 = \dot{\varepsilon}_p; \quad \dot{r}_1 = \dot{p}; \quad \dot{r}_2 = \dot{p}(1 - br_2) \quad (5)$$

où \underline{n} est la normale unitaire à la surface de charge f et p est la déformation plastique cumulée.

La prise en compte de l'effet mémoire s'écrit classiquement :

$$F = \frac{2}{3} J(\underline{\varepsilon}_p - \underline{\xi}) - q \quad (6)$$

$$\dot{q} = \eta H(F) \langle \underline{n} : \underline{n}^* \rangle \dot{p} \quad (7)$$

$$\dot{\underline{\xi}} = \sqrt{\frac{3}{2}} (1 - \eta) H(F) \langle \underline{n} : \underline{n}^* \rangle \underline{n}^* \dot{p} \quad (8)$$

où \underline{n}^* est la normale unitaire à la surface F , H est la fonction d'Heavyside: $\langle u \rangle = uH(u)$.

L'influence de cet effet sur l'adoucissement se traduit au travers de la valeur asymptotique de la variable d'érouissage isotrope qui s'écrit :

$$Q_2(q) = Q_0 + Q_\infty e^{-2\mu q}$$

Notons que la positivité de la dissipation intrinsèque D entraîne une conformité du modèle vis à vis des principes de la thermodynamique:

$$D = \underline{\sigma} : \dot{\underline{\varepsilon}}_p - \sum_i \underline{A}_i : \dot{\underline{I}}_i$$

\underline{A}_i et \underline{I}_i représentant respectivement les variables associées et internes du modèle.

On obtient :

$$D = f \dot{p} + \dot{p} \left(R_0 + \frac{R_2}{Q_2} + \sum_{i=1}^2 \left(\frac{D_i}{C_i} J(X_i)^2 + \left\langle \frac{J(X_i)}{M_i} \right\rangle^{m_i} J(X_i) \right) \right) \geq 0$$

3 UTILISATION DES ESSAIS POUR L'IDENTIFICATION DES PARAMETRES

L'identification des paramètres du modèle de comportement est effectuée à l'aide du logiciel SiDoLo (*Pilvin, 1998*). Les lois d'état (Eq.1 et Eq.2), les équations d'évolution (Eq.3, Eq.4 et Eq.5) ainsi que celles définissant l'effet mémoire (Eq.6, Eq.7 et Eq.8) sont explicitées sous la forme unidimensionnelle pour l'identification.

Deux types d'essais sont réalisés, chacun d'eux sur le $55NiCrMoV7$, pour une dureté de 42 HRC et pour différentes températures (20, 300, 400 et 500° C).

Le premier type d'essai est effectué après stabilisation du matériau ou plutôt après pseudo-stabilisation étant donné que l'adoucissement est continu du premier cycle jusqu'à la rupture. Il permettra l'identification des paramètres du modèle pour une variable d'érouissage isotrope constante égale à la limite élastique du matériau stabilisé. Pour cette identification, sont utilisés des essais de fatigue avec 3 vitesses de déformation ($\dot{\varepsilon} = 10^{-2}, 10^{-3}$ et $10^{-4} s^{-1}$) permettant de caractériser les paramètres visqueux du matériau, des essais de fatigue-relaxation pour différents temps de maintien (30, 90 et 600 s) suivi par des cycles à contrainte imposée.

Pour chaque essai à déformation imposée, la première montée et les deux cycles suivants sont simulés, l'identification se faisant sur le troisième cycle. Pour les essais en contrainte, il est nécessaire de calculer les valeurs initiales des variables internes pour effectuer l'intégration numérique afin de considérer au mieux les niveaux de déformation mises en jeu.

Le deuxième type d'essai est destiné à traduire l'adoucissement du matériau en identifiant les paramètres intervenant dans la variable isotrope. Deux essais sont entrepris (une éprouvette par essai), le premier caractérisé par un adoucissement continu, le deuxième effectué en augmentant puis diminuant l'amplitude de déformation au cours de l'essai (0.6, 0.8, 0.9 puis 0.7 %). Seuls les paramètres intervenant dans l'érouissage isotrope sont identifiés ici, les coefficients composant les variables cinématiques préalablement identifiés lors de la première étape reste fixées.

Le modèle donne de bons résultats pour la gamme de températures 20 – 500° C. Les résultats sont présentés pour 500° C. Le terme de recouvrance statique permet de bien reproduire la relaxation des contraintes durant les temps de maintien (Fig.3). Celle-ci augmente avec la température. La troisième variable cinématique linéaire n'a que peu d'influence sur les essais en déformation, en revanche c'est elle qui permet de bien reproduire la déformation de rochet pour les essais en contrainte (Fig.4). Enfin, la variable isotrope apporte une bonne description de l'adoucissement de notre matériau (Fig.5).

4 CONCLUSION

Un modèle de comportement adapté à la microstructure martensitique ainsi qu'aux différentes sollicitations auquel est soumis un outillage industriel a été mis en place. Pour la gamme de température 20 – 500° C, ce modèle est capable de reproduire la déconsolidation cyclique de l'acier martensitique $55NiCrMoV7$, ainsi que les phénomènes de type rochet induit par des effets de structure dans l'outillage. De plus, des aspects liés au procédé de mise en

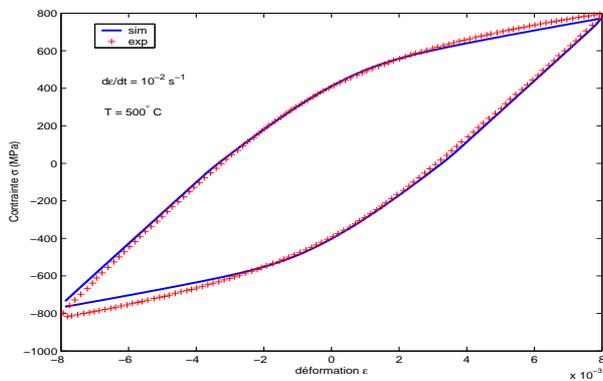


FIG. 2 – Essai de fatigue à déformation imposée

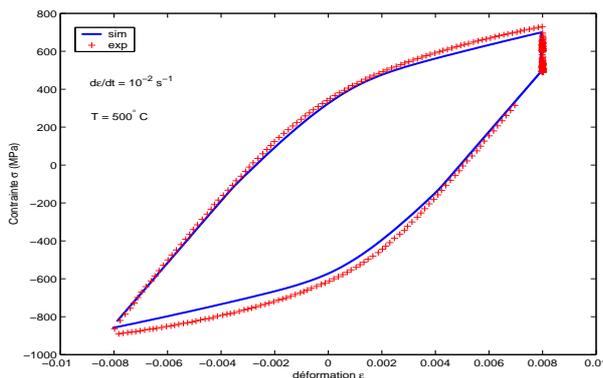


FIG. 3 – Essai de fatigue-relaxation à déformation imposée

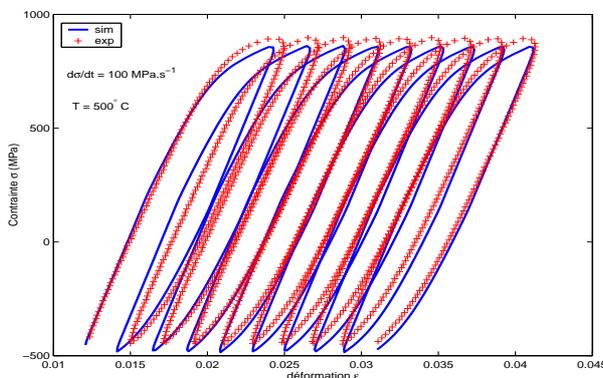


FIG. 4 – Essai à contrainte imposée

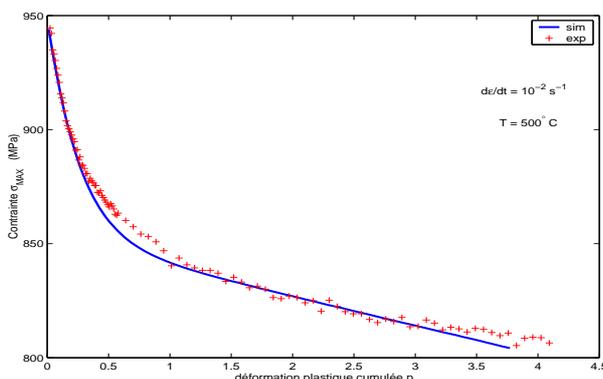


FIG. 5 – Adoucissement du matériau

forme à chaud tels que l'influence de la vitesse de déformation ou encore la prise en compte des temps de maintien dans les cycles (effet de fréquence), sont également considérés. En outre, notons qu'au delà de la température de revenu ($560^{\circ} C$), ont lieu des évolutions importantes de microstructure que le modèle précédent ne peut considérer.

L'étape suivante concerne la validation du modèle. L'identification des différents paramètres, à partir de tests uni-axiaux, est suffisante pour une bonne description du comportement tridimensionnel du matériau (Ben Cheikh, 1987). La démarche entreprise consiste à comparer la réponse aux essais entrepris sur des éprouvettes préalablement dimensionnées avec les résultats fournis par le modèle préalablement implanté dans le code éléments finis ABAQUS.

REFERENCES

- Ben Cheikh A., "Elastoviscoplasticité à température ambiante", *Thèse Université de Paris 6*, (1987).
- Cailletaud G. et Saï K., "Study of plastic/viscoplastic models with various inelastic mechanisms", *International journal of plasticity*, **11**, (1995), pp. 991-1005.
- Chaboche J.L., "Cyclic plasticity modeling and ratcheting effects", *2^o International conference on constitutive laws for engineering materials: theory and applications*, Tucson-Arizona, (1987).
- Chaboche J.L., "Constitutive equations for cyclic plasticity and cyclic viscoplasticity", *International Journal of Plasticity*, **5**, (1989), pp. 247-302.
- Chaboche J.L., Nouailhas D., Pacou D. et Paulmier P., "Modeling of the cyclic response and ratcheting effects on Inconel 718 alloy", *European journal of mechanic, A/solids*, **10**, 1, (1991), pp. 101-121.
- Delagnes D., "Comportement et tenue en fatigue isotherme d'aciers à outils Z38CDV5 autour de la transition fatigue oligocyclique-endurance", *thèse ENSMP*, (1998).
- Malinin N.N. et Khadjinsky G.M., "Theory of creep with anisotropic hardening" *International journal of mechanics and sciences*, **14**, (1972), pp. 235-246.
- Nouailhas D., "Modélisation de l'écroûissage et de la restauration en viscoplasticité cyclique", *Colloque Mécamat Aussois*, (1987).
- Pilvin P., "SiDoLo version 2.4", *Notice d'utilisation*, (1998).
- Zhang Z. Delagnes D. et Bernhart G., "Anisothermal Cyclic Plasticity Modelling of Martensitic Steels", *International journal of fatigue*, sous presse.