

Modélisation du comportement et de l'endommagement à haute température de deux alliages de cuivre.

Sébastien Vincent, Charles Pétry & René Billardon

LMT-Cachan (ENS de Cachan, CNRS (UMR 8535), Université Paris 6)
61 Avenue du Président Wilson
94235 CACHAN Cedex
Sebastien.Vincent@lmt.ens-cachan.fr

Résumé :

Le comportement thermo-élasto-viscoplastique endommageable de deux alliages de cuivre, que l'on nommera Cu-I et Cu-II, est identifié à partir d'essais uniaxiaux isothermes de fluage, traction et fatigue oligocyclique sur une plage de vitesses de déformation comprise entre 10^{-6} et 10^1 s⁻¹ et une plage de température $0.5 \leq T/T_m \leq 0.8$, où T_m représente la température de fusion du matériau.

Le modèle de viscoplasticité additive utilisé est basé sur le critère de von Mises et une contrainte visqueuse en sinus hyperbolique de la vitesse de déformation plastique cumulée. Quatre variables d'écrouissage non-linéaire sont introduites afin de distinguer les mécanismes d'écrouissage, isotropes ou cinématiques, à cinétique "lente" ou "rapide". Deux variables d'endommagement sont introduites afin de distinguer les mécanismes d'endommagement ductile –sous sollicitation monotone– et de fatigue –sous sollicitation oligocyclique–.

La procédure d'identification de ce modèle "hiérarchique" est décrite en détail.

Abstract :

The damageable thermo-elasto-viscoplastic behaviour of two copper alloys, hereafter denoted by Cu-I and Cu-II, is identified from isothermal uniaxial creep, tension and low cycle fatigue tests within the strain rate range $[10^{-6}, 10^1]$ s⁻¹ and the temperature range $0.5 \leq T/T_m \leq 0.8$ where T_m denotes the melting temperature of the material.

The additive viscoplasticity model used is based on the von Mises criterion and a viscous stress that is proportional to an hyperbolic sine of the cumulated plastic strain. Four non-linear hardening variables are introduced in order to distinguish isotropic or kinematic mechanisms with slow or fast evolutions. Two damage variables are introduced in order to distinguish ductile and fatigue damage mechanisms respectively predominant under monotonous and cyclic loading.

The identification procedure of this "hierarchical" model is described in details.

Mots-clefs : élasto-viscoplasticité; endommagement; fatigue-fluage

1 Introduction

Les chargements thermomécaniques imposés aux matériaux constitutifs d'une tuyère de moteur fusée sont extrêmement complexes. Par ailleurs, différentes évolutions technologiques des fusées et de leurs moteurs conduisent régulièrement à des modifications de ces chargements et donc à des évolutions des critères de dimensionnement de ces structures. Enfin, la recherche permanente de performance de l'ensemble de la fusée implique le développement d'outils efficaces de prévision de la durée de vie de tous ses composants, et en particulier l'identification de modèles de comportement robustes –sur des domaines de validité de très grandes amplitudes–.

Les matériaux étudiés dans le cadre de cette étude sont deux alliages de cuivre que l'on nomme pour les besoins de cette étude Cu-I et Cu-II. Les propriétés thermiques –très haute conductibilité– et mécaniques –bonne résistance– de ces deux matériaux ainsi que leur bonne stabilité microstructurale en font de bons candidats pour les chambres de combustion.

Pour des raisons de confidentialité industrielle les résultats présentés ci-dessous sont normés.

2 Un modèle de viscoplasticité endommageable

Ce modèle hiérarchique appartient à la classe des lois d'élasto-viscoplasticité endommageable (Lemaitre et Chaboche, 1988). On fait l'hypothèse d'un découplage d'état entre écrouissages et élasticité, et d'un découplage d'état entre plasticité et endommagement. On se limite ici aux petites déformations.

Ce modèle comprend deux écrouissages isotropes –avec des cinétiques de type Voce– et deux écrouissages cinématiques –avec des cinétiques de type Armstrong et Frederick–. Pour chacun des mécanismes –isotrope ou cinématique– il est ainsi possible de distinguer une composante qui sature lentement et une autre qui sature rapidement.

La loi de viscosité additive est en sinus hyperbolique de la déformation plastique cumulée à trois paramètres matériau. En outre, l'un de ces paramètres respecte une loi d'évolution de type Arrhénius à haute température.

Les alliages métalliques objet de cette étude, présentent deux modes d'endommagement macroscopique : un endommagement "monotone" lié à l'amplitude de la déformation et un endommagement "cyclique" lié à l'accumulation de la déformation (Petry (2006)). Deux variables d'endommagement sont donc introduites avec des lois d'évolution fortement inspirées du formalisme proposé par Lemaitre (1985) pour modéliser l'endommagement ductile.

Les variables introduites dans ce modèle sont respectivement notées :

- σ la contrainte,
- ε , ε^e , ε^p les déformations totale, élastique, et (visco)plastique,
- X_1 et X_2 les écrouissages cinématiques,
- R_1 et R_2 les écrouissages isotropes,
- D_c et D_d les endommagements cyclique et ductile,
- T la température.

Le modèle employé dans le cadre de cette étude est donné ci-dessous sous sa forme unidimensionnelle isotherme ; une écriture tridimensionnelle de ce même modèle est explicitée dans Petry (2006) :

$$\text{Partition des déformations : } \varepsilon = \varepsilon^e + \varepsilon^p \quad (2.1)$$

$$\text{Loi de thermo-élasticité : } \varepsilon^e = \frac{\sigma}{(1-D_d)(1-D_c)E_{(T)}} + \alpha_{(T;T_{ref})} (T - T_{ref}) \quad (2.2)$$

où $E_{(T)}$ et $\alpha_{(T;T_{ref})}$ représentent des paramètres matériau.

$$\text{Critère de plasticité : } f_p = \frac{\left| \sigma - \frac{3}{2}(X_1 + X_2) \right|}{(1-D_d)(1-D_c)} - (R_1 + R_2) - \sigma_{y(T)} \quad (2.3)$$

où $\sigma_{y(T)}$ représente un paramètre matériau.

Déformation plastique :

$$\dot{\varepsilon}^p = \frac{\dot{\varepsilon}_0}{(1-D_d)(1-D_c)} \left[\sinh \left\langle \frac{f_p}{K_{(T)}} \right\rangle \right]^{N_{(T)}} \text{signe} \left[\sigma - \frac{3}{2}(X_1 + X_2) \right] \text{avec } \dot{\varepsilon}_0 = f \exp \left(-\frac{Q}{RT} \right) \quad (2.4)$$

où $K_{(T)}$, $N_{(T)}$, f , Q représentent des paramètres matériau et R la constante de Boltzmann.

$$\text{Ecrouissages isotropes : } \dot{R}_i = \dot{\epsilon}_0 \left[\sinh \left\langle \frac{f_p}{K_{(T)}} \right\rangle \right]^{N_{(T)}} \left(a_{i(T)} - b_{i(T)} R_i \right) \text{ avec } i=1,2 \quad (2.5)$$

où $a_{i(T)}$ et $b_{i(T)}$ représentent des paramètres matériau.

$$\text{Ecrouissages cinématiques : } \dot{X}_i = \frac{2}{3} C_{i(T)} \dot{\epsilon}^p - D_{i(T)} X_i \dot{p} \text{ avec } \dot{p} = \left| \dot{\epsilon}^p \right| \text{ et } i=1,2 \quad (2.6)$$

où $C_{i(T)}$ et $D_{i(T)}$ représentent des paramètres matériau.

$$\text{Endommagement ductile : } \dot{D}_d = \left(\frac{\sigma^2}{2E S_{d(T)} (1-D_c)(1-D_d)^2} \right)^{S_{d(T)}} \dot{p} H \left(\left| \epsilon^p \right| - \epsilon_{d(T)}^p \right) \quad (2.7)$$

tant que $D_d \leq D_{d(\text{crit})}$

où $S_{d(T)}$, $s_{d(T)}$, $\epsilon_{d(T)}^p$ représentent des paramètres matériau et $D_{d(\text{crit})}$ un paramètre d'endommagement critique.

$$\text{Endommagement cyclique : } \dot{D}_c = \left(\frac{\sigma^2}{2E S_{c(T)} (1-D_d)(1-D_c)^2} \right)^{S_{c(T)}} \dot{p} \text{ tant que } D_c \leq D_{c(\text{crit})} \quad (2.8)$$

où $S_{c(T)}$, $s_{c(T)}$ représentent des paramètres matériau et $D_{c(\text{crit})}$ un paramètre d'endommagement critique.

Il est fait l'hypothèse qu'il y a rupture locale lorsque $D_d \geq D_{d(\text{crit})}$ ou $D_c \geq D_{c(\text{crit})}$.

3 Une procédure d'identification

3.1 Domaine de validité et stratégie

La plage de température considérée s'échelonne entre $0.5T/T_m$ et $0.8 T/T_m$ où T_m représente la température de fusion du matériau.

Le modèle doit être identifié à partir d'essais uniaxiaux isothermes pour des chargements monotones (traction et fluage) et oligocycliques jusqu'à rupture, sur une plage de vitesses de déformation pouvant être comprise entre 10^{-6} et 10^{-1} s^{-1} .

Pour ce domaine de validation, la stratégie d'identification optimale du comportement est la suivante (cf. Petry (2006)) :

- La première identification du modèle se fait en plusieurs étapes à chaque température :
- On détermine les paramètres relatifs à la thermoélasticité : le module d'Young E à partir des essais de fatigue oligocyclique et de traction, et le coefficient de dilatation thermique α à partir d'un essai de dilatométrie.
- On détermine un jeu de paramètres de viscosité (K , N , $\dot{\epsilon}_0$) à partir d'essais de relaxation et de fatigue-relaxation.
- A partir d'essais de fatigue oligocyclique, on associe directement le durcissement/adoucissement cyclique rapide à l'évolution de l'écrouissage isotrope R_1 puis le durcissement/adoucissement cyclique lent à l'évolution de l'écrouissage isotrope R_2 .

- On détermine l'évolution de l'écroûissage cinématique rapide X_1 à partir des essais de fatigue et de fluage (principalement sur le fluage primaire). On détermine l'évolution de l'écroûissage cinématique lent X_2 à partir des essais de traction.
- On détermine la limite d'élasticité σ_y sur les essais de traction et de fatigue.

Enfin, on itère (généralement deux ou trois fois) afin de déterminer un jeu de paramètres optimal pour toutes ces sollicitations et sur toute la plage de température.

La procédure d'identification des endommagements s'effectue elle aussi suivant plusieurs étapes :

- On détermine $S_{c(T)}$, $s_{c(T)}$ de l'endommagement cyclique D_c à partir des courbes enveloppes des essais de fatigue. Le paramètre d'endommagement critique $D_{c(crit)}$ est ajusté afin d'obtenir un nombre de cycles à rupture cohérent avec l'expérience.
- Le seuil $\varepsilon_{d(T)}^p$ est déterminé au début des essais de fluage. On détermine $S_{d(T)}$ et $s_{d(T)}$ sur les essais de traction.
- Au final, le paramètre d'endommagement critique $D_{d(crit)}$ est ajusté afin d'avoir des temps à rupture en fluage et des déformations à rupture en traction cohérents avec les expériences.

3.2 Base expérimentale

La base expérimentale disponible pour cette étude n'est pas directement applicable à la procédure d'identification décrite précédemment. Elle est –comme souvent– limitée : par exemple pour chaque matériau, à une température donnée, on ne dispose d'essais de fluage qu'à deux niveaux de contrainte, d'essais de traction qu'à trois vitesses de déformation et d'essais de fatigue ondulée ($R_c = \varepsilon_{min}/\varepsilon_{max} = 0$) qu'à des vitesses de déformation ayant le même ordre de grandeur.

Par ailleurs, on ne dispose actuellement d'aucun essai de relaxation ou de fatigue-relaxation. De ce fait, il a fallu itérer plusieurs fois afin d'obtenir un jeu de paramètres optimal.

4 Résultats de l'identification du modèle pour les deux alliages de cuivre et conclusions

Les résultats typiques d'essais de fluage pour les deux matériaux sont donnés FIG. 1.

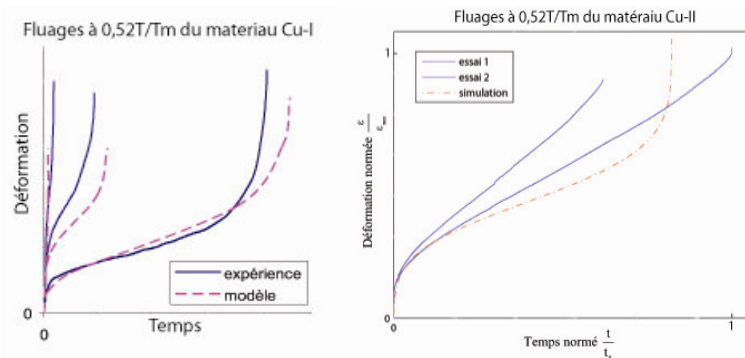


FIG. 1 – Comparaisons expériences/simulations en fluage à $0,52T/T_m$ (alliage Cu-I à droite, alliage Cu-II à gauche)

Les résultats typiques d'essais de traction pour les deux matériaux sont donnés FIG. 2.

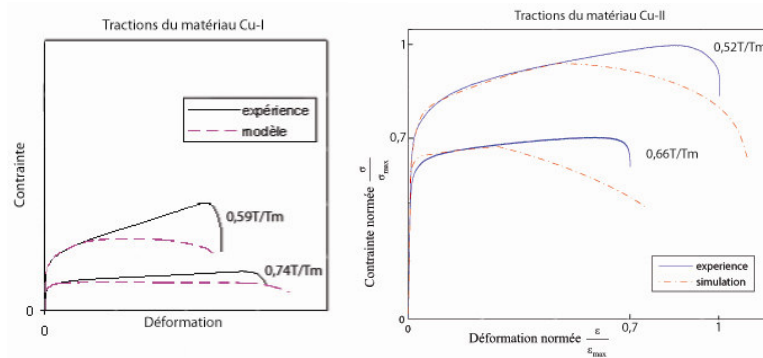


FIG. 2 – Comparaisons expériences/simulations en traction
(alliage Cu-I à droite, alliage Cu-II à gauche)

Aux grandes déformations, le modèle a tendance à surestimer l'endommagement ductile et sous-estimer le niveau de contrainte observé expérimentalement pour des sollicitations de traction.

Sur les premiers cycles des essais de fatigue, on observe une bonne concordance avec la simulation. En effet, l'endommagement cyclique n'a que très peu d'influence sur les premiers cycles, en d'autres termes, c'est l'identification du comportement qui est prépondérante.

Les résultats typiques d'essais de fatigue des cinq premiers cycles pour les deux matériaux sont donnés FIG. 3.

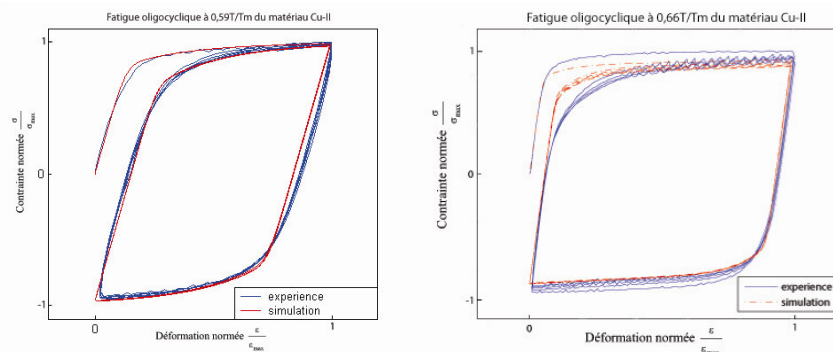


FIG. 3 – Comparaisons expérience/simulation en fatigue oligocyclique sur les 5 premiers cycles
(alliage Cu-I à droite, alliage Cu-II à gauche)

Par ailleurs, le modèle prévoit des nombres de cycles à rupture cohérents avec les essais mais le niveau de contrainte simulé est plus faible qu'expérimentalement. Ce phénomène s'explique d'autant plus à haute température que ces alliages de cuivre peuvent présenter un adoucissement cyclique qui, associé à l'endommagement cyclique, amplifie la sous estimation du niveau de contrainte du modèle.

Il est à noter que l'endommagement cyclique n'influe que très faiblement sur les résultats des simulations sous sollicitations monotones (de l'ordre du pourcent). Réciproquement, l'endommagement ductile n'a aucune influence sur les résultats des simulations sous sollicitations cycliques car le seuil de l'endommagement ductile est supérieur aux déformations imposées.

Il est rappelé que ces premières identifications pourront être affinées après la réalisation d'essais complémentaires, en particulier de fatigue-relaxation.

En outre, quelques améliorations du modèle pourraient être considérées. D'après certaines observations (Petry (2006)) l'endommagement cyclique peut être anisotrope. De plus, on pourrait aussi rajouter un paramètre dans la loi de viscosité qui permettrait une identification plus fine du comportement sur une plus grande plage de température (Vincent (2007)).

Enfin, ce modèle reste à être validé pour des chargements bi-axiaux proportionnels et/ou anisothermes représentatifs des conditions réelles que subissent les tuyères de moteurs fusées.

Remerciements

Cette étude est effectuée en partenariat avec SNECMA, groupe SAFRAN (S. Sagnier, D. Guichard, D. Cornu).

Références

Lemaitre, J., Chaboche, J.L., 1988 Mécanique des matériaux solides, Ed. Dunod.

Lemaitre, J., 1985 A continuous damage mechanics model for ductile fracture. *J. Engineering Materials and Technology*. **107**, pp. 83-89.

Petry, C., 2006 Caractérisation et modélisation du comportement et de l'endommagement d'alliages métalliques sur une grande plage de température. Thèse de doctorat de l'ENS Cachan.

Vincent, S., 2007 Modélisation du comportement et de l'endommagement sur une grande plage de température d'un alliage de cuivre. Colloque National MECAMAT Aussois, pp. 531-534.