



HAL
open science

Un modèle de couplage entre endommagement isotrope et endommagement anisotrope. Application au fluage d'un alliage de cuivre

Charles Pétry, René Billardon

► To cite this version:

Charles Pétry, René Billardon. Un modèle de couplage entre endommagement isotrope et endommagement anisotrope. Application au fluage d'un alliage de cuivre. 17e Congrès français de mécanique, 2005, Troyes, France. hal-04275360

HAL Id: hal-04275360

<https://hal.science/hal-04275360>

Submitted on 8 Nov 2023

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.

Un modèle de couplage entre endommagement isotrope et endommagement anisotrope. Application au fluage d'un alliage de cuivre.

Charles Pétry, René Billardon

Laboratoire de Mécanique et Technologie (LMT-Cachan, ENS Cachan/CNRS(UMR8535)/Univ.Paris6)
61, avenue du Président Wilson
94235 CACHAN CEDEX

Résumé :

Suite à l'observation de variabilités importantes de la réponse et des mécanismes d'endommagement en fluage d'un alliage de cuivre sollicité sur une large gamme de températures, les auteurs présentent un modèle de comportement élasto-viscoplastique couplé à deux variables d'endommagement. Le modèle résultant est identifié sur la base d'essais de fluage isothermes, puis implanté dans un logiciel de simulation aux éléments finis de façon à étudier l'influence de l'anisotropie de l'endommagement de fluage sur la réponse d'éprouvettes entaillées sollicitées en traction.

Abstract :

After observing creep response and damage mechanisms variabilities of a copper alloy under isothermal loadings at various temperatures, the authors present a model coupling elasto-viscoplastic behaviour to two different damage variables. The resulting model is identified from creep tests performed at different temperatures ; it is then implemented in a FEM industrial code to evaluate the influence of creep damage anisotropy on the response of notched bar specimens under tension loading.

Mots clefs : élasto-viscoplasticité, couplage, endommagement ductile, endommagement de fluage

1 Introduction

La déformation des métaux à haute température donne fréquemment lieu à de nombreux changements structuraux ; nucléation et croissance de cavités intra et/ou intergranulaires, grossissement ou dissolution de précipités, destruction de structures dominantes de dislocations représentent quelques unes des nombreuses manifestations microscopiques associées à l'endommagement dit « de fluage ». D'un point de vue macroscopique, cet endommagement se traduit par l'accélération de la vitesse de déformation provoquant en retour l'accélération de la vitesse d'endommagement jusqu'à rupture. Durant cette phase, appelée phase tertiaire, le fort couplage existant entre endommagement et vitesse de déformation provoque une croissance fortement non-linéaire de la courbe de fluage obtenue sous chargement uniaxial.

L'extension des expérimentations aux cas de chargements multiaxiaux (voir par exemple [1] ou [2]) a également permis d'étudier l'anisotropie de ce type d'endommagement, qui s'est révélée dépendante du type de matériau étudié ainsi que de la sollicitation appliquée. Ainsi, dans le cas d'alliages de cuivre à faibles proportions d'impuretés on observe généralement une forte corrélation entre la durée de vie et la contrainte principale maximale appliquée, associée à la localisation de l'endommagement suivant les joints de grains perpendiculaires à la direction de cette contrainte. Pour certains alliages d'aluminium à durcissement structural, on observe au contraire une dépendance vis-à-vis de la contrainte de Von Mises et un endommagement isotrope de nature intragranulaire.

L'endommagement de fluage peut donc être très diversifié dans ses manifestations macroscopiques, et il arrive que sa nature évolue en fonction des conditions de sollicitation pour un même matériau. C'est notamment le cas de l'alliage objet de cette étude dont le mode d'endommagement en fluage peut évoluer en fonction de la température appliquée (voir section 2). Sur la base de cette observation, un modèle issu de la théorie de l'endommagement continu couplant deux variables d'endommagement est proposé puis identifié à partir d'essais de fluage unidimensionnels isothermes. Son implantation dans un logiciel de calcul par éléments finis permet également la prévision de comportements discriminants entre les deux endommagements dans le cas d'expérimentations sur éprouvettes entaillées.

2 Endommagement de l'alliage en fluage

. Sa composition théorique est la suivante (pourcentages massiques) : cuivre 96,5%, argent 3%, zirconium 0,5%. L'argent est majoritairement responsable du durcissement structural de l'alliage par l'intermédiaire de précipités nanométriques cohérents uniformément répartis dans la matrice, et remis en solution pour des températures supérieures à 1030K. Quant au zirconium, il participe à la formation aux joints de grains de précipités intermétalliques micrométriques stables jusqu'à la température de fusion de l'alliage, ce qui bloque le grossissement des grains (voir figure 2).

2.1 Essais de fluage

En vue d'étudier le comportement en fluage de l'alliage, 6 essais isothermes à force constante ont été effectués aux températures de 600K, 800K et 900K (deux niveaux de sollicitation par température). La figure 1 présente les différences de comportement caractéristiques de l'alliage en fonction de la température.

A basse température ($T < 750K$), les courbes de fluage présentent les trois stades classiques primaire, secondaire et tertiaire. Le stade tertiaire, relativement court, débute pour une valeur critique de la déformation (visco)plastique cumulée au cours de l'essai ; cette valeur est caractéristique de la température et de la contrainte appliquée. Il semble donc que les mécanismes de l'endommagement correspondant soient fortement influencés par la déformation.

A plus haute température, il devient difficile de séparer les parties secondaire et tertiaire de la courbe de fluage, ce qui prône pour un mécanisme d'endommagement plus progressif activé dès le début de la sollicitation.

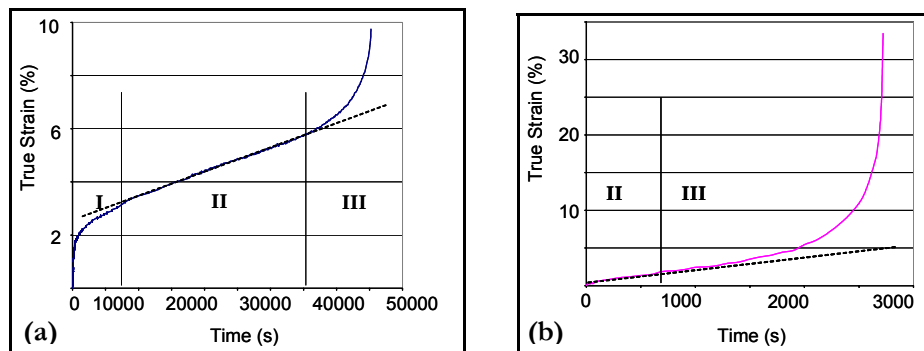


Figure 1 : Courbes de fluage caractéristiques de l'alliage
(a) 600K, 175MPa (b) 900K, 20MPa

2.2 Observation de l'endommagement

Suite aux essais, les éprouvettes rompues ont été découpées selon un plan longitudinal, polies puis observées au microscope électronique à balayage. La figure 2 présente deux clichés obtenus dans ce cadre. L'examen des coupes révèle la nature strictement intergranulaire de l'endommagement formé quel que soit l'essai considéré. En revanche, certaines différences notables sont observées en fonction de la température de sollicitation :

- les éprouvettes sollicitées à 600K s'endommagent exclusivement au voisinage des intermétalliques riches en Zirconium de l'alliage, vraisemblablement suite à l'incompatibilité des déformations à l'interface matrice/inclusion. On observe alors d'importants déchaussements de grains omnidirectionnels, de nombreuses décohésions aux points triples ainsi que quelques déchaussements des intermétalliques, sans qu'aucune direction macroscopique soit privilégiée. L'endommagement semble donc globalement de nature intergranulaire isotrope.
- les éprouvettes sollicitées à 800K et 900K sont, au contraire, soumises à de longues fissures intergranulaires de direction moyenne perpendiculaire à la direction de sollicitation. Ces fissures peuvent naître depuis la surface de l'éprouvette mais également au voisinage d'une impureté (intermétallique riche en Zirconium par exemple). Pour les éprouvettes sollicitées à 800K, on observe également quelques déchaussements de grains et de précipités intergranulaires aux abords de la surface de rupture. La distribution d'endommagement résultante est cependant incontestablement anisotrope.

Par la suite, nous nous proposons de modéliser ces deux types d'endommagements au moyen de deux variables différentes couplées à un modèle de comportement élasto-viscoplastique.

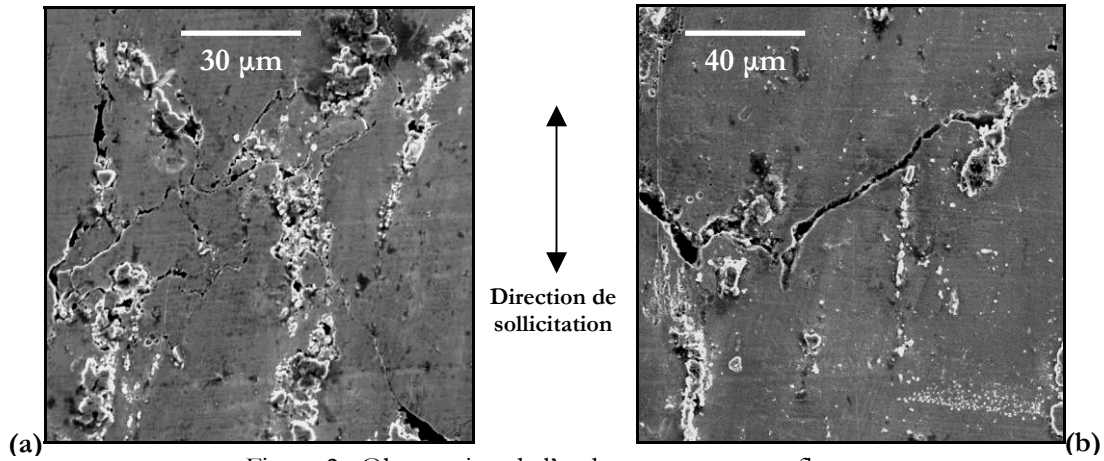


Figure 2 : Observation de l'endommagement en fluage
(a) 600K, 175MPa (b) 900K, 20MPa

3 Modèle de comportement élasto-viscoplastique endommageable

Sauf mention explicite, les équations présentées utilisent le formalisme de Voigt et sont écrites dans le repère des contraintes principales supposé fixe au cours du chargement. Les variables scalaires D_d et D_c sont respectivement associées à l'endommagement isotrope et à l'endommagement anisotrope. La démarche utilisée pour développer le modèle consiste à postuler une forme d'enthalpie libre découplant les effets d'écroutissage et ceux d'élasticité associés à l'endommagement, puis à introduire les lois d'évolution des différentes variables d'état.

3.1 Potentiel thermodynamique, forces thermodynamiques

Nous utilisons une forme classique de l'enthalpie libre :

$$\rho\psi^*(\sigma, \varepsilon^p, \varepsilon, D_c, D_d, T) = \frac{1}{2} \sigma : \tilde{E}^{-1} : \sigma + \sigma : (\varepsilon^p + \varepsilon^{th}(T)) - W^p(r) \quad (1)$$

où ε^p représente la déformation plastique, ε^{th} la déformation thermique, W^p le potentiel associé à l'écroutissage isotrope et \tilde{E} le tenseur d'élasticité endommagé, choisi de la forme :

$$\tilde{E}^{-1}(D_c, D_d) = \frac{1}{E(1-D_d)} \begin{pmatrix} 1/(1-D_c) & -\nu & -\nu \\ & 1 & -\nu \\ \text{sym.} & & 1 \end{pmatrix} \quad (2)$$

dans le repère des contraintes principales.

Les forces thermodynamiques associées aux variables d'état apparaissent alors sous la forme :

$$\begin{aligned} \varepsilon &= \frac{\partial \rho\psi^*}{\partial \sigma} = \tilde{E}^{-1} : \sigma + \varepsilon^p + \varepsilon^{th} & R &= -\frac{\partial \rho\psi^*}{\partial r} = W^p'(r) \\ Y_d &= \frac{\partial \rho\psi^*}{\partial D_d} = \frac{1}{2} \sigma : \frac{\partial \tilde{E}^{-1}}{\partial D_d} : \sigma & Y_c &= \frac{\partial \rho\psi^*}{\partial D_c} = \frac{1}{2} \sigma : \frac{\partial \tilde{E}^{-1}}{\partial D_c} : \sigma \end{aligned}$$

où Y_d et Y_c représentent les taux de restitution d'énergie élastique associés respectivement à D_d et D_c et R l'écroutissage isotrope.

On notera que c'est la forme choisie pour \tilde{E} qui fait intervenir les variables D_d et D_c de manière isotrope ou anisotrope. La partie anisotrope peut être vue comme une simplification de la forme proposée par Murakami dans le cadre de la modélisation de l'endommagement en fluage [3].

3.2 Critère de plasticité, contrainte équivalente effective

Nous utiliserons une loi d'écroutissage-viscosité additive. Le seuil de plasticité s'écrit alors :

$$f_{vp} = f_p - \sigma_v = \tilde{\sigma}_{eq} - R - \sigma_v \quad \text{où } \sigma_v = K(\dot{\gamma})^N \text{ représente la contrainte visqueuse et } \tilde{\sigma}_{eq} \text{ la contrainte équivalente effective.}$$

Cette contrainte équivalente peut être déterminée par une approche basée sur l'énergie élastique déviatorique (démarche identique à celle permettant d'aboutir au critère de Von Mises dans le cas d'un matériau isotrope non endommageable) (voir par exemple [4]).

En calculant l'énergie élastique déviatorique, il est possible de l'écrire sous la forme :

$$W_d^{el} = \frac{1}{2} \sigma : M'(D_c, D_d) : \sigma$$

En définissant la contrainte effective déviatorique par la relation :

$$W_d^{el} = \frac{1}{2} \tilde{\sigma}' : E^{-1} : \tilde{\sigma}'$$

où E représente le tenseur d'élasticité du matériau non endommagé. En considérant un cas uniaxial « équivalent », la contrainte effective équivalente apparaît sous la forme :

$$\tilde{\sigma}_{eq} = \sqrt{\frac{\sigma : \tilde{M} : \sigma}{(1 - D_c)(1 - D_d)}} \quad \tilde{M} = \begin{pmatrix} \frac{[1 + \nu(1 - D_c)]}{1 + \nu} & \frac{D_c}{2} - \frac{[1 + \nu(1 - D_c)]}{2(1 + \nu)} & \frac{D_c}{2} - \frac{[1 + \nu(1 - D_c)]}{2(1 + \nu)} \\ & (1 - D_c) & -\frac{(1 - D_c)}{2} \\ \text{sym.} & & (1 - D_c) \end{pmatrix} \quad (3)$$

3.3 Lois d'évolution

Les lois d'évolution en viscoplasticité sont dérivées de la loi de normalité généralisée :

$$\dot{\epsilon}^p = \left\langle \frac{f_p}{K} \right\rangle^N \frac{\partial \tilde{\sigma}^{eq}}{\partial \sigma} = \left\langle \frac{f_p}{K} \right\rangle^N \frac{\tilde{M} : \sigma}{\tilde{\sigma}^{eq} \sqrt{(1 - D_d)(1 - D_c)}} \quad \dot{r} = \left\langle \frac{f_p}{K} \right\rangle^N \quad (4)$$

Les lois d'évolution associées aux variables d'endommagement sont choisies de formes respectives :

$$\dot{D}_d = \left(\frac{Y_d}{S_d} \right)^{sd} \dot{p} H(w_s - w_s^c) \quad (5) \quad \dot{D}_c = \left(\frac{Y_c}{S_c} \right)^{sc} \quad (6)$$

où p représente la déformation plastique cumulée et $H(w_s - w_s^c)$ la fonction de Heaviside associée à un seuil en énergie stockée w_s^c .

Enfin, la loi d'évolution de l'écroûissage isotrope est prise de la forme exponentielle :

$$R = R_0 + (R_\infty - R_0)(1 - e^{-br}) \quad (7)$$

Notons que le choix des lois d'évolution des variables d'endommagement est effectué en accord avec les observations de la section 2. Ainsi, dans le cas de mécanismes activés par la déformation plastique à seuil d'endommagement, l'évolution de la variable D_d est directement contrôlée par la vitesse de déformation plastique cumulée, et la loi proposée est identique à celle proposée par J.Lemaitre [4] bien que les phénomènes microscopiques associés soient ici localisés aux joints de grains.

Dans le cas des mécanismes associés à la variable D_c , la loi proposée s'apparente à celle proposée par Katchanov [5] pour les mécanismes fortement dépendants de la contrainte :

$$\dot{D} = \left(\frac{\sigma}{A_0(1 - D)} \right)^r \quad \text{avec } A_0 \text{ et } r \text{ caractéristiques du matériau.}$$

puisque Y_c est une fonction de $\frac{\sigma}{1 - D_c}$.

4 Identification du modèle

Une étude menée par Snecma Moteurs a abouti à une première identification du modèle de comportement non-endommageable de l'alliage (i.e. $D_c = D_d = 0$) à partir d'essais de traction, fatigue oligocyclique et relaxation unidimensionnels sur la gamme de températures [550K ; 1000K]. Un ajustement des paramètres de viscosité du modèle a permis de simuler au mieux les parties primaires et secondaires des essais de fluage effectués au cours de cette étude.

Les lois proposées pour les variables d'endommagement D_c et D_d ont été identifiées selon le processus décrit ci-après.

En accord avec les observations de la section 2, l'endommagement a été choisi de type isotrope pour les essais à 600K et anisotrope pour les essais à 800K et 900K.

Pour chaque température d'essai, une minimisation de l'écart à l'expérience est alors effectuée sur la base simultanée des deux niveaux de sollicitations appliqués expérimentalement, de façon à déterminer le jeu de paramètres optimaux (voir figure 3a). Les valeurs obtenues sont présentées sur la figure 3b, sur laquelle on représente également les évolutions prévisibles des différents paramètres. Bien entendu, le faible nombre de points expérimentaux n'autorise aucune certitude et ces allures doivent être confirmées par l'acquisition de nouvelles données à des niveaux de températures intermédiaires.

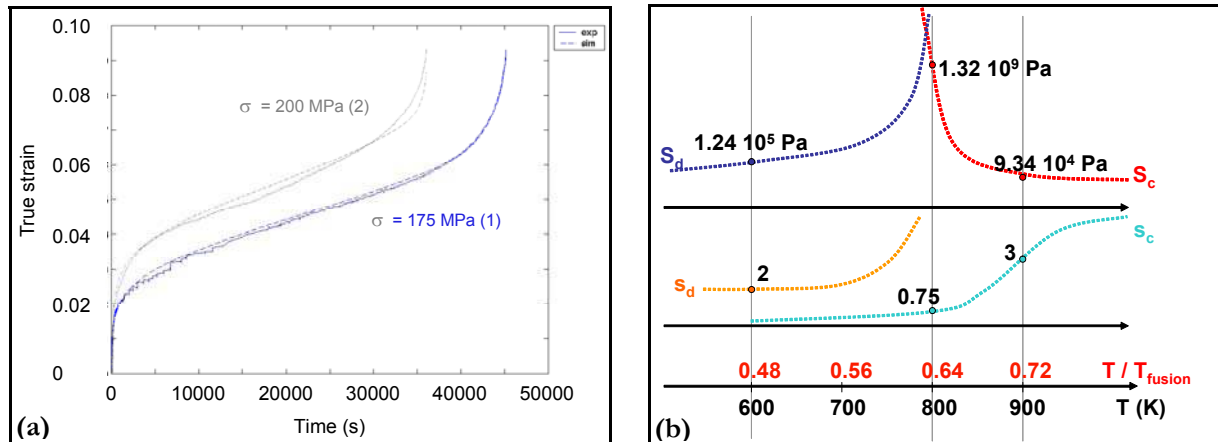


Figure 3 : (a) Courbes expérimentales et simulées à 600K
 trait plein : expérimental pointillé : simulé
 (b) Evolutions prévisibles des paramètres des deux lois

5 Implantation numérique

Le modèle couplé décrit en section 4 a été implanté dans le logiciel de calcul par éléments finis CAST3M, de façon à simuler des cas de chargements sur structures simples entraînant un état de contrainte multiaxial. Les éprouvettes cylindriques entaillées sollicitées en traction dans le domaine des petites déformations présentent un cadre d'application intéressant sans rotation du repère des contraintes principales.

Nous présentons ci-après un calcul axisymétrique d'une éprouvette AE10, dont le maillage et les conditions aux limites sont schématisés en figure 4. Le chargement est constitué d'une rampe linéaire en effort et les paramètres matériaux sont ceux précédemment identifiés à 600K. Le calcul est effectué une première fois en utilisant l'endommagement D_d , puis une seconde fois en utilisant l'endommagement D_c dont les paramètres à 600K (théoriquement inexistant) ont été préalablement identifiés par la méthode décrite en section 4, de telle sorte que les deux endommagements donnent des résultats similaires en fluage unidirectionnel. Le calcul est par ailleurs effectué en grandes déformations.

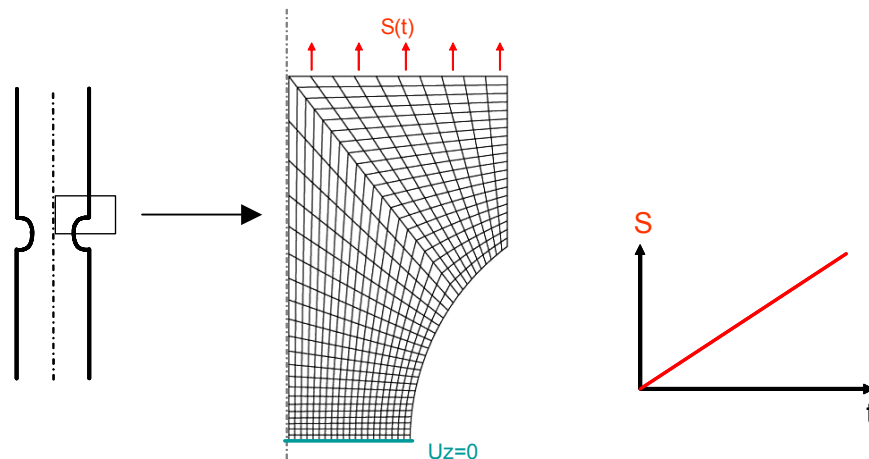


Figure 4 : Maillage et conditions aux limites du calcul sur fond d'entaille d'éprouvette AE10

La figure 5 représente la courbe de déformation macroscopique, calculée comme la moyenne des déplacements verticaux de la partie supérieure du maillage rapportée à la longueur initiale. On peut y observer une évolution similaire de cette grandeur pour les deux endommagements pendant le début de la

sollicitation, puis une divergence brutale dans le cas de l'endommagement D_c correspondant à la localisation de la déformation en fond d'entaille.

Un tel résultat permet d'envisager une différenciation macroscopique des effets des deux endommagements, à condition de confirmer par le calcul **et** par l'expérience la propension à l'instabilité géométrique induite par un endommagement de type anisotrope en fluage, ceci en prêtant une attention toute particulière aux phénomènes de dépendance à la discrétisation en temps et en espace, ainsi qu'à l'algorithme de résolution choisis pour ce type de calculs (voir par exemple [6]).

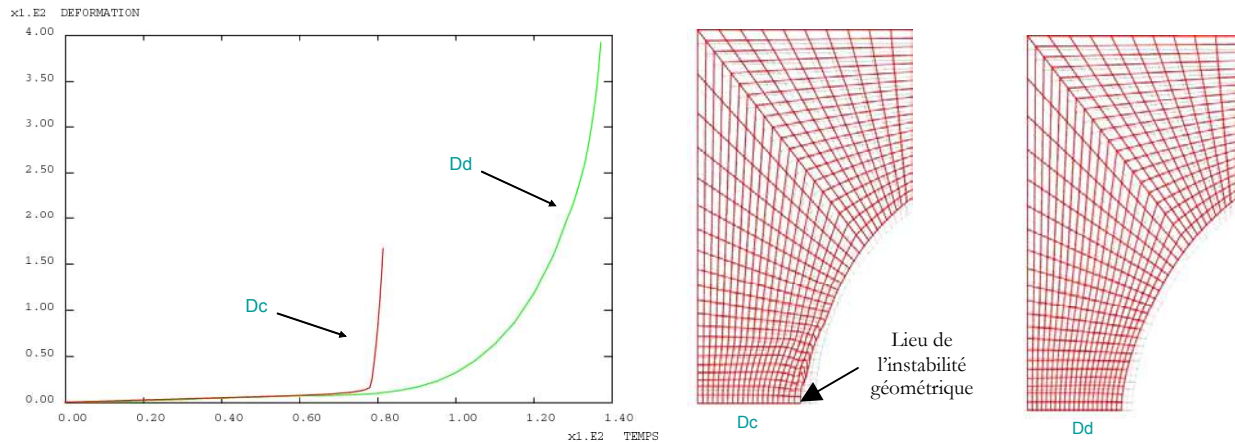


Figure 5 : Evolution de la déformation macroscopique et déformées pour les deux endommagements

6 Conclusion

La démarche présentée dans ce document s'appuie sur l'observation microscopique et macroscopique du comportement d'un matériau pour formuler un modèle élasto-viscoplastique couplé à deux modèles d'endommagement réalistes. La thermodynamique des milieux continus constitue un cadre pratique et efficace pour intégrer les différentes variables internes choisies. Le modèle développé, bien qu'écrit en contraintes, est facilement implantable dans un logiciel de calcul par éléments finis tel que CAST3M qui ne nécessite pas de calcul du module tangent local (schéma d'itération global dit de la 'contrainte initiale'). Son application aux cas de chargements multiaxiaux peut permettre de définir de nouvelles conditions d'identification des lois proposées (identification inverse, dialogue essai/calcul...). Dans ce cadre, un axe de développement fondamental réside dans l'identification du modèle lorsque les deux endommagements coexistent.

Par ailleurs, des travaux en cours visent à étendre la modélisation aux cas de chargements quelconques pouvant engendrer des rotations du repère des contraintes principales.

Remerciements

Les auteurs remercient Snecma Moteurs pour son soutien.

Références

- [1] Johnson A.E., Henderson J., 1962, "Complex-Stress, Creep, Relaxation and Fracture of Metallic Alloys", HMSO, Edinburg.
- [2] Trampczynski W.A., Hayhurst D.R., Leckie F.A., December 1981, "Creep rupture of copper and aluminium under non-proportional loading », Journal of the Mechanics and Physics of Solids, Volume 29, Issues 5-6, Pages 353-374
- [3] Murakami S., Ohno N., 1980, "A Continuum Theory of Creep and Creep Damage", 3rd IUTAM Symposium on Creep in Structures, Leicester.
- [4] Lemaitre J., Chaboche J.L., 1985, "Mécanique des Matériaux Solides" Ed. Dunod
- [5] Kachanov L.M., 1958, "Fracture Process under Creep Conditions", Izv. Akad. Nauk. SSSR. Otd. Tech. Nauk., Vol. 8.
- [6] Benallal A., 2004, "Localisation de la déformation et de l'endommagement : description, difficultés associées et améliorations." Colloque MECAMAT, Aussois.