HAL
open science

Comportement et rupture d'aciers en présence de vieillissement sous déformation

Jeanne Belotteau, Clotilde Berdin, Samuel Forest, Aurore Parrot, Claude Prioul

To cite this version:

Jeanne Belotteau, Clotilde Berdin, Samuel Forest, Aurore Parrot, Claude Prioul. Comportement et rupture d'aciers en présence de vieillissement sous déformation. CFM 2007 - 18ème Congrès Français de Mécanique, Aug 2007, Grenoble, France. hal-03362366

HAL Id: hal-03362366

https://hal.science/hal-03362366v1

Submitted on 1 Oct 2021

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.

Comportement et rupture d'aciers en présence de vieillissement sous déformation

Jeanne Belotteau[1,3], Clotilde Berdin[1], Samuel Forest[2], Aurore Parrot[3], Claude Prioul[1]

[1] LMSSMat (UMR 8579), Ecole Centrale Paris, Grande voie des Vignes, 92295 Châtenay Malabry Cedex, France.
[2] Centre des Matériaux (UMR 7633), Ecole des Mines de Paris, BP87, 91003 Evry Cedex, France.
[3] EDF R&D/MMC, Site des Renardières, 77818 Moret s/ Loing Cedex, France
Contact : jeanne.belotteau@ecp.fr

Résumé :

Les aciers au C-Mn sont sujets au phénomène de vieillissement sous déformation, qui est à l'origine de la localisation de la plasticité sous forme de bandes de Piobert-Lüders (vieillissement statique) ou d'instabilités de Portevin - Le Chatelier (vieillissement dynamique). Le matériau présente alors une sensibilité négative à la vitesse de déformation ainsi qu'une chute de la ténacité à 200 °C. Cette étude propose de prendre en compte le vieillissement statique et dynamique dans la loi de comportement, à l'aide du modèle de Mac Cormick. Les simulations par éléments finis de l'essai de traction simple permettent de reproduire les effets de localisation de la déformation de type Lüders ou Portevin – Le Chatelier (PLC) ainsi que la sensibilité négative à la vitesse de déformation. Une étude numérique des éprouvettes CT a permis de montrer l'influence du vieillissement statique et dynamique sur le développement de la plasticité en pointe de fissure.

Abstract :

C-Mn steels are subject to static and dynamic strain aging, that induce strain localizations such as Lüders bands or Portevin – Le Chatelier (PLC) instabilities. The consequences on the material behavior are the negative strain rate sensitivity and the reduction of fracture toughness at 200 °C. In this study, we take into account the strain aging through the constitutive equations proposed by Mac Cormick. FEM simulations of the tensile test show realistic effects of strain localisation of both Lüders and PLC type as well as a negative strain rate sensitivity at 200 °C. The effect of strain aging on CT specimens has also been studied. It is shown that strain aging has a noticeable influence on the plastic zone development ahead of the crack tip.

Mots-clefs : Vieillissement sous déformation ; Localisation de la déformation ; Rupture.

1 Introduction

De nombreux matériaux de structure sont sujets au phénomène de vieillissement sous déformation qui est à l'origine de la localisation de la plasticité sous forme de bandes de Piobert-Lüders (vieillissement statique) ou d'instabilités de Portevin-Le Chatelier (vieillissement dynamique). Ces phénomènes se produisent notamment dans les aciers contenant des éléments en solution solide, tels que le carbone ou l'azote, susceptibles de diffuser vers les dislocations et d'entraîner leur ancrage. Bien que l'origine physique du vieillissement sous déformation ait été largement étudiée, son influence sur la ténacité des aciers demeure discutée. Pour modéliser le comportement mécanique en présence de vieillissement sous déformation, nous avons utilisé la loi de comportement proposée par Mac Cormick. Ce modèle permet de simuler les deux états, ancrés et désancrés, des dislocations ainsi que les différents états instables intermédiaires qui dépendent fortement de la vitesse de déformation et de la température. Les paramètres du modèle ont été identifiés dans une large gamme de températures (20 à 350°C) et de vitesses de déformation (10^{-5} à 10^{-2} s^{-1}). Afin de montrer les effets du vieillissement statique et dynamique, des simulations par éléments finis de l'essai de traction ont été effectuées à 20 et à 200 °C, à l'aide du modèle de Mac Cormick ainsi identifié.

Dans la deuxième partie de cette étude, la même loi de comportement a été appliquée à la prévision du développement de la plasticité en pointe de fissure dans des éprouvettes CT.

2 Identification du comportement en présence de vieillissement sous déformation

2.1 Loi de comportement

Les phénomènes de vieillissement sous déformation résultent de la diffusion des atomes en solution solide vers les dislocations arrêtées temporairement sur des obstacles (tels que les « dislocations de la forêt ») d'après Kubin *et al* (1985). La contribution du vieillissement sur la contrainte d'écoulement peut alors être décrite par un modèle prenant en compte cette cinétique d'ancrage, tel que celui proposé par McCormick (1988). Dans cette étude, on utilise ce modèle de vieillissement, avec les modifications introduites par Zhang *et al*. (2001). Ce modèle est capable de simuler à la fois les effets de localisation de la déformation de type Lüders ou PLC. La déformation totale est la somme des déformations élastique et plastique :

$$\underset{\sim}{\varepsilon} = \underset{\sim}{\varepsilon}^e + \underset{\sim}{\varepsilon}^p$$

La loi d'écoulement associée est déduite du principe de normalité et la vitesse de déformation plastique équivalente est activée thermiquement :

$$\underset{\sim}{\varepsilon}^p = \dot{p}\frac{\partial f}{\partial \underset{\sim}{\sigma}} \; ; \; \dot{p} = \dot{\varepsilon}_0 . \exp\left(-\frac{E_a}{k_B T}\right) . \sinh\left(\frac{V_a \left\langle f\left(\underset{\sim}{\sigma}\right)\right\rangle}{k_B T}\right)$$

La fonction de charge est exprimée par la relation suivante :

$f\left(\underset{\sim}{\sigma}\right) = J_2\left(\underset{\sim}{\sigma}\right) - R_0 - R\left(p\right) - R_a\left(p, t_a\right)$, avec $\left\langle f\left(\underset{\sim}{\sigma}\right)\right\rangle = \max\left(f\left(\underset{\sim}{\sigma}\right), 0\right)$

L'écrouissage isotrope classique est défini par la relation : $R\left(p\right) = Q\left[1 - \exp\left(-bp\right)\right]$.

$R_a\left(p, t_a\right)$ est le terme de durcissement lié au vieillissement sous déformation, et est donné par :

$$R_a\left(p, t_a\right) = P_1 C_s \; ; \; avec \;\; C_s = 1 - \exp\left(-P_2 p^{\alpha} t_a^n\right)$$

t_a est une variable interne qui définit le temps de vieillissement (aging time). C_s représente de façon phénoménologique la fraction à saturation des atomes de solutés venant ancrer les dislocations temporairement arrêtées sur des obstacles (par exemple, les dislocations de type « arbres de la forêt »). C'est une variable qui augmente avec le temps d'attente. C_s =1 correspond à une situation totalement ancrée, C_s =0 correspond à une situation totalement désancrée. C_s est pondéré par la constante P_1 (MPa), qui traduit l'amplitude de l'ancrage. P_2 et α sont des constantes qui définissent la dépendance de l'ancrage à la déformation plastique cumulée p. Elles introduisent la notion de dépendance du phénomène de vieillissement vis-à-vis de l'écrouissage. L'exposant n une constante caractérisant la cinétique d'ancrage des dislocations dont la valeur est classiquement fixée à 2/3. Le processus de ségrégation des solutés autour des dislocations temporairement arrêtées, est décrit par la loi d'évolution de t_a :

$$\dot{t}_a = \frac{t_w - t_a}{t_w} \quad avec \quad t_w = \frac{\omega}{\dot{p}}$$

t_w est défini comme le temps d'attente moyen d'une dislocation devant un obstacle. ω représente l'incrément de déformation produit lorsque toutes les dislocations temporairement ancrées se décrochent de leur obstacle et atteignent l'obstacle suivant. Ici ω est une constante. t_w est inversement proportionnel à la vitesse de déformation plastique. Ainsi, une augmentation de la vitesse de déformation conduit à une diminution de t_a, donc également de C_s, ce qui entraîne une chute de la contrainte d'écoulement. Le contrôle de la cinétique de t_a offre ainsi un moyen phénoménologique pour simuler la sensibilité négative à la vitesse de déformation responsable des instabilités de type Portevin – Le Châtelier (PLC).

2.2 Modélisation de l'essai de traction à 20 °C et 200 °C

L'acier au C-Mn étudié a fait l'objet d'une caractérisation expérimentale en traction. Des essais ont été réalisés tous les 50 °C, de 25 °C à 350 °C, à deux vitesses de déformation différentes : 10^{-2} s^{-1} et 10^{-4} s^{-1}. Lors de cette campagne d'essais, il a été observé une chute de la ductilité et une sensibilité négative à la vitesse d'écoulement entre 150 et 250 °C, liées au vieillissement dynamique. Des paliers de Lüders ont également été observés à basse température, l'effet Lüders s'atténuant lorsque la température augmente. L'effet PLC a été observé de 150 à 300 °C, son apparition dépendant également de la vitesse de déformation imposée.

Le modèle de comportement avec prise en compte du vieillissement a été identifié de 20 à 350 °C. Une optimisation des paramètres a été réalisée sur la base des courbes de traction expérimentales. Un domaine de sensibilité négative de la contrainte d'écoulement à la vitesse de déformation a été identifié entre 150 et 300 °C, en accord avec les données expérimentales et la présence de l'effet PLC. L'identification en température a été validée par la simulation de l'essai de traction par la méthode des éléments finis, à l'aide du modèle de vieillissement implanté dans le code ZeBuLoN. Une éprouvette plate similaire à celle utilisée pour les essais a été modélisée en 2D en condition de contraintes planes. L'éprouvette possède une longueur utile de 36 mm et une largeur de 6 mm. On utilise un maillage régulier, avec une taille d'élément de 1 mm. Les simulations ont été réalisées à 20 °C, en présence de vieillissement statique, et à 200 °C, en présence de vieillissement dynamique, aux deux vitesses testées expérimentalement.

La figure 1 montre les courbes de traction simulées, comparées aux courbes expérimentales. A 20 °C, au début de la déformation plastique, une bande de déformation localisée apparaît sur l'éprouvette : une chute de contrainte est observée sur la courbe correspondante. Ensuite, la bande se propage sur toute la longueur utile de l'éprouvette : un plateau de contrainte est observé sur la courbe. A 200 °C, des instabilités de PLC sont observées. Pour ces simulations, les décrochements sont reliés à la présence de bandes de localisations de $\dot{p}$ sur l'éprouvette. Comme dans l'expérience, le modèle prévoit une sensibilité négative à la vitesse de déformation à 200 °C.

La comparaison entre expérience et modélisation montre que les simulations par éléments finis de l'essai de traction donnent une description réaliste des courbes contrainte – déformation expérimentales, avec une simulation satisfaisante des localisations de déformation plastique de type Lüders et PLC.

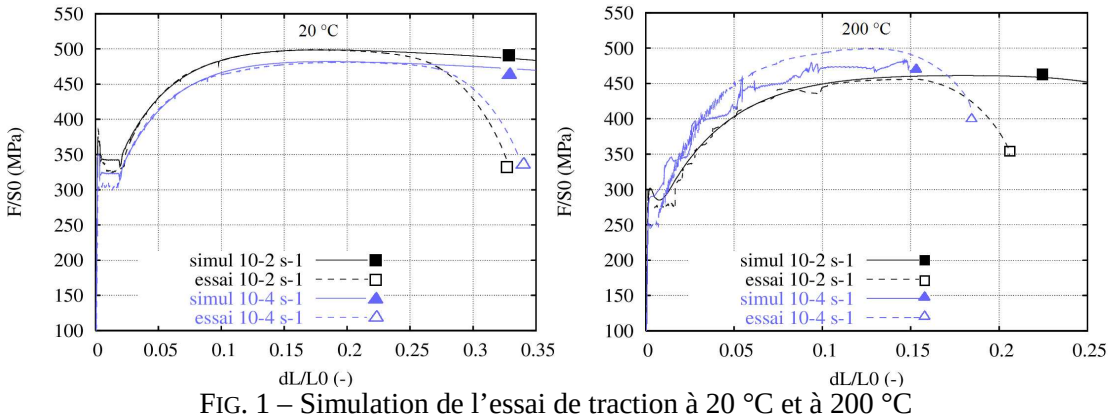

FIG. 1 – Simulation de l'essai de traction à 20 °C et à 200 °C

3 Modélisation des essais d'ouverture de fissure sur éprouvette CT

Les essais de traction sur l'acier au C-Mn étudié ont montré une sensibilité de cet acier aux phénomènes de vieillissement statique et dynamique. Des essais de déchirure sur éprouvette CT confirment la baisse de ténacité autour de 200 °C (Belotteau *et al.*, 2006). Afin d'étudier ce phénomène, le modèle avec prise en compte du vieillissement sous déformation a été utilisé pour simuler l'essai de déchirure. Nous nous limiterons ici aux champs de déformation se développant en pointe de fissure de l'éprouvette CT jusqu'au niveau d'ouverture précédant le déclenchement de la déchirure ductile. Pour cela, l'essai d'ouverture de fissure a été modélisé à 20 °C, en présence de vieillissement statique, et à 200 °C, en présence de vieillissement dynamique.

3.1 Description du modèle

L'essai de déchirure sur éprouvette CT a été modélisé en 2D à l'aide du logiciel d'éléments finis ZeBuLoN. Un maillage simplifié de l'éprouvette CT entière a été réalisé. Pour modéliser le chargement, une zone d'éléments situés au niveau de l'axe de chargement, représentant les goupilles, est définie avec un comportement purement élastique. Les dimensions de l'éprouvette sont les suivantes : largeur : 50 mm, hauteur : 60 mm, longueur de la fissure : 30 mm.

Le maillage est constitué de 10585 noeuds et 3480 éléments, avec un raffinement en pointe de fissure jusqu'à une taille de maille de 100 µm. La géométrie et le maillage sont présentés sur la figure 2. Une vitesse d'ouverture de 0,4 mm / mn est imposée au niveau des goupilles, avec un déplacement total correspondant à une ouverture de 1,5 mm. En effet, au-delà de ce niveau d'ouverture, l'expérience montre que la déchirure s'amorce et la fissure se propage. Les deux conditions, contraintes planes et déformations planes, ont été étudiées :

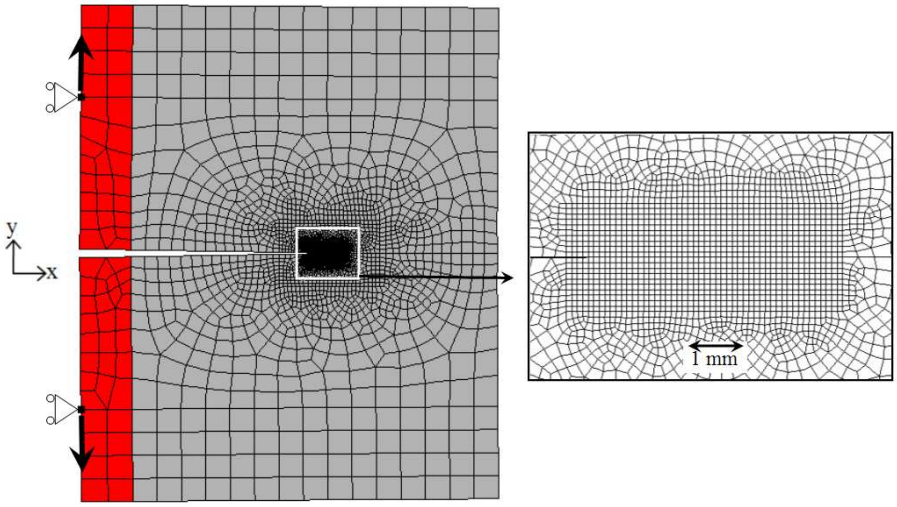

FIG. 2 – Maillage et conditions aux limites utilisés pour la modélisation de l'éprouvette CT

3.2 Vieillissement statique en pointe de fissure à 20 °C

A 20 °C, un essai de déchirure a été réalisé sur une éprouvette CT d'une épaisseur de 5 mm dont une surface a été polie. Des photographies de la zone allant de l'entaille à l'arrière de l'éprouvette ont été prises en lumière rasante, permettant de distinguer la plasticité en pointe de fissure et autour du ligament. Les résultats des simulations par éléments finis sont comparés aux observations expérimentales sur la figure 3. Les cartes de déformation plastique cumulée sont montrées pour des valeurs de p comprises entre 1% et 3%, pour 4 niveaux d'ouverture croissants, correspondant aux clichés expérimentaux, jusqu'à 1,5 mm d'ouverture (carte 4).

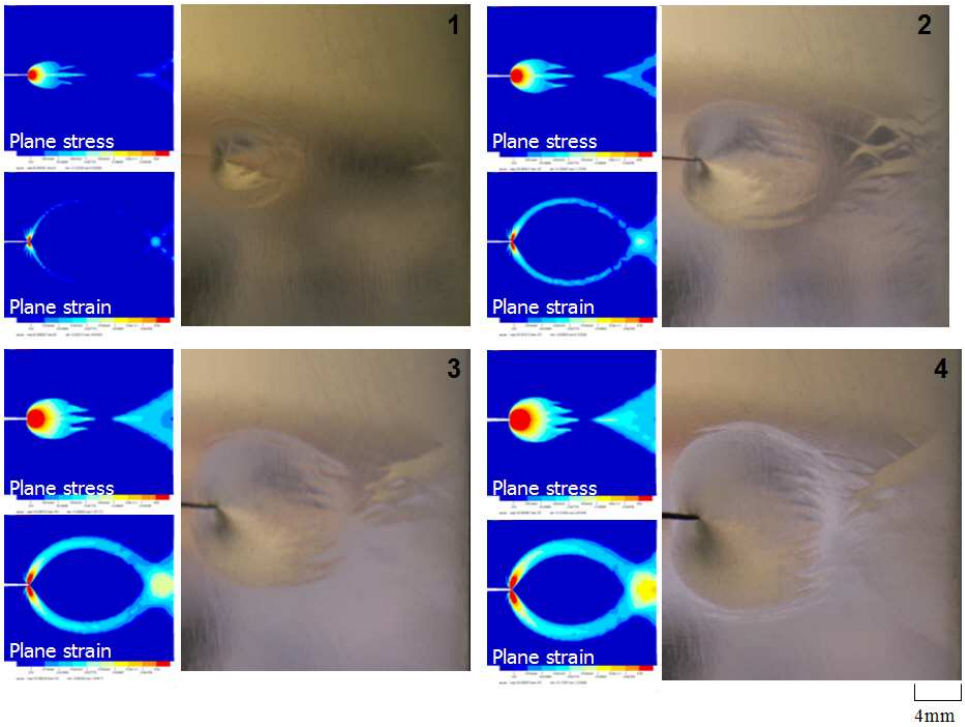

FIG. 3 – Développement de la plasticité en pointe de fissure – comparaison avec l'expérience, pour 4 niveaux d'ouverture croissants

Dans les observations expérimentales, on peut voir la naissance d'une zone de plasticité (1) en pointe de fissure accompagnée de bandes de localisations dans la zone plastique et dans un cercle autour de la zone plastique, ainsi qu'à l'arrière de l'éprouvette dans la zone en compression. L'éprouvette CT simulée en contraintes planes présente aussi une localisation de la plasticité en pointe de fissure et à l'arrière de l'éprouvette. La simulation en déformations planes montre une localisation de la déformation dans une bande formant un arc depuis la pointe de fissure jusqu'au bord. Pour une ouverture croissante, un réseau de bandes de localisations horizontales se forme à droite de la zone de plasticité en fond d'entaille ainsi qu'à l'arrière de l'éprouvette (2). La zone de plasticité liée à la compression à l'arrière de l'éprouvette forme un triangle (3). Les deux zones de plasticité tendent à se rejoindre par l'intermédiaire de petites bandes de localisation (4). Les simulations numériques en contraintes planes, avec prise en compte du vieillissement statique, montrent un très bon accord avec les localisations de déformation observées expérimentalement.

3.3 Vieillissement dynamique en pointe de fissure à 200 °C

Les simulations de l'essai de déchirure ont été également effectuées à 200°C, température à laquelle se manifeste le phénomène de vieillissement dynamique. Aucune confrontation avec des observations expérimentales n'a, dans ce cas, été effectuée. Les zones plastiques en fond d'entaille présentent un aspect classique : circulaire en contraintes planes, « en ailes de papillon » en déformations planes. En revanche, des localisations de la vitesse de déformation plastique ont été observées, ainsi que le montre la figure 4.

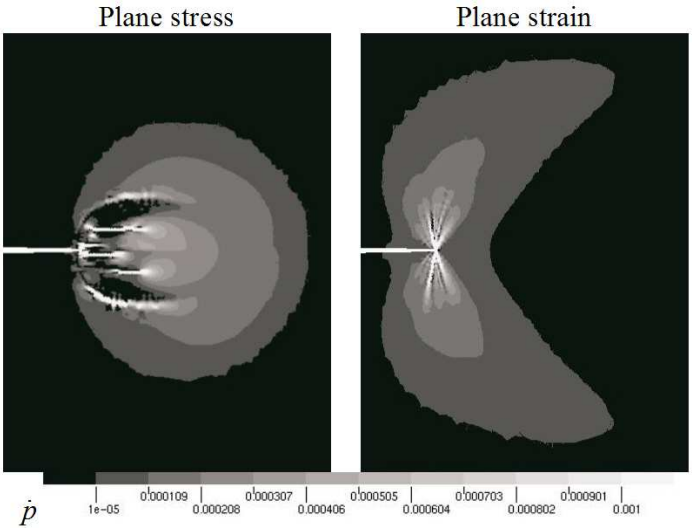

FIG. 4 – Vieillissement dynamique en pointe de fissure à 200 °C. Cartes des vitesses de déformation plastique ($\dot{p}$)

En contraintes planes les localisations forment des bandes horizontales, et en déformations planes les bandes présentent une forme d'étoile. Les bandes sont mobiles et « sautent » d'une zone à une autre. Les courbes force – ouverture associées aux simulations présentent des instabilités, en accord avec les courbes expérimentales mettant en évidence la chute de ténacité au voisinage de 200 °C.

4 Conclusions

Le modèle de MacCormick permet de prendre en compte le vieillissement sous déformation dans la loi de comportement. Dans la modélisation de l'essai de traction, les effets de localisation de la déformation de type Lüders à 20 °C et PLC à 200 °C sont correctement représentés, avec une sensibilité négative à la vitesse de déformation à 200°C conforme à l'expérience. L'application de ce modèle en pointe de fissure permet de mettre en évidence des localisations de la déformation plastique à 20°C, similaires à celles observées expérimentalement. A 200°C, les simulations révèlent la présence de localisations de la vitesse de déformation en pointe de fissure. La suite de l'étude aura pour objectif de déterminer le rôle de ces localisations sur l'endommagement en pointe de fissure à 200 °C, afin de comprendre l'influence du vieillissement dynamique sur la ténacité des aciers.

Références

Kubin LP., Estrin Y. 1985. The Portevin-Le Châtelier effect in deformation with constant strain rate, *Acta Met.* **33-3**, 397-407.

McCormick PG. 1988. Theory of flow localization due to dynamic strain aging, *Acta Met.* **36-12**, 3061-3067.

Zhang S., McCormick PG., Estrin Y. 2001. The morphology of Portevin-Le Chatelier bands: Finite element simulation for Al-Mg-Si, *Acta Mat.***49-6**, 1087-1094.

Belotteau J., Berdin C., Forest S., Parrot A., Prioul C. 2006. Influence of strain aging on ductile tearing, *Actes Euromech-Mecamat 2006, EMMC9 "Local Approach To Fracture"*, Moret-sur-Loing, 187-192.