



HAL
open science

Probabilité de rupture en fluage à haute température de l'acier 16MND5

Benoit Vereecke, François Hild, René Billardon

► **To cite this version:**

Benoit Vereecke, François Hild, René Billardon. Probabilité de rupture en fluage à haute température de l'acier 16MND5. 17e Congrès français de mécanique, 2005, Troyes, France. hal-04216343

HAL Id: hal-04216343

<https://hal.science/hal-04216343>

Submitted on 24 Sep 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.

Probabilité de rupture en fluage à haute température de l'acier 16MND5

Benoit Vereecke, François Hild & René Billardon

LMT-Cachan (ENS Cachan/CNRS UMR 8535/Université Paris 6)
61 Avenue du Président Wilson
94235 Cachan Cedex
{vereecke,hild,billardon}@lmt.ens-cachan.fr

Résumé :

Le comportement et les mécanismes d'endommagement en fluage de l'acier 16MND5 peuvent varier selon la provenance ou l'histoire thermique du matériau. Deux variables de microstructure permettent d'expliquer ces variabilités. Une loi de comportement viscoplastique couplée à deux mécanismes d'endommagement et à ces paramètres de microstructure a été développée et identifiée sur une base d'essais de fluage sur 3 nuances d'acier 16MND5. La mise en oeuvre de cette loi de comportement permet de calculer des probabilités de rupture en considérant un aléa sur le matériau ou/et un aléa sur l'histoire thermique.

Abstract :

The mechanical behaviour and the damage mechanisms of 16MND5 steels at very high temperature may vary according to its origin and the pre-heating. This variabilities may be explained by two internal variables that are representative of microstructure. A viscoplastic constitutive equation coupled to two damage evolution laws and the evolution laws for this microstructure variables has been identified for three different grade. The failure probabilities of the material have been computed considering both a random thermal loading and a random variability of the material.

Mots-clefs :

Variabilités en fluage, endommagement ductile, endommagement de fluage, taille des grains austénitiques, probabilité de rupture

1 Introduction

Cette étude se place dans le cadre général des travaux ayant pour but d'analyser la tenue mécanique des cuves de Réacteur à Eau Pressurisée en cas d'accident grave ou situations accidentelles sévères. Les scénarios envisagés s'appuient sur un accident du type Three Miles Island où une suite de dysfonctionnements provoqua la fonte du coeur du réacteur. De nombreux scénarios peuvent ainsi être envisagés provoquant autant de sollicitations thermo-mécaniques sévères différentes imposées à la cuve et donc au matériau. De plus, pour le même chargement thermo-mécanique, le comportement mécanique et en particulier la dégradation à très haute température du matériau constituant ces cuves peuvent, d'une cuve à l'autre, être très différents [1]. Envisager une analyse probabiliste de la ruine en conditions accidentelles des cuves de REP du parc français pose donc principalement deux problèmes différents : d'une part, la prise en compte des aléas liés au chargement thermo-mécanique et d'autre part la prise en compte des aléas liés au comportement du matériau. C'est ce dernier point qui fait principalement l'objet du travail présenté ci-dessous. Il a consisté à identifier des variables de microstructure judicieuses qui permettent de rendre compte de la variabilité du comportement du matériau à haute température, puis à développer une loi de comportement macroscopique viscoplastique endommagée couplée à ces variables de microstructure. La mise en oeuvre de ce modèle de comportement

permet de calculer des probabilités de rupture pour un certain type d'aléa sur le chargement ou sur le matériau.

2 Variabilités du comportement et des mécanismes d'endommagement à haute température du 16MND5

Différentes campagnes expérimentales ont montré que le comportement à haute température, i.e. en phase austénitique, de la famille d'aciers 16MND5 présente une grande variabilité. Ces différences de comportement ont été constatées lorsque la provenance de l'acier ou l'histoire thermique (au chauffage avant essai) subi par le matériau sont différentes. Ces variabilités de comportement sont illustrées sur les figures 1 et 2 au travers des résultats d'essais de fluage réalisés sur trois nuances (A, B et C).

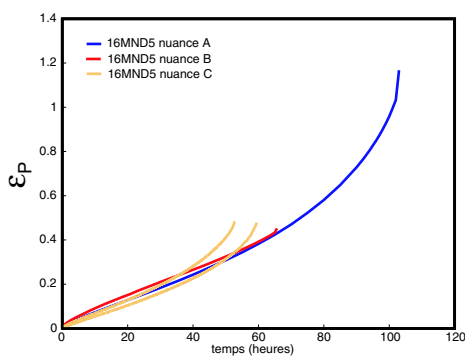


FIG. 1 – Comparaison des essais de fluage à 900°C et 13MPa.

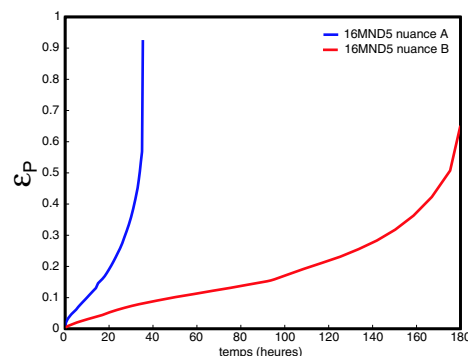


FIG. 2 – Comparaison des essais de fluage à 1100°C et 55MPa.

Les temps à rupture et les vitesses de déformation sont variables selon la nuance. De plus, des analyses post-mortem des faciès de rupture des éprouvettes de fluage montrent que les mécanismes d'endommagement principaux conduisant à la rupture peuvent être également différents. Un premier mécanisme d'endommagement ductile intragranulaire a été observé sur toutes les éprouvettes nuance A. Pour des températures de 900 et 1000°C sur la nuance B n'ayant pas subi un traitement de surchauffe, un endommagement de fluage intergranulaire a été observé conduisant à une rupture prématurée et à une fragilité relative par rapport à la nuance A.

Ces différences de comportement (vitesses de déformation) et de mécanismes d'endommagement ont pu être expliquées [2] par des tailles de grains austénitiques différentes dans les deux nuances A et B. En effet, il s'est avéré après différents traitements thermiques que la taille des grains austénitiques de la nuance A est plus grande (avec un facteur 2) que celle observée sur la nuance B. Ces différences de taille de grain courante d_g permettent d'expliquer les différences de vitesse de déformation, et sont également corrélées à l'existence de l'endommagement intergranulaire conduisant à des temps à rupture prématurés : pour les températures supérieures à 1000°C, lorsque l'endommagement intergranulaire n'est plus observé, les petites tailles de grain favorisent des vitesses de déformation plus faibles ; de même, la présence et l'évolution de l'endommagement intergranulaire est favorisée par les tailles de grains les plus petites. Certaines histoires thermiques de surchauffe permettant de supprimer l'apparition de l'endommagement intergranulaire, il apparaît naturel de contrôler dans la modélisation, l'évolution de l'endommagement intergranulaire par la taille de grain limite $d_g^{lim}(T_{max})$. Cette variable qui prend en compte l'histoire thermique et les températures de surchauffe, apparaît alors comme l'indicateur de l'état microstructural (particules de seconde phase présentes aux joints de grains et non

identifiées dans le cadre de ce travail) responsable des différences de comportement à haute température des différentes nuances de cette famille d'aciers.

Nous avons proposé et identifié le modèle de croissance de grains suivant :

$$\dot{d}_g = b_0 \cdot \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) \cdot \langle d_g^{lim}(T) - d_g \rangle \quad \text{avec} \quad d_g^{lim}(T) = d_{g0}^{lim} \cdot \exp\left(\frac{-W}{RT}\right) \quad (1)$$

où b_0 , Q , W et d_{g0}^{lim} sont des paramètres a priori dépendant de la nuance et de la température.

Ce modèle permet de rendre compte du phénomène de saturation de la taille de grain à la valeur d_g^{lim} , fonction de la nuance d'acier 16MND5. Le résultat de l'identification a montré que le seul paramètre W permet de différencier les tailles de grain austénitiques des deux nuances et donc les deux microstructures.

3 Modélisation

La loi d'évolution de la taille de grain présentée ci-dessus a été couplée à la loi de comportement développé par C. Petry [3]. L'ensemble des variables représentatives de l'état thermodynamique du matériau est constitué des variables observables, les déformations totales ϵ et la température T , des variables internes mécaniques, les déformations viscoplastiques ϵ^{vp} , la variable d'écrouissage isotrope r et les deux variables d'endommagement D_d et D_c , et enfin des deux variables de microstructure, la taille courante de grain d_g et la taille limite des grains d_g^{lim} . Nous supposons que l'endommagement ductile intragranulaire est isotrope et que l'endommagement intergranulaire de fluage est anisotrope. Le tenseur d'élasticité endommagé choisi est écrit dans le repère des contraintes principales $(\sigma_I, \sigma_{II}, \sigma_{III})$ sous la forme

$$\tilde{\mathbf{E}}^{-1}(D_c, D_d) = \frac{1}{E(1 - D_d)} \begin{bmatrix} \frac{1}{1-D_c} & -\nu & -\nu \\ -\nu & 1 & -\nu \\ -\nu & -\nu & 1 \end{bmatrix}_{\sigma_I \geq \sigma_{II} \geq \sigma_{III}} \quad (2)$$

où E et ν représentent respectivement le module d'Young et le coefficient de Poisson. L'écriture de ce modèle suppose que le repère des contraintes principales reste fixe dans le temps et que l'endommagement de fluage n'affecte que la direction de la contrainte principale maximale (σ_I). La répartition des déformations totales en déformations élastiques, déformations viscoplastiques et déformations dues à la dilatation est la suivante :

$$\epsilon = \epsilon^{elas} + \epsilon^{vp} + \epsilon^{th} = \tilde{\mathbf{E}}^{-1} : \sigma + \epsilon^{vp} + \epsilon^{th} \quad (3)$$

En faisant une hypothèse d'écrouissage additif, le domaine de réversibilité du comportement est décrit par le critère de plasticité

$$f_p = \tilde{\sigma}_{eq} - R - \sigma_Y \leq 0 \quad (4)$$

où $\tilde{\sigma}_{eq}$ représente une contrainte équivalente effective. Par souci de simplicité, cette écriture néglige un éventuel écrouissage cinématique ce qui limite a priori l'utilisation de ce modèle à des chargements quasi-monotones. L'écriture de la contrainte équivalente effective $\tilde{\sigma}_{eq}$ est basée sur un critère en énergie élastique déviatorique (ou énergie élastique de cisaillement). Appliquée au matériau non endommagé, cette hypothèse conduit au critère de Von Mises standard. Appliquée au matériau endommagé, cette hypothèse conduit à l'expression suivante :

$$\tilde{\sigma}_{eq} = \sqrt{\frac{\sigma : \tilde{\mathbf{M}} : \sigma}{(1 - D_d)(1 - D_c)}} \quad (5)$$

où \widetilde{M} est un opérateur prenant en compte l'effet anisotrope de l'endommagement de fluage. Les lois d'évolution de ϵ^{vp} et r sont classiquement déduites d'un pseudo-potential de dissipation viscoplastique, ce qui conduit aux expressions suivantes :

$$\dot{\epsilon}^{vp} = \left\langle \frac{\widetilde{\sigma}_{eq} - R - \sigma_Y}{K} \right\rangle^n \frac{\widetilde{M} : \sigma}{\widetilde{\sigma}_{eq}(1 - D_d)(1 - D_c)} \text{ et } \dot{r} = \left\langle \frac{\widetilde{\sigma}_{eq} - R - \sigma_Y}{K} \right\rangle^n \quad (6)$$

où K et n sont des paramètres matériau dépendant de la température. Inspiré de la loi de Hall-Petch pour la limite élastique σ_Y , l'écroutissage R est choisi sous la forme suivante

$$R = R_\infty (1 - e^{-br}) \left(k_1 + \frac{k_2}{(d_g)^\alpha} \right) \text{ et } \sigma_Y = \sigma_Y^0 \left(k_1 + \frac{k_2}{(d_g)^\alpha} \right) \quad (7)$$

où σ_Y^0 , R_∞ , b , k_1 , k_2 et α sont des paramètres matériau dépendant de la température. Ces deux lois dépendent de la taille courante d_g des grains austénitiques. La forme de la loi d'évolution de l'endommagement intragranulaire ductile est choisie classiquement [4] telle que

$$\dot{D}_d = \left(\frac{Y_d}{S_d} \right)^{s_d} \dot{r} H(p - p_d) \quad (8)$$

avec

$$Y_d = \frac{1}{2E(1 - D_d)^2} \left(\frac{\sigma_I^2}{1 - D_c} + \sigma_{II}^2 + \sigma_{III}^2 - 2\nu(\sigma_I\sigma_{II} + \sigma_I\sigma_{III} + \sigma_{II}\sigma_{III}) \right) \quad (9)$$

où S_d et s_d sont des paramètres matériau dépendant de la température et où $H(\cdot)$ représente la fonction de Heaviside. Un seuil d'endommagement p_d est introduit en terme de déformation plastique cumulée p . Enfin, Y_d représente le taux de restitution d'énergie par endommagement ductile. La forme de la loi d'évolution de l'endommagement intergranulaire de fluage [5] est choisi de manière suivante

$$\dot{D}_c = \left(\frac{Y_c}{S_c(d_g^{lim})} \right)^{s_c} \text{ avec } Y_c = \frac{1}{2E(1 - D_d)} \left(\frac{\sigma_I^2}{(1 - D_c)^2} \right) \quad (10)$$

où S_c et s_c sont des paramètres matériau dépendant de la température et où Y_c représente le taux de restitution d'énergie par endommagement de fluage. L'effet de la taille limite des grains d_g^{lim} (cf. paragraphe précédent) sur l'évolution de l'endommagement de fluage est introduit par le paramètre S_c .

Les différents paramètres de la loi de comportement ont été identifiés sur une base d'essais de fluage de 800 à 1300°C sur trois nuances différentes d'acier 16MND5.

4 Probabilité de rupture

Nous avons pris en compte deux sources d'aléa distinctes, une première concernant le chargement thermo-mécanique et une seconde concernant la provenance du matériau. Pour la première source d'aléa, nous avons considéré une histoire thermique aléatoire caractérisée par un maintien de 30mn à une température de surchauffe aléatoire (cf. figure 3). Pour cette première source d'aléa, le comportement du matériau est parfaitement défini et tous les paramètres matériau sont constants. Pour la seconde source d'aléa, nous avons considéré une certaine méconnaissance sur le matériau et sa provenance. Pour cette seconde source d'aléa, nous avons

supposé que le comportement du matériau était aléatoire. Or, précédemment (cf. paragraphe 2), nous avons montré que le caractère aléatoire du comportement de l'acier 16MND5 était défini par sa microstructure elle-même caractérisée par l'énergie d'activation W . Nous avons donc considéré que W était aléatoire. Le traitement de ces deux sources d'aléa est résumé sur le schéma de la figure 3.

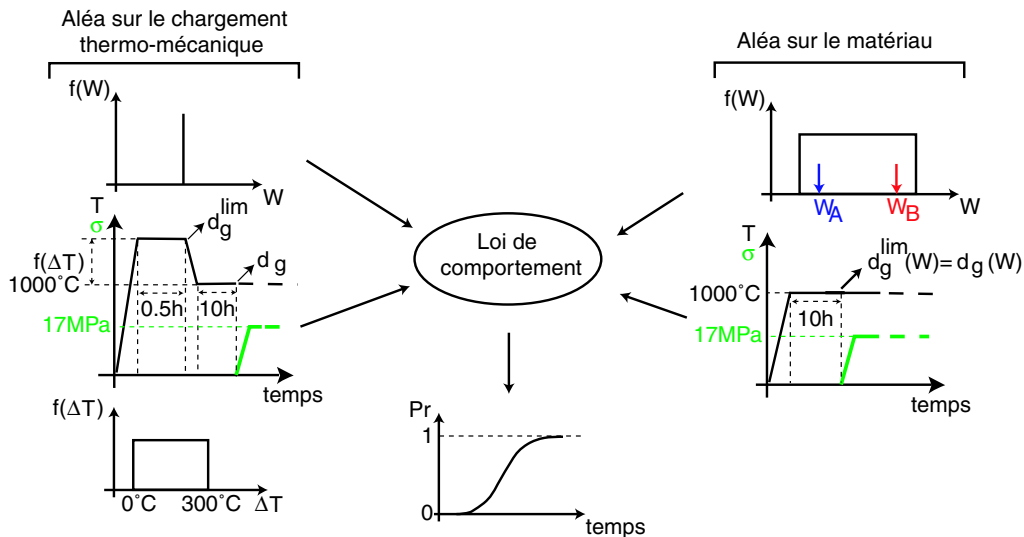


FIG. 3 – Prise en compte d'un chargement thermo-mécanique aléatoire.

Pour les deux sources d'aléa prises en compte, nous avons mis en oeuvre la même méthode pour calculer les probabilités de rupture. Nous avons procédé par tirage aléatoire en utilisant une méthode de Monte-Carlo. Cette méthode simple par tirage a été privilégiée car il n'y a pas de relation bi-univoque entre le temps à rupture et les quantités aléatoires (température de surchauffe ou énergie d'activation). Pour chaque tirage sur la quantité aléatoire, un temps à rupture est calculé par intégration de la loi de comportement. Le temps à rupture est défini comme étant le temps à partir duquel un des deux endommagements atteint une valeur critique proche de 1.0. Au final, pour N tirages aléatoires, N temps à rupture sont calculés et les N temps à rupture sont ordonnés de la manière suivante

$$t_{r1} \leq t_{r2} \leq \dots \leq t_{ri} \leq \dots \leq t_{rN-1} \leq t_{rN} \quad (11)$$

et pour chaque temps t_{ri} , la probabilité de rupture P_{ri} est estimée par $P_{ri} = \frac{i-0.5}{N}$.

Pour la première source d'aléa, en prenant une distribution uniforme de température de surchauffe entre 1000 et 1300°C, les probabilités de rupture calculées pour les nuances A et B sont représentées sur la figure 4. Nous constatons sur cette figure, qu'une température de surchauffe a un effet important sur le temps à rupture et que cet effet est différent selon la nuance. Pour la seconde source d'aléa, nous avons considéré une distribution d'énergie d'activation W uniforme. La distribution d'énergie d'activation W représentative de la famille d'acier 16MND5 n'étant connue qu'à travers deux valeurs de W pour les nuances A et B, nous avons volontairement choisi une distribution uniforme, sachant qu'utiliser une distribution plus complexe ne poserait aucune difficulté supplémentaire. Pour la distribution choisie et pour le chargement thermo-mécanique donné en figure 3, la probabilité de rupture calculée est représentée en figure 5.

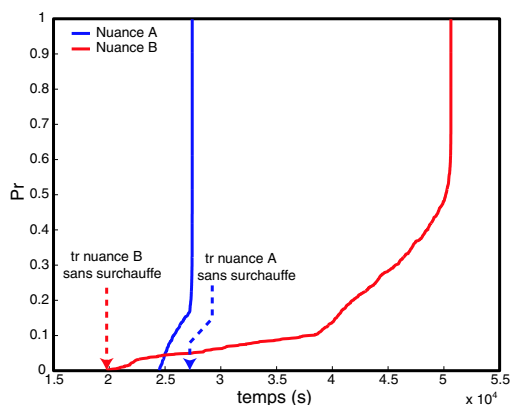


FIG. 4 – Probabilités de rupture en considérant la température de surchauffe aléatoire.

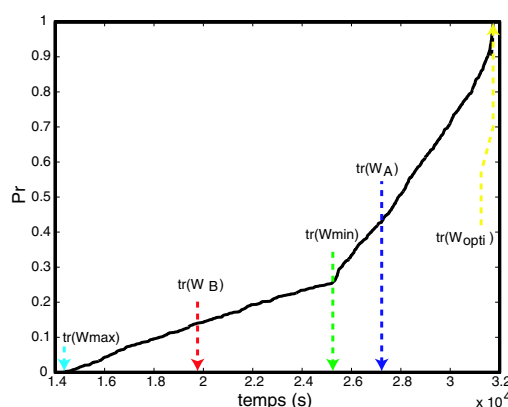


FIG. 5 – Probabilités de rupture en considérant le matériau aléatoire.

Nous constatons sur cette figure qu'il est possible de définir un matériau optimal défini par une valeur optimale de W conduisant au temps à rupture le plus important. Pour le chargement pris en compte, cette valeur W_{opti} est comprise entre W_A et W_B .

5 Conclusions

Dans ce papier, nous avons calculé des probabilités de rupture en fluage en phase austénitique de la famille d'aciers 16MND5 pour deux sources d'aléas : le chargement thermo-mécanique et le comportement du matériau. Le comportement à haute température du 16MND5 a montré de grandes variabilités selon sa provenance et son histoire thermique au chauffage avant la mise en charge. La cause microstructurale permettant d'expliquer ces différences ayant été identifiée, nous avons proposé et identifié une loi de comportement couplée à deux mécanismes d'endommagement et à une loi de croissance de la taille de grain, contrôlée par le paramètre de microstructure : l'énergie d'activation W des tailles de grain limite. La mise en oeuvre de cette loi de comportement en considérant aléatoire le matériau, autrement dit l'énergie d'activation W ou le chargement thermo-mécanique, e.g. une température de surchauffe, permet de calculer des probabilités de rupture en fluage.

Références

- [1] B. Vereecke, R. Billardon, and F. Hild. Analyse probabiliste du comportement en fluage d'un acier 16MND5 : Identification de paramètres aléatoires. *16^{ème} Congrès Français de Mécanique*, 2003.
- [2] B. Vereecke. *Une analyse probabiliste du comportement d'une famille d'aciers pour cuve de REP en cas d'accident grave*. Thèse de doctorat, Université Paris 6, 2004.
- [3] C. Petry. *Caractérisation de l'endommagement du Narloy-Z en fluage*. DEA S3M, Université Paris 6, 2003.
- [4] J. Lemaitre and J.L. Chaboche. *Mécanique des matériaux solides*. 2^{ème} édition, 1996.
- [5] L.M. Kachanov. *Introduction to continuum damage mechanics*. *Martinus Nijhoff*, 1986.