

FR 490 1761

Conférence Internationale sur le Comportement des  
matériaux métalliques et des composants des coeurs  
des réacteurs rapides.

Ajaccio, France, 5 au 7 Juin 1979  
CEA - CONF 4644

REFLEXIONS SUR LA DEFORMATION PLASTIQUE DES GAINES

BOUTARD J.L. - DUPOUY J.M.

C.E.A.

CEN/SACLAY

FRANCE

RESUME

Dans la mesure où l'allongement des gaines diffère du gonflement moyen, la déformation plastique diamétrale peut contenir, outre celle due aux gaz de fission ou à l'interaction mécanique oxyde-gaine, des contributions dues au gonflement empêché dans le sens axial ou à des phénomènes de croissance. La forte activation thermique du fluage du 316 hypereffé, contrairement à l'acier écroui, pose le problème d'une contribution au fluage en pile autre que le terme SIPA<sup>2</sup>. L'impact des mécanismes de déformation par diffusion sur les critères de décohésion au joint est finalement discuté.

INTRODUCTION

La connaissance de la déformation plastique des gaines et l'analyse des mécanismes qui en sont à l'origine est un sujet d'étude indispensable pour la prédiction des ruptures en pile.

Cette étude nécessite un bilan des déformations d'allongement, d'épaisseur et de diamètre ; ce sera l'objet de la première partie.

A partir de la comparaison des déformations plastiques des gaines des aciers hypereffé et écroui, nous discuterons dans une deuxième partie des mécanismes de fluage en pile, à chaud.

Dans une dernière partie, nous analyserons dans quelle mesure le fluage d'irradiation peut modifier les critères de décohésions intergranulaires.

DEFORMATION PLASTIQUE ET ALLONGEMENT DES GAINES

Les métrologies, mesure d'allongement et de diamètre, ainsi que les mesures de densité, ne permettent pas d'accéder à la connaissance complète du tenseur des déformations plastiques  $\epsilon^P$  dont les trois composantes s'écrivent ainsi à partir des déformations totales  $\epsilon^t$  et du gonflement  $\frac{\Delta V}{V}$  :

$$\epsilon_r^P = \epsilon_r^t - \frac{1}{3} \frac{\Delta V}{V} \quad (1)$$

$$\epsilon_\theta^P = \frac{\Delta \phi}{\phi} - \frac{1}{3} \frac{\Delta V}{V} \quad (2)$$

$$\epsilon_z^P = \epsilon_z^t - \frac{1}{3} \frac{\Delta V}{V} \quad (3)$$

En effet  $\epsilon_r^t$  donc  $\epsilon_r^P$  est inconnue ; de même seule l'intégrale  $\int_0^1 \epsilon_z^t dl = \Delta L^{\text{mes}}$

donc seule  $\int_0^1 \epsilon_z^P dz = \Delta L^{\text{mes}} - \int_0^1 \frac{1}{3} \frac{\Delta V}{V} dz$  peut être atteinte. Ainsi parmi les relations (1)(2)

(3) on ne peut quantifier localement que l'expression (2) ; et, de fait, c'est cette partie déviatrice du tenseur des déformations que l'on analyse généralement comme de la déformation plastique due à l'interaction mécanique oxyde-gaine ou à l'effet de la pression des gaz de fission.

Nous allons montrer que ce n'est pas toujours aussi simple. On a observé depuis longtemps que l'allongement des gaines est systématiquement plus faible que le tiers de l'intégrale du gonflement le long de l'aiguille.

\* Strength Induced Preferential Absorption [4]

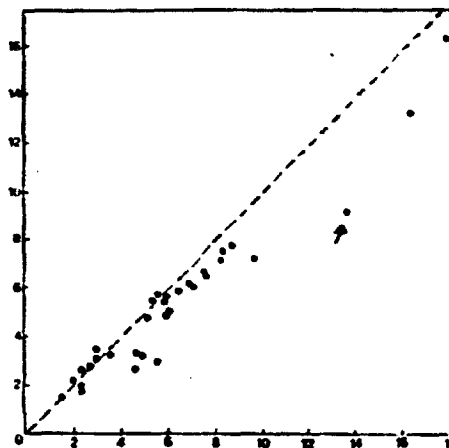


Fig. 1 - Allongement mesuré en fonction de l'allongement calculé

Sur la figure 1 a été reporté un ensemble de valeurs d'allongement mesurées sur des gaines en 316 hypertrempé en fonction de l'intégrale de  $\frac{1}{3} \int_0^1 \frac{\Delta V}{V} dz$ . On voit que l'écart peut être important.

Il est des cas, par exemple celui indiqué par une flèche, où la moyenne de la déformation plastique diamétrale est égale à la moitié de la différence  $\Delta L^{mes} - \int_0^1 \frac{\Delta V}{V} dz$  soit :

$$\int_0^1 \left( \frac{\Delta \phi}{\phi} - \frac{1}{3} \frac{\Delta V}{V} \right) dz = \frac{1}{2} \int_0^1 \left( \epsilon_z^t - \frac{1}{3} \frac{\Delta V}{V} \right) dz$$

Tout se passe donc comme si, pour cette aiguille à très faible pression de gaz de fission, le gonflement empêché dans le sens axial s'était produit sous forme d'une augmentation de diamètre et que celle-ci était égale à celle de l'épaisseur. On peut, en effet, montrer que dans le cas d'un tube sans pression interne et bloqué axialement, la déformation plastique se répartit également sur le diamètre et l'épaisseur.

Trois explications peuvent être avancées :

Tout d'abord, LEMOINE, GUERIN et BOUTARD [1] ont montré qu'en l'absence de tout effort appliqué, la déformation diamétrale d'une gaine n'est pas nécessairement égale à  $\int_0^1 \frac{1}{3} \frac{\Delta V}{V} dz$  lorsque gonflement et vitesse de fluage varient avec la température. Il y a alors variation de la vitesse de fluage et du gonflement dans l'épaisseur de la gaine et l'on trouve des déformations plastiques de diamètre extérieur et longitudinales qui sont de l'ordre de 5 % de la déformation du gonflement moyen. C'est un terme correctif relativement faible.

Une deuxième explication possible fait appel à une anisotropie du gonflement c'est-à-dire à des phénomènes de croissance. Les mesures de déformation d'échantillons tubulaires sans pression ont parfois donné des résultats qui n'étaient pas en accord avec le gonflement isotrope. Il s'agit toujours de variations assez faibles : il n'y a pas eu cependant, jusqu'à présent, d'étude systématique suffisante et l'on ne peut pas éliminer cette cause possible.

Une troisième raison peut être trouvée dans l'interaction entre le fil et la gaine comme cela est évoqué par ROUSSEAU et coll. [2]. Le fil étant écroui, gonfle en effet moins que la gaine et il s'en suit une tension dans le fil. Chaque section de la gaine se trouve alors soumise à un système de forces qu'on peut réduire à un moment fléchissant et un effort normal. Le premier crée la flexion hélicoïdale de l'aiguille [2], le second crée une contrainte  $\sigma_z^f$  de compression. Le tenseur des contraintes n'est donc plus exactement celui d'un tube cylindrique mince sous pression mais s'écrit :

$$\bar{\sigma} = \begin{pmatrix} 0 & & & \\ & \frac{PR}{e} & & \\ & & & \\ & & \frac{PR}{2e} + \sigma_z^f & \end{pmatrix}$$

La déformation diamétrale contient alors, outre le terme dû à la pression, un terme positif du même ordre de grandeur que le premier dans l'hérix.

Il nous semble donc nécessaire de mesurer plus systématiquement l'allongement des gaines. Quoique cette mesure soit insuffisante, il faudrait en effet pouvoir mesurer l'épaisseur ainsi que l'allongement local et non pas seulement son intégrale, elle permet d'apprécier l'importance des phénomènes d'augmentation de diamètre dus aux causes mentionnées ci-dessus avant de se préoccuper de l'interprétation des déformations plastiques diamétrales, surtout si on souhaite en faire une analyse quantitative.

Dans de nombreux cas cependant, l'écart d'allongement est faible et l'on peut valablement raisonner, en premier ordre, sur la différence  $\frac{\Delta\phi}{\phi} - \frac{1}{3} \frac{\Delta V}{V}$ .

#### MECANISMES DE FLUAGE EN PILE

C'est ce qu'a fait MARBACH et coll. [3] dans son analyse de la déformation plastique des gaines. Il a été amené à conclure que la déformation plastique est due exclusivement à la pression des gaz de fission et pour rendre compte des déformations observées, il est arrivé à supposer que le fluage sous irradiation de l'acier hypere trempé est fortement activé thermiquement. Ceci pose la question de la nature des mécanismes de fluage se produisant sous le flux neutronique.

Cette question n'est pas académique car la nature des mécanismes de déformation influe certainement fortement sur les possibilités de rupture de la gaine qui est l'évènement auquel on s'intéresse en fin de compte et que l'on cherche à prédire. La variation de la vitesse de fluage en fonction de la température est un des éléments qui pourrait nous éclairer sur les mécanismes de déformation.

La vitesse de fluage des gaines en acier écroui, déduite de la même manière que pour les gaines en acier hypere trempé en supposant la seule contrainte des gaz de fission, ne semble pas, par contre, évoluer avec la température mais paraît sensiblement constante. C'est là ce qu'on attendrait du fluage d'irradiation gouverné par un mécanisme de type SIPA [4].

Si tel est bien le mécanisme effectif sur l'acier écroui il se superpose, pour l'acier hypere trempé, un autre mécanisme de fluage en pile qui est, lui, thermiquement activé.

Il semble que l'on puisse envisager, au moins, deux possibilités.

La première est l'existence d'une accélération du fluage thermique par le flux ou de l'apparition d'un mécanisme autre que le SIPA [4] tel que le "climb glide" proposé par GITTUS [5] par exemple. La prédiction de l'activation thermique n'est pas toujours très claire dans les modèles. Un des facteurs qui pourrait apporter un élément de choix est la dépendance en contrainte de la vitesse du fluage. Malheureusement les expériences paramétriques de fluage en pile dans le domaine de température aux alentours de 600 °C sont insuffisantes. C'est là un domaine important de l'expérimentation à venir et l'on ne peut, aujourd'hui, que faire des conjectures.

De toutes façons, il faudrait également expliquer pourquoi un tel mécanisme ne se produit pas pour l'acier écroui.

La deuxième piste de réflexion a été déjà proposée par HOFMAN et coll. [6]. Elle repose sur la possibilité, confirmée par certaines expériences, d'une accélération du fluage en pile lors de l'évolution structurale du matériau, de même que la vitesse de gonflement.

Cela provient-il d'un couplage entre la vitesse de gonflement et la vitesse de fluage ou d'un effet séparé sur les deux types de mécanismes ? La question est à la limite peu essentielle.

La discussion précédente montre la grande quantité de connaissances que nous devons encore acquérir pour bien définir les mécanismes de déformation plastique en pile dans le domaine des hautes températures. Si ce travail a un aspect fondamental, il présente aussi un intérêt technologique certain ; en effet, la nature des mécanismes de déformation conditionne pour une bonne part les mécanismes de rupture à chaud.

#### MECANISMES D'ENDOMMAGEMENT PAR FLUAGE EN PILE

En fluage biaxé hors pile, les élongations uniformes obtenues sur tronçon de gaines en 316 hypere trempé, sont fonction décroissante de la dose reçue et deviennent très inférieures aux quantités analogues mesurées sur matériau non-irradié [7]. Ce fait bien connu indique donc que l'acier irradié présente des joints de grain fragilisés.

Plusieurs modifications structurales peuvent expliquer au moins qualitativement cette fragilisation. La précipitation intergranulaire permet en effet la multiplication des sites de décohé sion aux interfaces matrice-précipités ; la ségrégation d'impuretés comme l'hélium peut faire baisser l'énergie de surface [8] et donc la contrainte d'initiation de fissure dans un mécanisme de ZENER-STROH [9].

La détérioration des propriétés mécaniques de la gaine décrite ci-dessus a conduit à limiter la déformation de fluage thermique en pile en faisant implicitement l'hypothèse que la faible ductilité du matériau irradié subsiste en pile. Cette approche s'est avérée bonne pour garantir la non-rupture des gaines. Des faits expérimentaux nouveaux semblent cependant indiquer que cette hypothèse ne correspond pas à la réalité physique.

Les résultats des tubes pressurisés ont montré que les déformations atteintes sans rupture en pile étaient beaucoup plus importantes que celle mesurée hors pile sur matériau irradié [10]. De même de nombreuses gaines de FORTISSIMO ont atteint des déformations plastiques très importantes sans rupture ; la figure 2 compare les élongations de fluage biaxé à 650 °C obtenues hors pile sur matériau irradié à un exemple caractéristique de déformation plastique des gaines de FORTISSIMO. Ces résultats mettent en évidence le caractère super-plastique du fluage en pile. De plus, un grand nombre d'aiguilles combustibles irradiées dans EBR II ont dépassé la limite fixée à la part du fluage thermique sans qu'apparaissent de ruptures [11]. Ainsi se trouve posé le problème de savoir si les mécanismes d'endommagement par fluage à chaud sous flux sont les mêmes que hors pile.

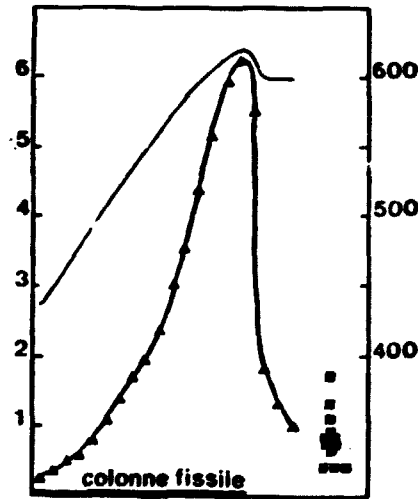


Fig. 2 - Comparaison de la déformation plastique acquise en pile ( $\frac{\Delta\phi}{3V} - \frac{1}{3V}$ ) (triangles) avec les élongations uniaxiales (carrés) mesurées hors pile en fluage biaxé à 650 °C. La courbe (—) représente le profil de température en pile.

Hors pile, le dommage naît dans les sites de glissement empêché car le grain ne se déforme pas assez pour que la déformation reste compatible. Cette situation existe dans le domaine basse contrainte car la sensibilité à la contrainte des mécanismes de déformation du grain est plus grande que celle de la déformation due au glissement au joint. La figure 3a illustre cette situation.

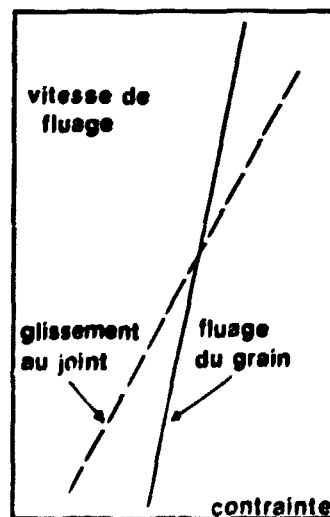


Fig. 3a - Comparaison hors pile, de la vitesse de déformation due au glissement au joint et due au fluage du grain.

En pile si on suppose que le fluage thermique reste identique à ce qu'il était hors pile et que le seul mécanisme nouveau est le fluage d'irradiation de type diffusion (S.I.P.A.) le domaine basse contrainte sera dominé par les mécanismes de diffusion. Ces derniers peuvent relaxer les concentrations de contrainte en dessous de la limite élastique et permettre un ajustement entre les déformations dues au glissement intergranulaire et celles dues au grain [12] ; la figure 3b donne une illustration qualitative de ce phénomène. La condition de contrainte limite de fissuration [9] est ainsi difficile à réaliser et la germination des fissures devient difficile en pile dans le domaine des basses contraintes là où elle est au contraire très facile hors pile. Les faibles ductilités mesurées hors pile permettraient donc de révéler une structure fragilisée par l'irradiation car le processus de diffusion du fluage d'irradiation n'existe plus.

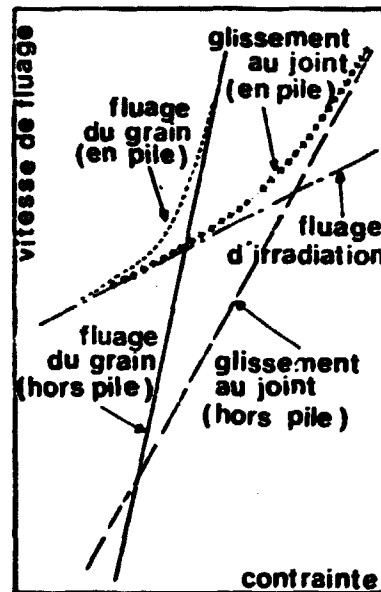


Fig. 3b - Comparaison en pile de la vitesse de déformation due au glissement au joint et due au fluage du grain

Le raisonnement ci-dessus est évidemment schématique :

. Il ne tient pas compte d'une possible augmentation du fluage de glissement par l'irradiation [5] [13]. Nous avons vu plus haut qu'un tel phénomène pouvait expliquer la différence de comportement entre le 316 hypertempé et le 316 écroui. Il est assez difficile, dans l'état actuel de nos connaissances, de savoir quel est le pouvoir endommageant de cette contribution ; on peut cependant raisonnablement penser que tout mécanisme qui permet une déformation plastique importante du grain doit diminuer la possibilité de décohesion au joint.

. Il ne tient pas compte de l'évolution possible des vitesses de déformation dues au grain et au glissement intergranulaire à cause de l'évolution structurale du matériau sous irradiation.

. Il ne tient pas compte non plus de l'abaissement de la contrainte de fissuration due à la présence d'hélium au joint, ni de la multiplication des sites possibles de fissuration (précipitation intergranulaire).

Il permet néanmoins de montrer que l'endommagement de la gaine est un compromis entre des processus importants de diffusion qui rendent difficiles la naissance des décohésions et une fragilisation du joint due à l'irradiation ; les résultats expérimentaux montrent de plus que ce compromis semble se faire en faveur des processus de diffusion.

REFERENCES

- [1] P. LEMOINE - Y. GUERIN et J.L. BOUTARD - à paraître
- [2] J. ROUSSEAU - J.L. BOUTARD et P. LEMOINE - cette conférence
- [3] G. MARBACH - P. MILLET et P. BLANCHARD - cette conférence
- [4] P.T. HEALD and M.V. SPEIGHT - Phil. Mag. 29 (1974) - 1075
- [5] J.H. GITTUS - Phil. Mag. 25 (1978) - 345
- [6] G.L. HOFMAN - J. TRUFFERT et J.M. DUPOUY - J. Nucl. Mat. 65 (1977) - 200
- [7] J.M. DUPOUY - J. ERLER et R. HUILLERY - International Conference on Radiation Effects in Breeder Reactor Structural Materials - SCOTTSDALE (USA) - juin 1977 - Edited by M.L. Bleiberg and J.W. Bennett - P. 83
- [8] M.L. GROSSBECK - J.O. STIEGLER et J.J. HOLMES - International Conference on Radiation Effects in Breeder Reactor Structural Materials - SCOTTSDALE (USA) - juin 1977 - Edited by M.L. Bleiberg and J.W. Bennett - p. 95
- [9] A.N. STROH - Advances in Physics 6 (1957) 419
- [10] E.R. GILBERT et B.A. CHIN - ANS Transactions 28 (1978) 141
- [11] R.M. VIJUK, D.S. DUTT et J.D. STEPHEN - International Conference on Fast Breeder Reactor Fuel Performance - MONTEREY (USA) - mars 1978
- [12] R. RAJ et M.F. ASHBY - Met. Trans. 2 (1971) 1113
- [13] L.K. MANSUR - ORNL/TM-6443 - Dist. Category UC-25