



**DEMANDE D'AUTORISATION N°
EN VUE D'UNE PUBLICATION OU D'UNE COMMUNICATION**

Direction : DTA/CEREM
Centre : SACLAY
Réf émetteur : DECM/SRMA/SMPX/REP/95-43 le 13/03/95

NG n° 316

NECM 1662

Titre original document : Influence de la température sur l'anisotropie plastique du Zircaloy-4.

Titre traduit en anglais : Influence of temperature on the Zircaloy-4 plastic anisotropy.

Titre traduit en français :

ABS 5271N, FR 9, 2269

AUTEURS	AFFILIATION (1)	DEPT/SERV/SECT	VISA (d'un des auteurs)	DATE de Signature
R. Limon J.L. Béchade S. Lehmann R. Maury A. Saniak J.P. Mardon	CEA CEA CEA CEA CEA FRAMATOME <i>FR 95</i>	DECM/SRMA/SMPX DECM/SRMA/SMPX DECM/SRMA/SMPX DECM/SRMA/SMPX DECM/SRMA/SMPX	<i>gls 963</i>	

Nature du document (2) :

PERIODIQUE
 CONF/CONGRES
 POSTER
 RAPPORT
 THESE
 COURS
 MEMOIRE DE STAGE
 Chapitre d'
 OUVRAGE

Pièces jointes :
 RESUME
 TEXTE

**CONGRES
CONFERENCE**

Nom : ZIRCONIUM 95 Journées d'Etudes "Propriétés-microstructures"
 Ville : Saclay/INSTN Pays : France Date du : 25/04 au 26/04/95
 Organisateur : SF2M, CEA/CEREM, Pôle FIRTECH

PERIODIQUE

Titre :
 Comité de lecture : oui non

DOMAINES :

0	3	0	6
0	3	0	8
0	4	0	3

OUVRAGE

Titre :
 Editeur :

LANGUE : Française

**THESE
MEMOIRE DE STAGE
COURS**

Université / Etablissement-d'enseignement :

N° EPAC : 5 6 2 3

SUPPORT : Disquette Papier

MOTS-CLES : Tubes de gainage, Zy-4, plasticité, anisotropie, texture, systèmes de glissement.

Les visas portés ci-dessous attestent que la qualité scientifique et technique de la publication proposée a été vérifiée et que la présente publication ne divulgue pas d'information brevetable, commercialement utilisable ou classée.

	SIGLE	NOM	DATE	VISA	OBSERVATIONS	REF
SPIN						
COORDONNATEUR FILIERE REP	DRN/P	M. Micaut	20/3/95	<i>[Signature]</i>	Accord	
CHEF DE SERVICE	SRMA	J.P. Vigouroux	16/3	<i>[Signature]</i>		
CHEF DE DEPARTEMENT	DECM	R. Babinet	22/3/95	<i>[Signature]</i>		

Date limite d'envoi du résumé : 14/10/94

Date limite d'envoi du texte : 15/03/95

Date limite d'envoi du poster : .../.../...

Destinataires :

Les correspondants publication des départements se chargent de transmettre à l'INSTN/MIST/CIRST (Saclay) copies des demandes d'autorisation de publication, du résumé et du texte définitif.

Copie : INSTN/MIST/CIRST - DTA - CEREM - DECM/Dir - CORRESPONDANT DECM/FAR - SERVICE -

(1) Entité d'appartenance de l'auteur. Ex. : CEA, CNRS, INSERM ...

(2) Cocher la case correspondante

ne

ZIRCONIUM 95

Journées d'Etudes "Propriétés-Microstructures"

INSTN Saclay, 25 et 26 Avril 95

Influence de la température sur l'anisotropie plastique du Zircaloy-4

R. Limon¹, J.L. Béchade¹, S. Lehmann¹, R. Maury¹, A. Soniak¹
J.P. Mardon²

Tél. : 69-08-22-68

Fax. : 69-08-71-30

¹ CEA. Centre d'Etudes de Saclay, DTA/DECM/SRMA, 91191 Gif-sur-Yvette Cedex

² FRAMATOME. Combustible Nucléaire. Direction Conception et Vente
69456 Lyon Cedex 06

1. INTRODUCTION

Afin d'améliorer la modélisation du comportement des crayons combustibles des Réacteurs à Eau sous Pression, et précisément de leurs tubes de gainage, FRAMATOME et le CEA ont entrepris en commun un important programme d'étude des propriétés mécaniques du Zircaloy-4. Il comprend en particulier l'étude de la plasticité entre 20 et 400°C. Ce matériau n'étant pas isotrope du fait de la maille cristalline hexagonale du zirconium et de la texture présentée par les tubes de gainage, son anisotropie plastique a été mesurée. On présente ici les résultats obtenus pour les gaines en Zircaloy-4 détendu et recristallisé avant irradiation et on recherche les systèmes de déformation susceptibles d'expliquer l'anisotropie observée.

2. MODELE DE PLASTICITE ET PRINCIPE DE LA DETERMINATION DES COEFFICIENTS D'ANISOTROPIE PLASTIQUE

2.1. Modèle considéré

On suppose que le matériau est orthotrope de directions principales : radiale r , circonférentielle θ et axiale z , et qu'il vérifie le modèle de Hill [1]. Dans le cas où les directions principales des contraintes sont confondues avec celles d'orthotropie, la contrainte équivalente s'écrit :

$$\sigma^* = \sqrt{H_r (\sigma_\theta - \sigma_z)^2 + H_\theta (\sigma_z - \sigma_r)^2 + H_z (\sigma_r - \sigma_\theta)^2}$$

σ_r , σ_θ et σ_z étant les trois contraintes principales.

Les déformations plastiques ε_i pour les trois directions principales vérifient le principe de normalité :

$$d\varepsilon_i = \frac{\partial \sigma^*}{\partial \sigma_i} d\varepsilon^*$$

La contrainte équivalente σ^* et la déformation équivalente ε^* étant définies à un facteur multiplicatif près, on fixe σ^* égale à σ_z pour un essai de traction axiale soit $H_r + H_\theta = 1$. Il suffit donc de déterminer les deux coefficients H_r et H_z .

2.2. Détermination des coefficients

Le coefficient H_r est égal au rapport N_t défini de la façon suivante en fonction des déformations plastiques axiale ε_z et circonférentielle ε_θ , moyennes dans l'épaisseur du tube, déterminées au cours d'un essai en sollicitation axiale : $N_t = - \frac{d\varepsilon_\theta}{d\varepsilon_z}$, soit en moyenne : $N_t = - \varepsilon_\theta / \varepsilon_z$.

Pour un essai en contraintes de pression sur un tube bouché à au moins une extrémité, le rapport déterminé est : $N_p = - \frac{d\varepsilon_z}{d\varepsilon_\theta}$, soit en moyenne : $N_p = - \varepsilon_z / \varepsilon_\theta$.

Dans ce type d'essai, les valeurs moyennes des contraintes vérifiant la relation :

$$\sigma_r + \sigma_\theta = 2 \sigma_z$$

on peut montrer que :
$$N_p = \frac{2 H_r - 1}{2 H_z + H_r}$$

La mesure de N_p ne permet pas en général de déterminer le coefficient H_z avec une précision satisfaisante, notamment si H_r est voisin de 0,5, cette relation n'est donc pas utilisée pour déterminer un coefficient mais pour vérifier le modèle de Hill.

Le coefficient H_z vérifie la relation suivante :

$$H_z = (1 - H_r) N_{pt}$$

avec le rapport N_{pt} défini par : $N_{pt} = \frac{d\varepsilon_\theta}{d\varepsilon_z}$, soit en moyenne : $N_{pt} = \varepsilon_\theta / \varepsilon_z$,

en fonction des déformations dans un essai où les contraintes axiale et circonférentielle moyennes sont égales. Un tel état de contrainte est obtenu en combinant une différence de pressions interne p_i et externe p_e , engendrant des contraintes moyennes vérifiant :

$$\sigma_\theta - \sigma_r = (p_i - p_e) \frac{D_m}{2e}$$

et une force axiale F_z telle que : $F_z/S = (\sigma_\theta - \sigma_r)/2$, D_m , e et S étant le diamètre moyen, l'épaisseur et la section du tube.

Pour les trois types d'essai, la déformation axiale est uniforme dans l'épaisseur en partie médiane du tube donc sa valeur moyenne est égale à la valeur mesurée sur la surface extérieure. Ce n'est pas le cas de la déformation circonférentielle mais on peut montrer que sa valeur moyenne vérifie la relation suivante :

$$\varepsilon_\theta = \ln \left(1 + \frac{\Delta D_e}{D_0} \right) \quad \text{avec : } D_0 = D_{m0} + Q_1 e_0 \quad \text{et} \quad Q_1 = \frac{d\varepsilon_r}{d\varepsilon_\theta}$$

D_{m0} , e_0 et ΔD_e étant respectivement le diamètre moyen initial, l'épaisseur initiale et la variation du diamètre extérieur du tube. Compte-tenu de l'invariance du volume pour les déformations plastiques, Q_1 est lié simplement au rapport N_t , N_p ou N_{pt} recherché pour chaque type d'essai. Pour un matériau isotrope, il vaudrait 1 en sollicitation axiale, - 1 en contraintes de pression et - 2 si $\sigma_\theta = \sigma_z$. Ici, Q_1 et N_t , N_p ou N_{pt} sont déterminés par approximations successives.

En fait, on ne réalise l'essai combiné que pour du fluage. Dans le cas de la plasticité instantanée, soit pour des essais d'écroutissage rapide, le coefficient H_z est déterminé à partir des contraintes mesurées en traction et en pression interne. Pour cela, on considère le rapport : $C = S_{tr}(\epsilon)/S_{pi}(\epsilon)$. $S_{tr}(\epsilon)$ représente la contrainte axiale moyenne correspondant à une déformation plastique axiale égale à ϵ dans un essai de traction et $S_{pi}(\epsilon)$ la différence des contraintes circonférentielle et radiale moyennes correspondant à une déformation plastique circonférentielle moyenne égale à ϵ dans un essai en pression interne. Alors H_z vérifie la relation suivante avec C , H_r et le coefficient d'écroutissage n :

$$H_z = C^2 \left[\frac{\frac{H_r}{2} + H_z}{\sqrt{\frac{1}{4} + H_z}} \right]^{-2n} - \frac{1}{4}$$

H_z est calculé par approximations successives, il dépend peu de H_r et n .

Les coefficients de Hill sont ainsi déterminés à partir de deux types d'essais : traction et pression interne pour l'écroutissage, traction et traction-pression interne combinées pour le fluage. Dans les deux cas, l'essai en pression interne renseigne ensuite sur la validité du modèle de Hill.

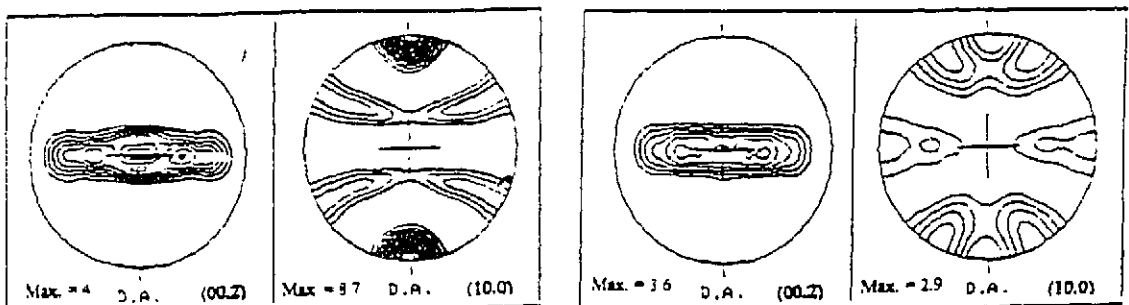
3. CONDITIONS EXPERIMENTALES

3.1. Matériau

Les tubes de gainage considérés sont en Zircaloy-4 dont la teneur en étain se situe dans le bas de la spécification (standard actuel). La composition massique moyenne pour les présents tubes détendus et recristallisés est (en %) : Sn : 1,32, Fe : 0,21, Cr : 0,10, O : 0,134.

Le diamètre extérieur et l'épaisseur de ces tubes sont 9,5 et 0,57 mm.

La texture cristallographique a été déterminée par diffraction des rayons X selon la méthode des figures de pôles directes. Celles relatives aux plans de base et prismatiques (recalculées à partir de la Fonction de Distribution des Orientations Cristallines ajustée sur 4 familles de plans) sont présentées sur la figure 1. Les deux orientations principales moyennes de la normale aux plans de base (00.2) sont situées dans le plan perpendiculaire à l'axe du tube à $\pm 45^\circ$ de la direction radiale pour les tubes détendus et à $\pm 30^\circ$ pour les tubes recristallisés. Le Zircaloy-4 détendu présente une orientation préférentielle marquée des normales aux plans prismatiques (10.0) suivant l'axe du tube. A l'état recristallisé, la densité de ces normales présente quatre maximums situés à 30° de l'axe du tube.



Tube détendu

Tube recristallisé

Niveaux : 1 à 8.5 par pas de 0.5

Figure 1 : Figures de pôles des tubes en Zy-4 étudiés.

3.2. Conditions d'essai

Les essais d'écroutissage en traction sont réalisés sur des tronçons de tube équipés à chaque extrémité d'un embout serrant et d'une pièce intérieure de renfort ajustée. La contrainte et la déformation plastique sont déduites de la force exercée et du déplacement de la traverse de la machine qui sont mesurés en continu. Les essais d'écroutissage en pression interne sont réalisés sur des tronçons de tube bouchés à une extrémité et raccordés par l'autre à une machine imposant une pression par de l'huile. La différence de pression $p_i - p_e$ est mesurée en continu ainsi que la variation du diamètre extérieur du tube en moyenne pour deux directions perpendiculaires dans son plan médian. Les essais de fluage sont réalisés sur des tronçons de tube aux extrémités desquels sont soudés des bouchons. Dans le cas du fluage en traction ou en sollicitations combinées, la force est appliquée à l'aide de poids et d'un levier. Pour les essais en pression interne ou en sollicitations combinées, l'un des bouchons est en fait un queusot permettant d'enfermer une quantité d'argon à une pression correspondant à la contrainte souhaitée. Les valeurs initiales du diamètre extérieur et l'épaisseur de chaque tronçon de tube sont mesurées sur un banc de métrologie par laser, leurs incertitudes sont respectivement de l'ordre de 2 et 4 μm .

Les déformations plastiques circonférentielles et axiales servant à déterminer N_t , N_p ou N_{pt} sont calculées à partir des mesures directes avant et après essai du diamètre extérieur du tube (sur le banc précédent) et de sa longueur. Celle-ci est mesurée entre empreintes de microdureté, imprimées ± 25 ou ± 20 mm du milieu du tube, sur un banc optique avec une incertitude estimée à 5 μm . Pour un essai de fluage, les déformations plastiques sont aussi déterminées à des instants intermédiaires.

Les essais d'écroutissage en traction et en pression interne ont été réalisés à vitesse de déformation imposée, de $2,5 \cdot 10^{-4} \text{s}^{-1}$ dans la majorité des cas. A cette vitesse, on a étudié l'état détendu à 20, 100, 200, 300, 350 et 400°C, et l'état recristallisé à 20 et 350°C seulement. N_t a été déterminé pour une à quatre déformations plastiques, selon la température, choisies parmi 0,01, 0,02 et 0,04, à l'état détendu, ou 0,01, 0,02, 0,04, 0,08, à l'état recristallisé. N_p a été déterminé, à toute température, pour une déformation de 0,01 pour les deux états, et aussi pour 0,02 à l'état recristallisé. Pour l'état détendu, on a aussi réalisé des essais aux vitesses de $1 \cdot 10^{-3}$ et $2,5 \cdot 10^{-5} \text{s}^{-1}$, jusqu'à une déformation de 0,01, à 350 et 400°C. Les valeurs de C et n servant à calculer H_2 ont été déterminées pour chaque condition aux déformations de 0,001, 0,002, 0,005 et, pour certains cas, 0,01.

Les essais de fluage ont été réalisés à 350°C pour des durées de 1000 à 5000 h. Le niveau de contrainte a été fixé à : 260 MPa pour l'état détendu et 150 MPa pour l'état recristallisé en traction, et à 180 MPa ($\sigma_\theta - \sigma_r$) pour les deux états en pression interne comme en traction-pression interne combinées.

4. RESULTATS OBTENUS

4.1. Coefficient de Hill H_r

H_r obtenu par les essais d'écroutissage apparaît indépendant de la déformation, pour les cas où cela a été vérifié : 20 et 350°C, et aussi 100°C pour l'état détendu, à la vitesse de $2,5 \cdot 10^{-4} \text{s}^{-1}$. Pour l'état détendu (Dt), H_r est pratiquement constant entre 20 et 300°C puis paraît diminuer entre 300 et 400°C sauf à la plus grande vitesse de déformation (figure 2). Pour l'état recristallisé (Rx), sa valeur à 350°C ne paraît que légèrement supérieure à celle à 20°C.

En fluage à 350°C, H_r présente une valeur constante sur la durée des essais soit jusqu'à une déformation axiale de fluage de 0,01 ou 0,035 respectivement pour les états détendu et recristallisé. H_r vaut 0,371 pour le premier et 0,667 pour le second.

Pour le Zircaloy-4 détendu, H_r est donc nettement différent pour les essais d'écroutissage et de fluage mais l'évolution à chaud constatée dans le premier cas se fait dans le sens de la valeur relative au fluage. Pour le Zircaloy-4 recristallisé, H_r est presque le même pour ces deux modes de sollicitation.

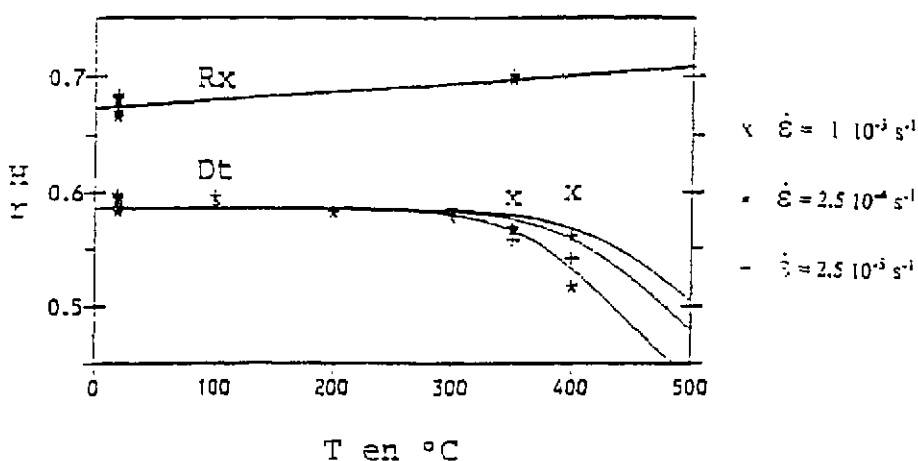


Figure 2 : Coefficient de Hill H_r en fonction de la température et de la vitesse de déformation.

4.2. Coefficient de Hill H_z

H_z obtenu par les essais d'écroutissage n'évolue pas de façon notable en fonction de la déformation sauf pour l'état recristallisé à 20°C où il paraît croître avec celle-ci. A l'état détendu, H_z croît modérément en fonction de la température entre 20 et 300°C puis de façon plus rapide entre 300 et 400°C, cette accélération étant d'autant plus marquée que la vitesse de déformation est petite (figure 3). A l'état recristallisé, la valeur moyenne de H_z est plus petite à 20°C qu'à 350°C, mais on peut penser que cette différence est liée au palier de plasticité à 20°C car la valeur de H_z à cette température calculée pour la déformation de 0.01 située en fin de palier, est pratiquement égale à celle à 350°C.

En fluage, le rapport N_{pl} présente une valeur, de 6.44 ou de 1.16 pour les états respectifs détendu et recristallisé, constante sur la durée des essais soit jusqu'à une déformation axiale de fluage de 0.003 dans le premier cas et 0.015 dans le second. H_z vaut donc 4.05 pour le Zircaloy-4 détendu et 0.388 pour le Zircaloy-4 recristallisé.

Pour chaque état métallurgique, la valeur de H_z est donc différente pour les essais d'écroutissage et de fluage, mais cette différence est beaucoup plus importante à l'état détendu.

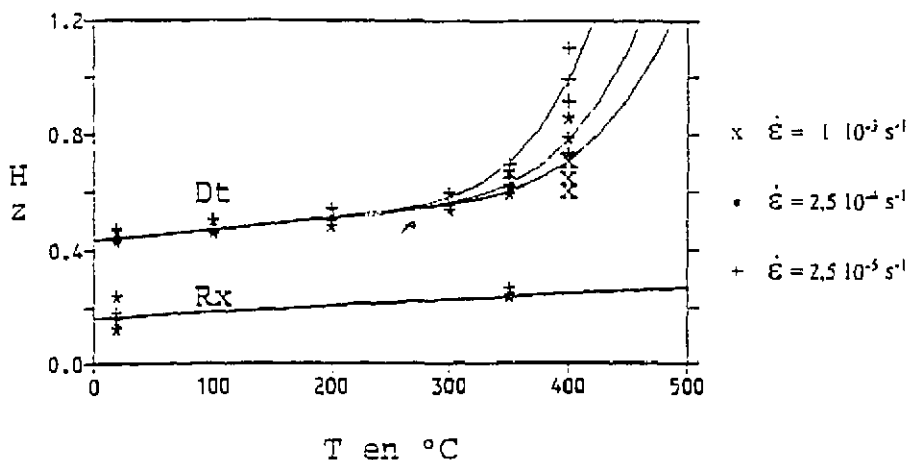


Figure 3 : Coefficient de Hill H_z en fonction de la température et de la vitesse de déformation.

4.3. Rapport N_p et vérification du modèle de Hill

Pour les essais d'écroutissage, N_p semble légèrement croissant avec la déformation mais cela reste à confirmer. Excepté pour le Zircaloy-4 recristallisé à 20°C, la différence entre les valeurs mesurées de N_p (figure 4) et celles qu'on peut calculer en fonction de H_r et H_z est nettement inférieure aux incertitudes. Le modèle de Hill paraît donc valable pour les conditions considérées sauf dans un cas, celui où apparaît un palier de plasticité.

En fluage à 350°C, N_p présente une valeur constante sur la durée des essais soit jusqu'à une déformation circonférentielle de fluage de 0,025 ou 0,035 respectivement pour les états détendu et recristallisé. Il vaut -0,019 pour le premier et 0,187 pour le second. Ces valeurs sont en bon accord avec celles calculées à partir de H_r et H_z , le critère de Hill paraît valable aussi en fluage.

Pour l'état détendu, N_p en écroutissage est pratiquement indépendant de la température entre 20 et 300°C et au-delà il tend vers la valeur obtenue en fluage de façon d'autant plus marquée que la vitesse de déformation est petite. La faible valeur de N_p est due à un comportement peu anisotrope en écroutissage rapide ou à une très grande valeur de H_z , donc une forte anisotropie, pour le fluage. Pour l'état recristallisé N_p semble augmenter légèrement entre 20 et 350°C, ce qui l'éloigne de sa valeur en fluage.

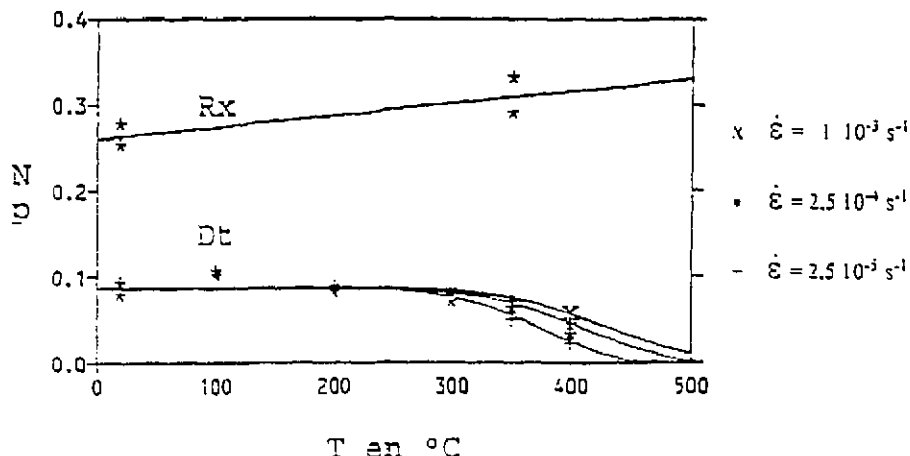


Figure 4 : Rapport N_p en pression interne en fonction de la température et de la vitesse de déformation.

4.4. Discussion

4.4.1. Partition de la déformation

On admet que la déformation plastique totale se décompose en une part dite plastique instantanée (indice p) et une part de fluage (indice f). Alors, si N vérifie la relation : $N = a \epsilon_j / \epsilon_i + b$ avec les déformations principales dans les directions i et j pour un état de contraintes donné, a et b étant les mêmes constantes pour les deux types de déformation, on montre facilement que :

$$N = \frac{N_{pl} + N_{fl} h}{1 + h} \quad \text{avec} \quad h = \frac{\epsilon_{if}}{\epsilon_{ip}} \quad (1)$$

Cette formule s'applique à $H_r = N_t$, N_p et H_z/H_r puisqu'ils sont égaux respectivement à $-\epsilon_\theta/\epsilon_z$, $-\epsilon_z/\epsilon_\theta$ et $-\epsilon_\theta/\epsilon_z - 1$ pour les essais de traction axiale, en pression interne et de traction circonférentielle.

4.4.2. Cas du Zircaloy-4 détendu

Pour le Zircaloy-4 détendu, la variation relative de H_z étant nettement supérieure à celle de H_r dans le domaine considéré, on admet que la formule (1) est applicable pour H_z . On a ajusté les résultats des essais d'écroutissage avec ce type de formule en supposant que les coefficients d'anisotropie relatifs au fluage et à la plasticité instantanée sont des constantes sauf pour H_{zpl} qui a été supposé fonction linéaire de la température. A partir des valeurs obtenues en fluage à 350°C : $H_{rfl} = 0,371$, $H_{zfl} = 4,052$ et $N_{pfl} = -0,019$, on obtient pour la plasticité instantanée, en fonction de la température en K :

$$H_{rpl} = 0,585 \quad H_{zpl} = 0,329 + 3,85 \cdot 10^{-4} T \quad N_{ppl} = 0,087$$

avec un rapport de déformations "fluage sur plastique instantanée" vérifiant, en fonction de la température et de la vitesse de déformation $\dot{\epsilon}$:

$$h = \alpha \dot{\epsilon}^{-0,35} \exp(-10000/T) \quad (2)$$

α valant 22300 pour H_r , 9200 pour H_z et 100400 pour N_p .

La proportion de fluage plus importante en pression interne qu'en traction paraît normale compte-tenu de la très forte valeur de H_z pour le fluage. Toutefois la part de fluage dans les essais d'écroutissage calculée avec la formule (2) est très inférieure à celle déduite des déformations correspondant à une même contrainte aux différentes vitesses (facteur compris entre 4 et 20 pour $\dot{\epsilon} = 2,5 \cdot 10^{-3} s^{-1}$). Une explication probable serait que les coefficients d'anisotropie de fluage varient en fonction du domaine de contraintes (possibilité évoquée dans [2]) et qu'ils se rapprochent de ceux relatifs à la plasticité instantanée au niveau atteint au cours des essais d'écroutissage.

4.4.3. Cas du Zircaloy-4 recristallisé

Le fait que les coefficients d'anisotropie en écroutissage évoluent peu avec la température pour cet état métallurgique semble pouvoir s'expliquer par un faible fluage lié au niveau de contrainte nettement moins élevé que pour le détendu à même déformation plastique totale. Pour H_r , il y a néanmoins le fait qu'il soit peu différent pour la plasticité instantanée et le fluage. Pour cet état, les coefficients relatifs à la plasticité instantanée peuvent être formulés de la façon suivante :

$$H_{rpl} = 0,654 + 7,0 \cdot 10^{-5} T \quad H_{zpl} = 0,103 + 2,17 \cdot 10^{-4} T$$

5. Analyse des systèmes de déformation

5.1. Principe

Il est admis que la déformation plastique par glissement dans un plan et une direction donnés se produit lorsque la valeur absolue de la contrainte de cisaillement τ devient égale à une valeur limite τ_c . τ s'exprime de la façon suivante en fonction des contraintes σ_{ij} dans une base orthonormée quelconque B et des composantes dans cette base, n_i et b_j , des vecteurs unitaires \mathbf{n} , normal au plan de glissement, et \mathbf{b} , parallèle à la direction de glissement :

$$\tau = \sum_{ij} n_i b_j \sigma_{ij} = \sum_{ij} n_i b_j \sigma'_{ij}$$

en notant, pour k fixé, $\sigma'_{ii} = \sigma_{ii} - \sigma_{kk}$ et $\sigma'_{ij} = \sigma_{ij}$ pour $i \neq j$. Alors en posant $\sigma'_{ij} = \sigma_{ij} f_s$ on obtient la loi de Schmid et Boas [3] généralisée à un état de contraintes quelconque. f_s étant le facteur de Schmid :

$$\tau = \sigma f_s \quad \text{avec} \quad f_s = \sum_j n_i b_j s_{ij}$$

Dans la base B, les déformations dues au glissement γ vérifient :

$$\varepsilon_{ij} = (n_i b_j + b_i n_j) \frac{\gamma}{2} \quad \text{donc} \quad \frac{\varepsilon_{ij}}{\varepsilon_{ii}} = \frac{n_j b_i}{n_i b_i}$$

Ici la base B considérée est la base principale (r, θ , z) donc, en choisissant $k = r$ et en assimilant les contraintes locales aux contraintes macroscopiques, l'expression de f_s se réduit à :

$$f_s = n_\theta b_\theta s_{\theta\theta} + n_z b_z s_{zz}$$

On a fixé $s_{ii} = 1$ pour la direction principale i de plus grande contrainte puis on a calculé f_s et le rapport $\varepsilon_{zz}/\varepsilon_{\theta\theta}$ pour ($s_{\theta\theta}, s_{zz}$) égal à : (0,1) (traction axiale), (1,1) ($\sigma_\theta = \sigma_z$), $(1, \frac{1}{2})$ (pression interne) ou (1,0) (traction circonférentielle).

On a considéré les systèmes de glissement basaux <a>, prismatiques de 1ère espèce <a>, pyramidaux de 1ère espèce <a> et <c + a> et de 2ème espèce <c + a>. La texture a été schématisée par la prise en compte uniquement des deux orientations principales (cf 3.1.).

5.2. Résultats obtenus

Les valeurs calculées du facteur de Schmid et du rapport $\varepsilon_{zz}/\varepsilon_{\theta\theta}$ sont rassemblées dans le tableau 1 pour la ou les deux orientations de chaque système de glissement correspondant au facteur de Schmid maximal dans chaque cas.

Tableau 1 : Rapports de déformation et facteurs de Schmid des différents systèmes de glissement.

Système de glissement	Traction // z		$\sigma_r = \sigma_\theta$		Pression interne		Traction // θ	
	$\frac{\varepsilon_{zz}}{\varepsilon_{\theta\theta}}$	f Sch.	$\frac{\varepsilon_{zz}}{\varepsilon_{\theta\theta}}$	f Sch.	$\frac{\varepsilon_{zz}}{\varepsilon_{\theta\theta}}$	f Sch.	$\frac{\varepsilon_{zz}}{\varepsilon_{\theta\theta}}$	f Sch.
Etat détendu								
Basal	0	0	0	0.5	0	0.5	0	0.5
Prismatique	-2	0.43	-2	0.22	-2	0	-2	0.22
Pyramidal 1ère espèce <a>	-5.4 -1.2	0.38 0.38	-3.4	0.31	0	0.24	-1.2	0.31
Pyramidal 1ère espèce <c + a>	-1.5 -2.9	0.4 0.4	1.3	0.36	1.3 -0.56	0.26 0.26	-0.56	0.36
Pyramidal 2nde espèce <c + a>	-5.6 -1.2	0.34 0.34	-5.6	0.28	0	0.22	-1.2	0.28
Etat recristallisé								
Basal	0	0	0	0.37	0	0.37	0	0.37
Prismatique	-1.33	0.43	-1.33	0.11	-1.33	0.11	-1.33	0.32
Pyramidal 1ère espèce <a>	-3.6 -0.82	0.38 0.38	-3.6	0.27	-0.82	0.27	-0.82	0.46
Pyramidal 1ère espèce <c + a>	6.7 -1.5	0.4 0.4	6.7	0.46	0	0.43	0	0.43
Pyramidal 2nde espèce <c + a>	-4	0.45	0.37	0.42	0.37	0.36	0.37	0.3

En traction axiale, le glissement prismatique présente le facteur de Schmid le plus élevé (Dt) ou presque (Rx) et comme il est le plus facile, selon de nombreux auteurs, il est certainement activé. Le rapport $\epsilon_z/\epsilon_\theta$ calculé pour ce système est proche de celui mesuré ($-1/Nt$) pour les essais d'écroutissage : $-1,7$ (Dt) ou $-1,5$ (Rx), toutefois la légère différence fait supposer l'activation d'un glissement pyramidal. Le glissement pyramidal $1 \langle c + a \rangle$ permettrait d'expliquer que le rapport pour le fluage soit égal à $-2,7$ pour Dt et à $-1,5$ pour Rx mais pour cela il faudrait que celui des deux plans qui convient dans chaque cas soit le seul à présenter le facteur de Schmid maximal.

Si $\sigma_\theta = \sigma_z$, il faut du glissement pyramidal $1 \langle c + a \rangle$ pour expliquer les rapports $\epsilon_z/\epsilon_\theta$ calculés à partir des coefficients de Hill pour la plasticité instantanée : $> 0,7$ (Dt) et $> 1,3$ (Rx) mais, son rapport étant trop grand, un autre système est actif : vraisemblablement le prismatique (le plus facile). En fluage, le rapport mesuré ($1/Np$) valant $0,16$ (Dt) ou $0,86$ (Rx), un nouveau système intervient vraisemblablement.

En traction circonférentielle, le glissement pyramidal $1 \langle c + a \rangle$ permet d'expliquer la valeur de $\epsilon_z/\epsilon_\theta$ en plasticité instantanée calculée (à 20°C) à partir des coefficients de Hill soit seul : $-0,57$ (Dt), soit avec le glissement prismatique : $-0,80$ (Rx). Pour Rx, il ne faut pas exclure a priori le glissement pyramidal $1 \langle a \rangle$ qui présente le facteur de Schmid le plus élevé et un rapport de $-0,82$. La valeur calculée de $\epsilon_z/\epsilon_\theta$ en fluage pour le détendu : $-0,08$ ne peut s'expliquer que par l'activation du glissement basal qui présente d'ailleurs la valeur maximale de f_s . Pour Rx la valeur de $-0,63$ en fluage peut s'expliquer de la même façon ou avec une part plus grande de pyramidal $1 \langle c + a \rangle$ qu'en écroutissage.

En pression interne, la valeur mesurée de $\epsilon_z/\epsilon_\theta$ ($-Np$) pour le détendu peut s'expliquer par le glissement pyramidal pour l'écroutissage ($-0,09$) et par le glissement basal pour le fluage ($0,02$) car il paraît peu anisotrope dans le premier cas et fortement dans le second. Pour le recristallisé, le rapport d'environ $-0,3$ pour la plasticité instantanée peut s'expliquer par les glissements prismatique et pyramidal $1 \langle c + a \rangle$, et celui de $-0,19$ pour le fluage indique une part plus grande du second ou l'activation du basal. Des essais de fluage en pression interne sur le recristallisé, à 350 et 380°C , montrent d'ailleurs que le rapport $\epsilon_z/\epsilon_\theta$ se rapproche de 0 lorsque la contrainte diminue et qu'il en est très proche lorsque celle-ci est de l'ordre de 80 MPa.

On vient donc de montrer que l'anisotropie plastique du Zircaloy-4 dans les états détendu et recristallisé ne peut s'expliquer par des glissements de dislocations que si, non seulement le glissement prismatique, mais aussi le glissement pyramidal de lère espèce $\langle c + a \rangle$ et le glissement basal, et peut-être d'autres dans certains cas, peuvent être actifs. Le pyramidal doit être activé à froid mais paraît plus actif à chaud. Le basal intervient à chaud pour des déformations lentes lorsque son facteur de Schmid est élevé. Dans cette hypothèse, on pourrait comprendre que le Zircaloy-4 détendu est moins résistant que le recristallisé en fluage en pression interne à basse contrainte, car le basal dominerait, alors qu'à forte contrainte ou en écroutissage c'est l'inverse car le pyramidal $1 \langle c + a \rangle$ et le prismatique interviendraient alors plus pour le recristallisé (facteurs de Schmid supérieurs et écroutissage préexistant inférieur). En traction axiale, les facteurs de Schmid étant tous voisins pour les deux états métallurgiques, il paraît normal que le détendu, plus écroui, soit plus résistant (au moins pour des déformations rapides).

Il faut cependant noter, du point de vue expérimental, que cette étude est fondée sur un nombre limité d'états de contraintes puis, du point de vue théorique, qu'elle prend en compte la texture de façon simplifiée et que les contraintes locales dans les grains ont été assimilées aux contraintes macroscopiques. Au demeurant, le glissement pyramidal a déjà été observé en traction en direction travers de tôles [4]. Pour le glissement basal, Adams et al. [5] avaient aussi expliqué le comportement en fluage du Zircaloy-4 détendu par son existence qu'ils ont justifié, non par la texture, mais par l'écroutissage du prismatique lors du laminage à froid subi antérieurement. Il faut cependant noter qu'une autre explication de ce comportement, fondée sur la forme des grains, a été proposée [6].

6. CONCLUSION

Les coefficients d'anisotropie plastique du Zircaloy-4, dans les états détendu et recristallisé, ont été déterminés à partir d'essais d'écroutissage en traction et en pression interne, entre 20 et 400°C, et d'essais de fluage à 350°C pour ces deux types de sollicitation seules ou combinées. Ces essais ont été interprétés à partir du modèle de Hill et de formules précises des contraintes et déformations moyennes pour chaque cas.

Les coefficients d'anisotropie obtenus en écroutissage n'évoluent pas ou que modérément avec la température, sauf pour l'état détendu au-dessus de 300°C. Ils sont différents de ceux obtenus en fluage, sauf pour H_T à l'état recristallisé ; l'état détendu apparaît plus isotrope que le précédent pour la plasticité instantanée mais beaucoup plus anisotrope pour le fluage. Au-dessus de 300°C, l'évolution rapide, et plus sensible à basse vitesse, des coefficients d'anisotropie en écroutissage pour le Zircaloy-4 détendu est corrélée à l'apparition du fluage. Toutefois, elle ne se fait pas au prorata des déformations plastiques instantanée et de fluage et cela pourrait s'expliquer par des coefficients d'anisotropie de fluage variables avec le niveau de contrainte.

L'anisotropie observée pour chaque état métallurgique peut s'expliquer par la texture et l'activation, selon le cas, des glissements prismatique, pyramidal de 1ère espèce $\langle c + a \rangle$ ou basal. Le pyramidal serait actif à froid et plus à chaud. Le glissement basal interviendrait à chaud pour des déformations lentes lorsque son facteur de Schmid est élevé. Il faut cependant noter qu'on n'a pas considéré l'influence de l'écroutissage ni d'autres modes possibles de déformation que le glissement de dislocations et que la représentation de la texture utilisée est simplifiée.

Références

- [1] R. Hill, The Mathematical Theory of Plasticity (Oxford Engineering Science Series, 1960).
- [2] K.L. Murty, B.L. Adams, Material Science and Engineering, 70 (1985) 169-180.
- [3] E. Schmid, W. Boas, Kristallplastizität, Springer Berlin (1965).
- [4] C. Pujol, Thèse de doctorat, ENSM Paris (1994).
- [5] B.L. Adams, K.L. Murty, Material Science and Engineering, 70 (1985) 181-190.
- [6] K.L. Murty et al. Acta Metall. Mater, Vol.42 n°11 (1994) 3653-3661.