Frottement intérieur hautes températures d'un aluminium de haute pureté

C. Esnouf, M. Gabbay, Gilbert Fantozzi

► To cite this version:

C. Esnouf, M. Gabbay, Gilbert Fantozzi. Frottement intérieur hautes températures d'un aluminium de haute pureté. Journal de Physique Lettres, 1977, 38 (20), pp.401-403. 10.1051/jphyslet:019770038020040100 . jpa-00231406

HAL Id: jpa-00231406

<https://hal.science/jpa-00231406>

Submitted on 1 Jan 1977

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.

Classification
Physics Abstracts
62.40

FROTTEMENT INTÉRIEUR HAUTES TEMPÉRATURES D'UN ALUMINIUM DE HAUTE PURETÉ

C. ESNOUF, M. GABBAY et G. FANTOZZI

I.N.S.A. de Lyon, Groupe d'Etudes de Métallurgie Physique et de Physique des Matériaux (*),
Bâtiment 502, 20, avenue A.-Einstein, 69621 Villeurbanne Cedex, France

(Reçu le 20 juin 1977, accepté le 14 septembre 1977)

Résumé. — Nous avons mis en évidence dans un aluminium polycristallin de haute pureté (6 N) un pic de frottement intérieur situé vers $0,5 T_F$ (T_F = température de fusion en K) dont l'intensité est importante ($\delta_{\max}$ est de l'ordre de 0,1) et dont la position est sensible à l'amplitude de déformation de mesure. Ce pic, très stable lors des recuits, peut être assimilé au pic P_1 observé par Woïrgard et attribué au glissement des dislocations contrôlé par la montée des crans.

Abstract. — We have observed in high purity (6 N) polycrystalline aluminium an internal friction peak situated around $0.5 T_F$ (T_F = melting point K). The peak height is large ($\delta_{\max}$ is about 0.1) and its temperature is sensitive to the vibration amplitude. This peak, very stable during annealing, is similar to the P_1 peak observed by Woïrgard and can be attributed to the dislocation glide controlled by jog climbing.

1. **Introduction.** — Les pics de frottement intérieur attribués à la relaxation des joints de grains ont donné lieu à un nombre important de travaux [1]. Dans le cas de l'aluminium, Ke [2] observa pour la première fois un pic de frottement intérieur vers 280 °C pour une fréquence de 1 Hz, ce pic étant absent dans le cas d'un échantillon monocristallin. L'énergie d'activation de ce pic est comprise entre l'énergie d'activation pour l'autodiffusion intergranulaire H_G et celle pour l'autodiffusion en volume H_v (de l'ordre de 1,4 eV). Récemment, Woïrgard [3] a montré que le spectre de frottement intérieur hautes températures de l'aluminium pouvait être décomposé en 3 pics distincts qui apparaissent aussi bien sur monocristaux que sur polycristaux : les pics P_1 , P_2 et P_3 , le pic P_1 ayant une énergie d'activation voisine de $0,75 H_v$, les pics P_2 et P_3 une énergie d'activation proche de H_v .

Dans le cas des polycristaux, le pic P_2 prédomine et masque les pics P_1 et P_3 (on observe alors *le pic de Ke*).

Le fait que la relaxation apparaisse aussi bien dans les monocristaux que dans les polycristaux indique que cette relaxation n'est pas spécifique des joints de grains mais doit être plutôt reliée à la montée des dislocations (Woïrgard [3, 4]).

Les expériences de Woïrgard ayant été réalisées sur des matériaux de pureté nominale 5 N, il nous a

semblé intéressant d'étudier le comportement d'un aluminium de haute pureté (6 N). De plus, il nous a paru important d'étudier l'influence de l'amplitude de vibration sur les caractéristiques des pics, le frottement intérieur étant attribué au mouvement des dislocations.

2. **Résultats expérimentaux.** — Les mesures ont été effectuées sur des échantillons polycristallins recuits 2 h à 500 K après un double laminage (taille des grains ≈ 1 mm). Ces échantillons présentent une texture [110] et [311].

La figure 1 montre l'évolution avec la température de recuit du spectre de frottement intérieur et de la période de vibration pour une amplitude de vibration maximale $\varepsilon_m = 2 \times 10^{-5}$ d'une éprouvette déformée de 1, 2 %.

On observe vers 400 K un pic de frottement intérieur (ainsi que l'anomalie de module associée au pic) ; ce pic se développe par recuit entre 400 K et 500 K (courbes 1, 2, 3, 4 Fig. 1). Le rapport $Q^{-1} \max \frac{\Delta M}{M}$ est de l'ordre de 0,2 au lieu de 0,5 pour un pic de Debye [1]. ($Q^{-1} \max = \delta_{\max}/\pi$ est la hauteur du pic ⁽¹⁾ et $\Delta M/M$ l'anomalie de module

(¹) La hauteur et la température du pic sont mesurées en soustrayant le fond continu d'allure exponentielle obtenu en prolongeant la partie haute température du spectre de frottement intérieur [3].

(*) Equipe de Recherche Associée au C.N.R.S. n° 463.

FIG. 1. — Spectre de frottement intérieur et période de vibration d'un échantillon d'aluminium 6 N déformé par torsion de 1,2 % : courbe 1 après déformation ; 2 après recuit à 340 K ; 3, 383 K ; 4, 420 K ; 5, 470 K.

[Internal friction spectrum and period of oscillation for 6 NAl sample coldworked in torsion to 1.2 % : curve 1, after coldwork ; 2, after annealing at 340 K ; 3, 383 K ; 4, 420 K ; 5, 470 K.

associée au pic.) Le pic observé est donc beaucoup plus large qu'un pic de Debye : cet élargissement peut être représenté par le paramètre $\alpha = 2,8$, avec :

$$\alpha = \frac{\Delta_{\alpha}(1/T)}{\Delta(1/T)}$$

$\Delta_{\alpha}(1/T)$ = largeur à mi-hauteur réelle du pic,
 $\Delta(1/T)$ = largeur d'un pic de Debye.

Ce pic est ensuite très stable, il se développe même légèrement après recuit à 740 K (Fig. 2). On note seulement un déplacement de la température du pic vers les basses températures après recuit à 740 K.

L'effet de l'amplitude de vibration de mesure ε_m sur le spectre de frottement intérieur est indiqué par la figure 3. On observe que le pic se déplace vers les basses températures quand ε_m croît : la température du maximum (fond non soustrait) évolue de 446 K pour $\varepsilon_m = 3,6 \times 10^{-6}$ (courbe 1) à 408 K pour $\varepsilon_m = 2 \times 10^{-5}$ (courbe 3).

Nous avons déterminé les paramètres d'activation du pic pour une amplitude de vibration $\varepsilon_m = 2 \times 10^{-5}$:

Energie d'activation : $E = 0,83 \pm 0,05$ eV.

Fréquence limite : $\nu_0 \approx 5 \times 10^9 \pm 1$ s⁻¹.

3. Discussion. — Le pic que nous observons vers 400 K semble correspondre au pic P_1 observé par Woigard [3]. Dans notre cas, le pic P_2 n'apparaît pas et le pic P_1 est très développé puisque sa hauteur

FIG. 2. — Spectre de frottement intérieur et période de vibration d'une éprouvette déformée de 1,3 % : courbe A après recuit à 573 K, courbe B après recuit à 740 K.

[Internal friction spectrum and period of oscillation for a sample coldworked to 1.3 % : curve A, after annealing at 573 K ; curve B, after annealing at 740 K.

FIG. 3. — Effet de l'amplitude de vibration de mesure sur le spectre de frottement intérieur : courbe 1 : $\varepsilon_m = 3,6 \times 10^{-6}$, courbe 2 : $\varepsilon_m = 10^{-5}$, courbe 3 : $\varepsilon_m = 2 \times 10^{-5}$ (déformé de 0,5 %).

[Effect of strain amplitude on internal friction spectrum : curve 1 : $\varepsilon_m = 3.6 \times 10^{-6}$; curve 2 : $\varepsilon_m = 10^{-5}$; curve 3 : $\varepsilon_m = 2 \times 10^{-5}$ (coldwork 0.5 %).]

est de l'ordre de dix fois celle observée par Woigard. Dans ces conditions, il est plus facile d'étudier ces caractéristiques.

Woigard attribue les pics P_1 , P_2 et P_3 de l'aluminium à la montée des dislocations par diffusion de lacunes en volume [3] ; cette hypothèse acceptable pour les pics P_2 et P_3 qui ont une énergie d'activation

apparente proche de H_v semble moins raisonnable pour le pic P_1 dont l'énergie d'activation est voisine de $0,6 H_v$ dans nos expériences et de $0,75 H_v$ dans les expériences de Woigard. Woigard suppose que pour le pic P_1 , l'énergie d'activation est diminuée par la présence de concentration de contraintes [3] :

$$E = H_v - \sigma_n b^3$$

σ_n = contrainte de compression sur le plan de montée du cran,

b = vecteur de Burgers.

Le terme $\sigma_n b^3$ dû aux forces appliquées sur le cran est négligeable devant H_v . Il peut devenir important pour les dislocations situées en tête d'empilement, empilement provoquant des concentrations de contrainte [5, 6]. Toutefois, pour obtenir une valeur de E voisine de $0,6$ ou $0,75 H_v$, il faudrait des concentrations de contrainte de l'ordre de $10^{-1} \mu$, ce qui paraît nettement supérieur aux valeurs habituelles [5].

En fait, le pic P_1 peut être attribué au glissement de dislocations contrôlé par la montée des crans et la diffusion des lacunes le long des dislocations. Cette hypothèse est renforcée par la valeur de l'énergie d'activation pour l'autodiffusion le long des lignes de dislocation H_d déterminée par Murakami et Yoshida [7] :

$$H_d = 1 \pm 0,1 \text{ eV}.$$

Cette valeur est assez proche de l'énergie d'activation E du pic P_1 . D'un point de vue phénoménologique, le frottement intérieur dû au mouvement d'une dislocation crantée peut être déterminé facilement à partir de l'équation régissant le mouvement de la ligne [8], sachant que la vitesse de déplacement d'une dislocation sous l'effet d'une contrainte est égale à [6] :

$$x \simeq av \exp - \left(\frac{H_d - \sigma b l a}{kT} \right) \quad \text{si } \sigma v > kT$$

a = paramètre de réseau,

v = fréquence de vibration de la ligne = $v_D b/l$,

v_D = fréquence de Debye,

x = déplacement de la ligne de dislocation,

l = distance entre crans,

$v = bla$.

Le frottement intérieur est égal à [9]

$$Q^{-1} = \frac{\delta}{\pi} \Delta \frac{\omega \tau}{1 + \omega^2 \tau^2}$$

avec

$$\Delta \simeq \frac{\Delta l^2}{10} \quad \text{et} \quad \tau = \frac{\sigma l^3}{10 v_D \mu b^3} \exp \left(\frac{H_d - \sigma \cdot v}{kT} \right).$$

Ainsi l'énergie d'activation E du pic est égale à :

$$E = H_d - \sigma v$$

et dépend de la contrainte appliquée, contrairement au modèle de Woigard.

Ce premier résultat permet donc de comprendre le déplacement en température du pic avec l'amplitude de mesure. A partir de ce déplacement, on détermine [9]

$$v \simeq 1500 b^3$$

soit

$$H_d = E + \sigma \cdot v = 0,83 + 0,12 = 0,95 \pm 0,07 \text{ eV}.$$

Cette valeur est tout à fait compatible avec celle donnée par Murakami et Yoshida [7].

De plus, cette variation de l'énergie d'activation avec la contrainte permet d'expliquer facilement le fait que l'énergie d'activation du pic P_1 que nous avons déterminé est plus faible que celle obtenue par Woigard : en effet, la contrainte appliquée ($2 \times 10^{-5} \mu$) est vingt fois plus grande que celle utilisée par Woigard ($\simeq 10^{-6} \mu$). Par conséquent, dans notre cas, E est de l'ordre de $0,6 H_v$, σv étant de l'ordre de $0,1 H_v$ alors que dans les expériences de Woigard, E est de l'ordre de $0,75 H_v$, σv étant négligeable. Dans les deux cas, $H_d = E + \sigma v$ est du même ordre de grandeur. H_d ($\simeq 0,75 H_v$) est donc l'énergie d'activation à contrainte nulle du pic P_1 .

Ainsi, notre modèle permet de rendre compte de façon satisfaisante des résultats obtenus sur le pic P_1 dans l'aluminium, si on attribue le pic P_1 au glissement des dislocations contrôlé par la montée des crans avec diffusion de lacunes le long des lignes de dislocation.

Remerciements. — Nous tenons à remercier le Dr. G. Revel, du Centre d'Etudes de Chimie Métallurgique de Vitry-sur-Seine pour nous avoir fourni l'aluminium 6 N et le Professeur P. F. Gobin de l'I.N.S.A. de Lyon pour d'intéressantes et fructueuses discussions.

Bibliographie

- [1] NOWICK, A. S., BERRY, B. S., *Anelastic relaxation in crystalline Solids, Materials Science Series* (Academic Press, New York) 1972.
- [2] KE, T. S., *Phys. Rev.* **71** (1947) 533.
- [3] WOIGARD, J., Thèse, Université de Poitiers, 1974.
- [4] WOIGARD, J., *Phil. Mag.* **33** (1976) 623.
- [5] FRIEDEL, J., *Dislocations* (Pergamon Press, Paris) 1964, p. 144 et 262.
- [6] HIRTH, J. P., LOTHE, J., *Theory of dislocations* (Mc Graw-Hill, New York) 1968, 535 et 694.
- [7] MURAKAMI, H., YOSHIDA, S., *Cryst. Lattice defects* **6** (1975) 89.
- [8] LENZ, D., LÜCKE, K., *V. Int. Conf. on Internal Friction and Ultrasonic Attenuation in Crystalline Solids* (Springer-Verlag, Berlin), Vol. II, 1975, 48.
- [9] FANTOZZI, G., ESNOUF, C., GABBAY, M., à paraître.