



HAL
open science

ÉTUDE DU MOUVEMENT DES DISLOCATIONS DANS L'ALUMINIUM PAR MESURE DE L'ATTÉNUATION ET DE LA VITESSE DES ONDES ULTRASONORES

A. Vincent, J. Perez, P. Gobin

► **To cite this version:**

A. Vincent, J. Perez, P. Gobin. ÉTUDE DU MOUVEMENT DES DISLOCATIONS DANS L'ALUMINIUM PAR MESURE DE L'ATTÉNUATION ET DE LA VITESSE DES ONDES ULTRASONORES. *Journal de Physique Colloques*, 1972, 33 (C6), pp.C6-170-C6-175. <10.1051/jphyscol:1972639>. <jpa-00215157>

HAL Id: jpa-00215157

<https://hal.science/jpa-00215157v1>

Submitted on 4 Feb 2008

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.



HAL Authorization

ÉTUDE DU MOUVEMENT DES DISLOCATIONS DANS L'ALUMINIUM PAR MESURE DE L'ATTÉNUATION ET DE LA VITESSE DES ONDES ULTRASONORES

A. VINCENT, J. PEREZ et P. F. GOBIN

Laboratoire de Physique des Matériaux
et Laboratoire d'Optique Corpusculaire et d'Electroacoustique, INSA Villeurbanne, 69, France

Résumé. — Nous avons réalisé un nouvel ensemble de mesures ultrasonores opérant dans le domaine du bas mégahertz et associé à une machine de traction. Cet ensemble nous a permis de suivre les variations $\Delta\alpha$ de l'atténuation et $\Delta(\Delta v/v)$ de l'anomalie de vitesse dans un aluminium 99,999 % pendant l'application d'une contrainte σ croissante.

Les courbes expérimentales $\Delta\alpha$, $\Delta(\Delta v/v) = f(\sigma)$ permettent d'étudier de façon sélective d'une part le désancrage des dislocations à partir de défauts ponctuels, d'autre part la multiplication des défauts linéaires.

En développant un modèle simple présenté dans un travail précédent, nous avons déterminé certaines caractéristiques des dislocations mobiles après une déformation plastique et un vieillissement effectués dans diverses conditions. En particulier, nous avons pu montrer que pour mesurer la densité de défauts linéaires, il est, dans certains cas, nécessaire de tenir compte des interactions entre dislocations et défauts ponctuels.

Abstract. — A new device for measurements of changes $\Delta\alpha$ in ultrasonic attenuation together with changes $\Delta(\Delta v/v)$ in ultrasonic velocity made concurrently with tensile tests on the same specimen of 99.999 % aluminium, is presented.

Unpinning of dislocation from point defect on one hand, multiplication of linear defects on the other hand are separately studied from the experimental curves $\Delta\alpha$, $\Delta(\Delta v/v) = f(\sigma)$. Some data concerning mobile dislocations obtained by various plastic deformation and subsequent ageing have been computed with the help of a simple model presented in an earlier paper. So, it appears that dislocation density measurements are, for some cases, to be made taking into account interaction between dislocations and point defects.

1. Introduction. — La propagation d'une onde ultrasonore dans un matériau est caractérisée par deux coefficients : un coefficient d'atténuation α , une vitesse de propagation v . Ces grandeurs dépendent de paramètres géométriques et de l'état structural du matériau ; dans le domaine du mégahertz le mouvement des dislocations libres modifie de façon importante ces grandeurs.

Ainsi, la mesure simultanée de α et de l'anomalie de vitesse $\Delta v/v$ fournit des informations concernant l'état du réseau de dislocations.

Par exemple Hikata *et al.* [1] observent la variation de la densité de dislocation \mathcal{A} pendant la déformation plastique d'éprouvettes d'aluminium en interprétant leurs mesures avec la théorie de Granato et Lucke [2] ; ils obtiennent alors des valeurs de \mathcal{A} qui passent par un maximum pour une déformation plastique ε_p de l'ordre de 10^{-2} : cette anomalie est expliquée en considérant que les dislocations se rassemblent dans des parois de cellules et ne sont plus alors sensibles aux contraintes mises en jeu par l'onde ultrasonore.

Mac Donald et Fiore [3] effectuant des mesures d'atténuation et de vitesse également dans le cas de

l'aluminium, mais après la déformation plastique, obtiennent au contraire des résultats pouvant s'interpréter grâce à la théorie de Granato et Lucke [2] jusqu'à des taux de déformation de 0,26 ; des anomalies apparaissent toutefois vers une déformation là encore proche de 10^{-2} .

Au cours de ce travail, nous avons voulu comparer les résultats précédents à des mesures effectuées soit en continu pendant le début de la déformation plastique ($\varepsilon_p < 0,3 \times 10^{-2}$), soit en utilisant les effets attribués au désancrage des dislocations après des écrouissages successifs ($\varepsilon_p < 3,5 \times 10^{-2}$) [4].

Tout en mettant en relief les effets d'ancrage des dislocations après déformation plastique, nos résultats montrent que la théorie de Granato et Lucke est effectivement utilisable après des déformations plastiques faibles ($\varepsilon_p \sim 10^{-3}$) ; pour des valeurs supérieures de ε_p , tout se passe ensuite comme si une fraction seulement des arcs de dislocations contribuait à la perturbation de la propagation des ondes ultrasonores.

2. Technique expérimentale. — Le matériau étudié est un aluminium 99,999 %, polycristallin, recris-

tallisé à 500 °C (diamètre moyen des grains de l'ordre de 2 mm).

L'éprouvette parallélépipédique (70 × 10 × 10 mm) est installée dans un dispositif schématisé figure 1a : l'échantillon (après recristallisation) est collé (1) entre des mors (M) de manière à éviter tout écrasement parasite au montage ; l'ensemble est relié à une petite machine de traction Instron qui assure la mise sous contrainte de l'éprouvette.

Les têtes de liaison (T) permettent le collage (2) de deux transducteurs (titanate-zirconate de plomb, diamètre 8 mm, fréquence fondamentale 3,8 MHz) qui sont maintenus sur l'éprouvette par un système ressort, piston (P).

L'ensemble est logé dans une enceinte dont la température peut être maintenue constante à 0,1 °C près entre - 110 °C et + 70 °C.

L'évaluation des perturbations autres que celles causées par la vibration des lignes de dislocation est délicate pour envisager une mesure précise de la valeur absolue de l'atténuation (α) et de l'anomalie de vitesse $\Delta v/v$. Ainsi, nous avons choisi de nous intéresser uniquement aux variations de ces deux grandeurs (notées respectivement $\Delta\alpha$ et $\Delta(\Delta v/v)$) pendant l'application d'une contrainte variable.

A cet effet, nous avons réalisé un ensemble de mesures constitué par l'appareillage schématisé, figure 1b.

Un générateur Arenberg fournit des trains d'onde (O) (fréquence 3,5 MHz, durée 10 μ s) simultanément à deux transducteurs collés l'un sur l'éprouvette (E) soumise à une contrainte σ variable, l'autre sur l'éprouvette (R) de référence.

Après transmission à travers (E) le train d'onde est :

- reçu sur un oscilloscope de contrôle,
- analysé par un système électronique (E_α),
- analysé dans un autre système (E_t) ; ce dernier reçoit également les trains d'onde transmis par l'échantillon de référence.

Les différents éléments (E_t , E_α et oscilloscope) sont synchronisés par des impulsions (S) délivrées par le générateur.

Le système (E_α) détecte les variations de l'amplitude du train d'onde ayant traversé l'éprouvette et délivre, grâce à un amplificateur de sortie logarithmique, une tension continue directement proportionnelle à l'affaiblissement de l'écho, c'est-à-dire à $\Delta\alpha$. Avec l'éprouvette utilisée dans nos expériences la sensibilité obtenue est 0,005 dB/ μ s.

Le système (E_t) permet la mesure des variations Δt du temps de parcours dans (E) par rapport au temps de parcours dans (R) ; il délivre un signal continu proportionnel à Δt ; la sensibilité obtenue est de l'ordre de 10^{-4} avec un temps de parcours t

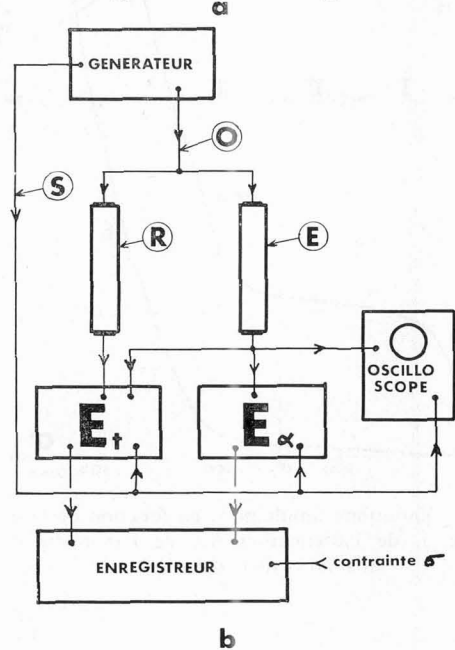
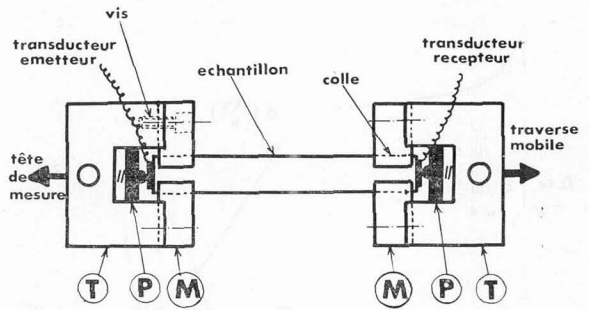


FIG. 1a) Schéma du système de fixation de l'échantillon.
b) Schéma général de l'installation électronique.

de 11 μ s ; les variations de l'anomalie de vitesse $\Delta(\Delta v/v)$ sont déduites de $\Delta t/t$ après correction de l'allongement de l'échantillon (cet allongement est mesuré à l'aide d'un capteur capacitif [5]).

Les différentes informations ($\Delta\alpha$, Δt et σ) sont enregistrées en continu ; la déformation est mesurée point par point.

3. Résultats expérimentaux. — La figure 2 montre à la fois les variations de l'atténuation $\Delta\alpha$, de l'anomalie de vitesse $\Delta(\Delta v/v)$ et de la déformation ε en fonction de la contrainte appliquée σ .

On observe que l'allure des variations de $\Delta(\Delta v/v)$ est tout à fait semblable à celle de $\Delta\alpha$: en particulier, on retrouve les 3 domaines mis en évidence pour $\Delta\alpha$ [4], et la variation de ε confirme que seul le 3^e domaine ($\sigma > \sigma_p$) correspond au début de la déformation plastique.

A la suite de l'écrasement précédent ($0,2 \times 10^{-2}$) et après des vieillissements de plus en plus importants, nous avons soumis l'éprouvette à une contrainte croissante ; nous nous sommes limités à une contrainte faible ne dépassant pas 80 g/mm² de manière à ne pas modifier le réseau de dislocations entre chaque mise en charge.

(1) Avec une araldite AT1 (CIBA).

(2) Le liant utilisé est NONAQ STOPCOK GREASE (Fisher, Scientific co).

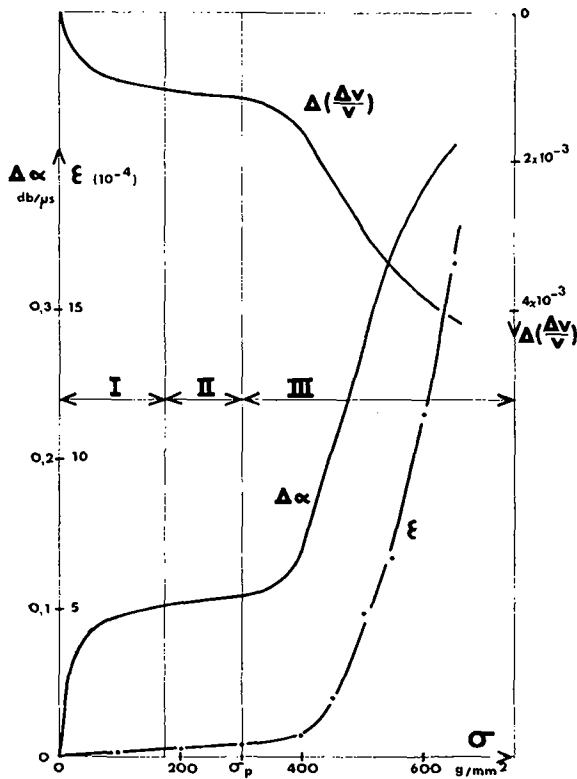


FIG. 2. — Variations simultanées, en fonction de la contrainte appliquée σ , de l'atténuation $\Delta\alpha$, de l'anomalie de vitesse $\Delta(\Delta v/v)$ et de la déformation ϵ .

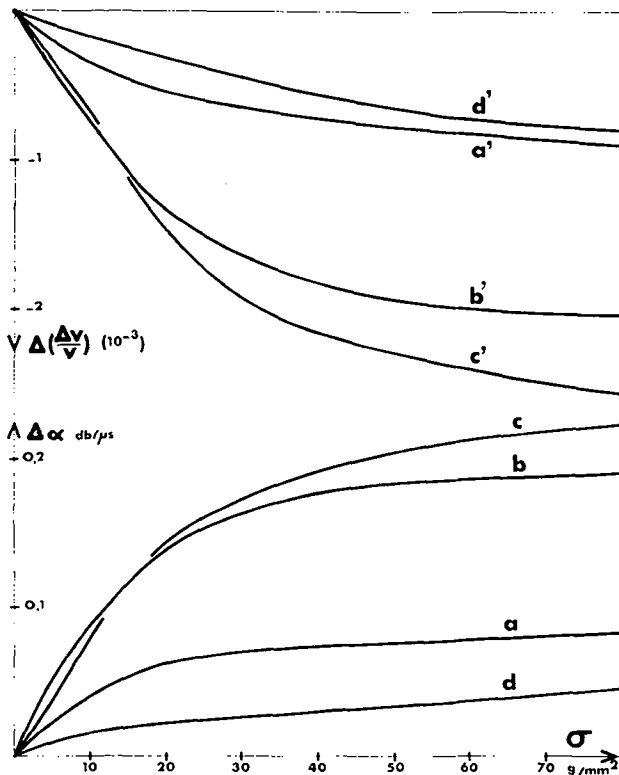


FIG. 3. — Variations simultanées de $\Delta\alpha$ et $\Delta(\Delta v/v)$, en fonction de la contrainte appliquée σ , pour des vieillissements de 1 mn 30 s à 27 °C (courbes a et a'), 20 h à 27 °C (b et b') et 72 h à 50 °C (c et c').

La figure 3 montre les courbes $\Delta\alpha$ et $\Delta(\Delta v/v)$ obtenues après des vieillissements de 1 mn 30 à 27 °C (courbes a et a'), 20 h à 27 °C (courbes b et b'), et 72 h à 50 °C (courbes c et c').

Nous avons complété notre étude en observant l'effet d'une modification du réseau de dislocations sur l'allure des courbes précédentes. Pour cela nous avons déformé une même éprouvette avec des taux d'écroutissage croissants ; après chaque nouvel écroutissage nous avons laissé vieillir le matériau pendant 20 h à 27 °C. La figure 4 montre les courbes obtenues après les écroutissages suivants : $\epsilon_p = 0,1 \times 10^{-2}$ (courbes a et a'), $0,26 \times 10^{-2}$ (b et b'), $0,75 \times 10^{-2}$ (c et c') et $3,5 \times 10^{-2}$ (d et d').

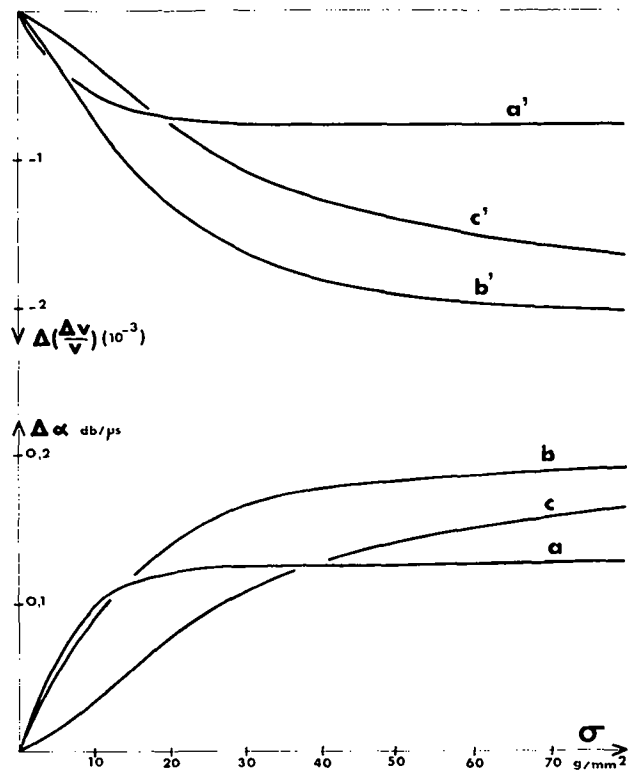


FIG. 4. — Variations simultanées de $\Delta\alpha$ et $\Delta(\Delta v/v)$, en fonction de la contrainte appliquée σ , pour des écroutissages de $0,1 \times 10^{-2}$ (courbes a et a'), $0,26 \times 10^{-2}$ (b et b'), $0,75 \times 10^{-2}$ (c et c') et $3,5 \times 10^{-2}$ (d et d').

4. Interprétation et discussion. — 4.1. — Rappelons que la théorie de Granato et Lucke [2] conduit, dans nos conditions expérimentales ($\omega = 2\pi \cdot 3,8 \times 10^6$) aux relations :

$$\alpha_{dB/\mu s} = 4 \times 10^6 A l^4 \quad (1)$$

$$\frac{\Delta v}{v} = 4 \times 10^{-3} A l^2 \quad (2)$$

avec A : longueur de défauts linéaires par unité de volume de cristal,

l : longueur moyenne des arcs de dislocation vibrant sous l'effet de l'onde ultrasonore.

On déduit des relations (1) et (2)

$$l = 10^{-5} \left(\frac{10 \alpha}{\Delta v/v} \right)^{1/2} \text{ cm} \quad (3)$$

$$A = 2,5 \times 10^{11} \frac{(\Delta v/v)^2}{\alpha} \text{ cm/cm}^3. \quad (4)$$

La figure 5 montre donc les variations de

$$\frac{\Delta \alpha}{\Delta(\Delta v/v)} \text{ et } \frac{[\Delta(\Delta v/v)]^2}{\Delta \alpha}$$

en fonction de la contrainte ; on devrait conclure :

— à une diminution de l et une augmentation de A dans le domaine I,

— à une augmentation de A dans le domaine III, l restant sensiblement constant, dans l'hypothèse élémentaire où $\Delta \alpha$ et $\Delta \left(\frac{\Delta v}{v} \right)$ représentent toute la contribution associée à la présence des dislocations.

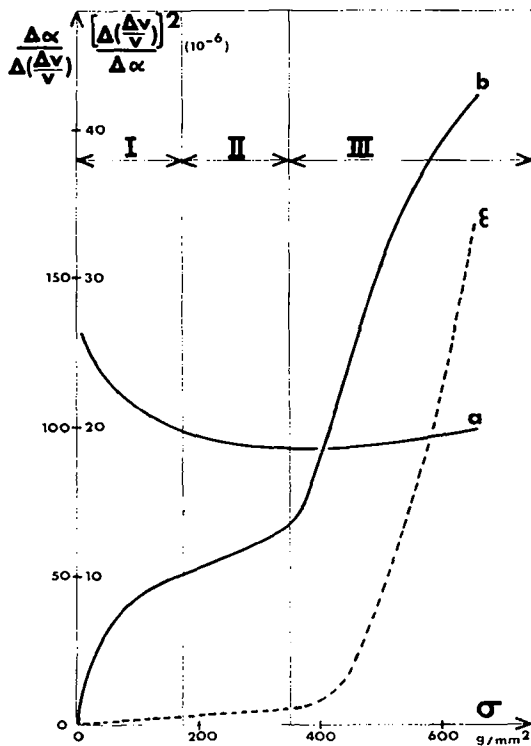


FIG. 5. — Variations, en fonction de la contrainte appliquée σ , des rapports $\Delta \alpha / \Delta(\Delta v/v)$ (courbe a) et $[\Delta(\Delta v/v)]^2 / \Delta \alpha$ (courbe b) ; la courbe ϵ , σ de la figure 2 est rappelée pour mémoire.

En réalité, il faut tenir compte du désancrage : l'augmentation de l'atténuation et de l'anomalie de vitesse intervenant par dépiégeage catastrophique est égale à la contribution supplémentaire due aux boucles qui se sont désancrées diminuée de la contribution qu'elles fournissaient avant leur désancrage :

$$\Delta \alpha = 4 \times 10^6 A_d L_N^4 - 4 \times 10^6 A_d l^4(\sigma)$$

$$\Delta \left(\frac{\Delta v}{v} \right) = 4 \times 10^{-3} A_d L_N^2 - 4 \times 10^{-3} A_d l^2(\sigma)$$

avec : A_d densité de dislocations désancrées, L_N : longueur moyenne des boucles entre points d'ancrage « durs » et $l(\sigma)$ longueur moyenne des arcs vibrant entre points d'ancrage « mous » et ayant été désancrés à la contrainte σ .

En reprenant le modèle simple que nous avons déjà utilisé [4] et qui repose sur les hypothèses du désancrage purement mécanique des dislocations et d'une distribution exponentielle des longueurs entre points d'ancrage « mous », nous pouvons calculer A_d et $l(\sigma)$; nous avons alors :

$$\Delta \alpha = 4 \times 10^6 A L_N^4 \left[1 - \left(\frac{L_c}{L_N} \right)^4 \left(1 + \frac{\sigma_0}{\sigma} \right)^4 \right] \times \exp \left(- \frac{\sigma_0}{\sigma} \right) \quad (5)$$

$$\Delta \left(\frac{\Delta v}{v} \right) = 4 \times 10^{-3} A L_N^2 \left[1 - \left(\frac{L_c}{L_N} \right)^2 \left(1 + \frac{\sigma_0}{\sigma} \right)^2 \right] \times \exp \left(- \frac{\sigma_0}{\sigma} \right) \quad (6)$$

avec L_c : longueur moyenne des segments de dislocation entre points d'ancrage « mous », σ_0 : contrainte de désancrage mécanique d'arcs de dislocation de longueur L_c .

Les relations (5) et (6) donnent :

$$\frac{\Delta \alpha}{\Delta(\Delta v/v)} = 10^9 \left[L_N^2 + L_c^2 \left(1 + \frac{\sigma_0}{\sigma} \right)^2 \right] \quad (7)$$

$$\frac{[\Delta(\Delta v/v)]^2}{\Delta \alpha} = 4 \times 10^{-12} \cdot A \cdot F(\sigma) \quad (8)$$

avec

$$F(\sigma) = \left[\frac{1 - \left(\frac{L_c}{L_N} \right)^2 \left(1 + \frac{\sigma_0}{\sigma} \right)^2}{1 + \left(\frac{L_c}{L_N} \right)^2 \left(1 + \frac{\sigma_0}{\sigma} \right)^2} \right] \cdot \exp \left(- \frac{\sigma_0}{\sigma} \right).$$

Le 2^e facteur de $F(\sigma)$ représente la fraction des segments de dislocation désancrés ; le premier tient compte de la diminution de la longueur des segments se désancrant à la contrainte σ lorsque σ augmente.

Ainsi, la décroissance de $\Delta \alpha / \Delta(\Delta v/v)$ dans le domaine I (Fig. 5) pourrait être liée à cette diminution de longueur comme l'indique la relation (7). Par ailleurs, avec la relation (8) on peut associer l'augmentation de $[\Delta(\Delta v/v)]^2 / \Delta \alpha$ à la croissance de $F(\sigma)$ c'est-à-dire au désancrage des dislocations (domaine I), puis à l'augmentation de A liée à la multiplication des défauts linéaires (domaine III). Dans ce dernier cas, $F(\sigma)$ tend vers 1 et l'on calcule à partir des

résultats de la figure 2 la valeur $\lambda \approx 8 \times 10^6 \text{ cm/cm}^3$ pour une déformation plastique de $0,16 \times 10^{-2}$, ce qui est comparable au résultat obtenu dans les mêmes conditions par Hikata *et al.* [1] et à la valeur calculée à partir du taux de déformation [6]. Ainsi, dans le cas de mesures effectuées pendant l'application de la contrainte, les relations (3) et (4) ne sont applicables que dans le domaine III où, les dislocations étant toutes désancrées, $F(\sigma)$ tend vers 1. Pour des mesures faites après la déformation plastique nous allons voir qu'il est nécessaire de tenir compte des effets d'interaction dislocations-défauts ponctuels.

4.2. EFFET DU VIEILLISSEMENT. — En utilisant la forme asymptotique des relations (5) et (6) d'autant plus valable que $L_N > L_c$ et $\sigma > \sigma_0$

$$\left(\Delta\alpha \sim 4 \times 10^6 \lambda L_N^4 \exp\left(-\frac{\sigma_0}{\sigma}\right), \right. \\ \left. \Delta\left(\frac{\Delta v}{v}\right) \sim 4 \times 10^{-3} \lambda L_N^2 \exp\left(-\frac{\sigma_0}{\sigma}\right) \right)$$

on peut obtenir les valeurs de σ_0 en traçant les droites $\text{Log } \Delta\alpha, 1/\sigma$ ou $\text{Log } \Delta(\Delta v/v), 1/\sigma$; ces droites donnent également les valeurs de $\Delta\alpha$ et $\Delta(\Delta v/v)$ correspondant à $1/\sigma = 0$, cas où l'on peut utiliser les relations (3) et (4) pour calculer λ et L_N puisque toutes les dislocations sont désancrées.

D'autre part, en reportant σ_0 dans l'expression (7), il est possible d'obtenir L_N et L_c par le tracé des droites $\Delta\alpha/\Delta(\Delta v/v), (1 + \sigma_0/\sigma)^2$. Le tableau I réunit tous les résultats tirés des courbes de la figure 3.

On peut faire les remarques suivantes :

a) Quel que soit le mode de traitement des données expérimentales, les résultats obtenus présentent une cohérence satisfaisante.

b) Lorsque le vieillissement devient plus important, on constate une diminution de L_c et conjointement, une augmentation de σ_0 : cela est en accord avec l'hypothèse de la migration de défauts ponctuels, vers les dislocations durant le vieillissement [4], [7]. En outre, alors que L_c ou σ_0 varient dans un rapport de 1 à 4, le produit $\sigma_0 L_c$ est sensiblement constant, ce qui est conforme à l'expression proposée [4] $\sigma_0 = 2 W_M \Omega/b^2 L_c$ (W_M : énergie d'interaction défaut ponctuel-dislocation de vecteur de Burgers \mathbf{b} , Ω : coefficient d'orientation).

c) Au début du vieillissement, il apparaît une augmentation de λ ; en réalité c'est le nombre de segments de dislocation ayant été ancrés par les défauts ponctuels et pouvant ainsi participer à l'augmentation de α et $\Delta v/v$ lors de l'application de la contrainte qui augmente. Lorsque toutes les dislocations capables d'attirer les défauts ponctuels sont ancrées, les valeurs obtenues de λ et L_N ne varient plus. Cela justifie le vieillissement de 20 heures choisi lors des expériences discutées dans le paragraphe suivant.

4.3. INFLUENCE DU TAUX DE DÉFORMATION PLASTIQUE. — Nous appliquons la même analyse aux résultats de la figure 4 : les résultats sont réunis sur le tableau II.

TABLEAU I

	vieilli 1 mn 30 à 27 °C	vieilli 20 h à 27 °C	vieilli 72 h à 50 °C
σ_0 { à partir de $\Delta\alpha$	4,4	9,9	19
g/mm^2 { à partir de $\Delta(\Delta v/v)$	4,9	12,4	22
Avec valeurs extrapolées { λ (cm/cm ³)	$1,3 \times 10^6$	$6,5 \times 10^6$	$6,5 \times 10^6$
à $1/\sigma = 0$ de $\Delta\alpha$ et $\Delta(\Delta v/v)$ { L_N (cm)	$4,1 \times 10^{-4}$	$3,1 \times 10^{-4}$	3×10^{-4}
A partir du rapport			
$\Delta\alpha/\Delta(\Delta v/v)$ fonction de { L_N (cm)	$3,6 \times 10^{-4}$	3×10^{-4}	$2,9 \times 10^{-4}$
$(1 + \sigma_0/\sigma)^2$ { L_c (cm)	$1,7 \times 10^{-4}$	$0,9 \times 10^{-4}$	$0,6 \times 10^{-4}$

TABLEAU II

	Taux d'érouissage en 10^{-2}			
	0,1	0,26	0,75	3,5
σ_0 { à partir de $\Delta\alpha$	7,6	9,9	12	18
g/mm^2 { - d° - $\Delta(\Delta v/v)$	11,5	12,4	15,4	25
Avec valeurs extrapolées à { λ (cm/cm ³)	$2,9 \times 10^6$	$6,5 \times 10^6$	9×10^6	$5,1 \times 10^6$
$1/\sigma = 0$ de $\Delta\alpha$ et $\Delta(\Delta v/v)$ { L_N (cm)	3×10^{-4}	$3,1 \times 10^{-4}$	$2,8 \times 10^{-4}$	$2,2 \times 10^{-4}$
A partir du rapport				
$\Delta\alpha/\Delta(\Delta v/v)$ fonction de { L_N (cm)	$2,8 \times 10^{-4}$	$2,9 \times 10^{-4}$	$2,7 \times 10^{-4}$	$2,2 \times 10^{-4}$
$(1 + \sigma_0/\sigma)^2$ { L_c (cm)	$1,1 \times 10^{-4}$	$0,9 \times 10^{-4}$	$0,9 \times 10^{-4}$	$0,6 \times 10^{-4}$

Là encore, les résultats sont cohérents ; il apparaît que la densité de dislocations observables, c'est-à-dire donnant lieu à un phénomène de désancrage, passe par un maximum. Ce résultat est analogue à celui de Hikata *et al.* [1] bien qu'il soit obtenu par une méthode différente. Comme ces derniers auteurs, nous pouvons penser qu'à partir d'un taux de déformation plastique de l'ordre de 10^{-2} , il se forme des empilements de dislocations ; les interactions entre défauts linéaires pourraient alors être suffisantes pour que la contrainte appliquée ($\leq 80 \text{ g/mm}^2$) ne permette plus le désancrage de ces défauts. Des observations au microscope électronique effectuées sur le même matériau [8] ont d'ailleurs confirmé l'existence de tels empilements après traitement analogue. Par ailleurs, Weertman et Koehler [9] avaient déjà envisagé un modèle tenant compte des interactions entre dislocations et prévoyant un effet maximum (atténuation ou anomalie de vitesse) lorsque la densité de dislocations augmente. Cette conclusion n'est pas en accord avec celle de Mac Donald et Fiore [3] mais nous avons pu voir que, dans le cas de mesures faites après la déformation plastique, les effets d'ancrage dont ces auteurs ne tiennent pas compte peuvent être importants. D'autre

part, les valeurs de A du tableau II sont faibles par rapport aux résultats obtenus par mesures des caractéristiques ultrasonores pendant la déformation plastique (réf. [1] ou résultat du paragraphe 4.1) : il est possible que seule une partie des dislocations créées donne lieu à des effets d'ancrage. Notons enfin (tableau II) que L_N diminue lorsque le taux d'écroutissage augmente. Ce résultat classique peut suffire pour expliquer la diminution des valeurs moyennes L_c et donc l'augmentation de σ_0 .

4.4. — En conclusion, nous pouvons penser que les méthodes ultrasonores peuvent donner accès aux caractéristiques des dislocations mobiles, c'est-à-dire sensibles aux contraintes extérieures. Ces mesures peuvent être faites soit pendant, soit après la déformation plastique ; dans ce dernier cas, nous avons montré la nécessité de tenir compte des effets d'ancrage et nous avons ainsi étudié plus particulièrement les défauts linéaires présentant une interaction avec les défauts ponctuels. Lorsque le taux d'écroutissage augmente, ce type de dislocation dont nous donnons les valeurs moyennes de L_c , L_N et σ_0 , a une densité A qui passe par une valeur maximale pour une déformation de l'ordre de 10^{-2} .

Bibliographie

- [1] HIKATA A., TRUPELL R., GRANATO A., CHICK B. et LUCKE K., *J. Appl. Phys.* **27** (1956) 396.
- [2] GRANATO A. et LUCKE K., *J. Appl. Phys.* **27** (1956) 583.
- [3] McDONALD S. G. et FIORE N. F., *Scripta Met.* **4** (1970) 135.
- [4] VINCENT A., PEREZ J. et GOBIN P. F., *J. Physique* **32** (1971) 651.
- [5] KURT S. LION, *Inst. and C. Syst.* **6** (1966) 159.
- [6] REID C. N., GILBERT A. et ROSENFELD A. R., *Phil. Mag.* **12** (1965) 409.
- [7] VINCENT A., PEREZ J. et GOBIN P. F., *J. Phys. Chem. Solids* (à paraître).
- [8] FANTOZZI G., Thèse (1971) (Lyon).
- [9] WEERTMAN J. et KOEHLER J. S., *J. Appl. Phys.* **24** (1953) 624.