



VARIATIONS DE L'ATTÉNUATION ULTRASONORE SOUS CONTRAINTE QUASI STATIQUE FAIBLE DANS UN ALUMINIUM 5N FATIGUÉ

M. Omri, J. Chicois, R. Fougères, A. Vincent

► **To cite this version:**

M. Omri, J. Chicois, R. Fougères, A. Vincent. VARIATIONS DE L'ATTÉNUATION ULTRASONORE SOUS CONTRAINTE QUASI STATIQUE FAIBLE DANS UN ALUMINIUM 5N FATIGUÉ. Journal de Physique Colloques, 1983, 44 (C9), pp.C9-791-C9-797. <10.1051/jphyscol:19839120>. <jpa-00223357>

HAL Id: jpa-00223357

<https://hal.archives-ouvertes.fr/jpa-00223357>

Submitted on 1 Jan 1983

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.

VARIATIONS DE L'ATTÉNUATION ULTRASONORE SOUS CONTRAINTE QUASI STATIQUE FAIBLE DANS UN ALUMINIUM 5N FATIGUÉ

M. Omri, J. Chicois, R. Fougères et A. Vincent*

*Groupe d'Etudes de Métallurgie Physique et de Physique des Matériaux**,
I.N.S.A., 69621 Villeurbanne Cedex, France

*Laboratoire de Traitement du Signal et d'Ultrasons, I.N.S.A., Bât. 502,
69621 Villeurbanne Cedex, France

RESUME .- La mesure des variations de l'atténuation ultrasonore provoquées par l'application d'une contrainte quasi-statique faible (bias-stress) a été réalisée sur un aluminium de pureté 5N fatigué en traction-compression. L'influence des paramètres de la sollicitation de fatigue d'une part (nombre de cycles de fatigue, sens du déchargement en traction ou compression) et celle de l'amplitude de la contrainte quasi-statique d'autre part permettent de caractériser les contraintes internes contrôlant la mobilité des dislocations.

ABSTRACT.- Measurements of ultrasonic attenuation changes due to the action of a small bias stress have been performed on 5N pure aluminium samples fatigued in the push-pull mode. Studying the effect of the fatigue parameters (numbers of cycles, unloading in tension or in compression) and that of the bias stress amplitude in ultrasonic testing allows us to describe the internal stresses controlling the dislocation movements.

I - INTRODUCTION

Le comportement des métaux sollicités sous contrainte cyclique a fait l'objet de nombreuses études ces dernières années ; néanmoins, la compréhension des mécanismes microscopiques intervenant dans la déformation cyclique reste encore incertaine.

Le but de cette présentation est de montrer que l'utilisation des mesures ultrasonores permet de contribuer à l'étude du mouvement des dislocations intervenant dans ces mécanismes.

Rappelons que l'utilisation des ondes ultrasonores pour l'étude du comportement des métaux en fatigue a déjà fait l'objet de nombreuses études dont l'essentiel est rapporté dans l'article de MAC DONALD {1} . D'une manière générale, l'approche alors utilisée consistait à observer l'évolution de l'atténuation α des ultrasons au cours de la vie de fatigue du matériau, c'est à dire en fonction du nombre N de cycles de la sollicitation : en fait, l'objectif essentiel de ces travaux est de rechercher un moyen non destructif permettant de déterminer l'état d'endommagement du matériau et de prédire la fissuration irréversible de celui-ci. Au contraire, dans notre étude, nous avons appliqué une technique d'évaluation de la mobilité des dislocations à différentes étapes de la sollicitation cyclique de fatigue. Cette technique développée depuis plusieurs années au laboratoire {2,3} combine l'utilisation des mesures ultrasonores à l'application d'une contrainte quasi-statique superposée permettant la mise en mouvement des dislocations : la variation d'atténuation $\Delta\alpha$ provoquée par l'application de cette contrainte est caractéristique du mouvement des dislocations qui en résulte, lorsque ce mouvement entraîne une modification de l'environnement des dislocations ; cet effet a été notamment exploité pour l'étude du désancrage des dislocations à partir de défauts ponctuels {2, 4, 5}. Nous présentons ici les premiers résultats obtenus par cette méthode sur des états sollicités cycliquement en traction-compression.

*Laboratoire associé au C.N.R.S.

II - PROCESSUS EXPERIMENTAUX

Les expériences ont été réalisées sur deux appareillages distincts : a) une machine de fatigue spécifique, à cinématique entièrement élastique, pilotée par ordinateur et permettant de solliciter les éprouvettes en traction-compression à la température ambiante {6} ; b) un dispositif de traction basse amplitude permettant de travailler à basse température jusqu'à 90 K et équipé d'un système de mesure des variations d'atténuation et de vitesse des ondes ultrasonores qui a été décrit par ailleurs {3}. Nous avons utilisé des éprouvettes de fatigue en aluminium 5N présentant une section circulaire et une longueur utile de 50 mm pour lesquelles nous avons mis en oeuvre le processus expérimental suivant : nous travaillons à partir de l'état recristallisé à 700 K après une forte déformation plastique en étirage de 70 %. Les éprouvettes à têtes filetées sont bloquées dans des mors filetés à serrage "diamétral" élastique : ce montage permet l'installation des éléments piézoélectriques émetteur et récepteur en quartz sur les deux extrémités des têtes (figure 1).

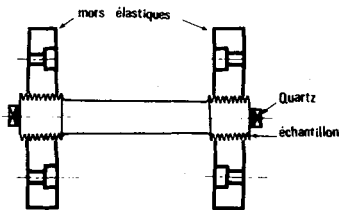


Figure 1 : Représentation schématique du système de fixation de l'échantillon sur les dispositifs a) et b).

L'ensemble mors - éprouvette - quartz ainsi monté n'est plus retouché pendant toutes les expériences et il peut être installé alternativement sur les dispositifs (a) et (b).

Sur la machine de fatigue (a) pilotée pour obtenir une déformation plastique imposée à chaque cycle, nous avons procédé par étapes successives pour produire cette déformation cyclique jusqu'à la saturation. La succession des trois premières étapes est représentée sur la figure 2 dans le diagramme $\sigma - \epsilon$: à la fin de chaque étape l'éprouvette est déchargée de façon à ramener à zéro la déformation ϵ à la fin du déchargement ($\sigma = 0$) ; de plus, le déchargement a été réalisé soit en compression (étapes 1 et 3 sur la figure 2) soit en traction (étape 2) ; dans la suite, l'état de sollicitation de l'éprouvette sera repéré par le nombre N de cycles cumulés au

cours des étapes réalisées (N est entier pour un déchargement en traction et demi-entier pour un déchargement en compression).

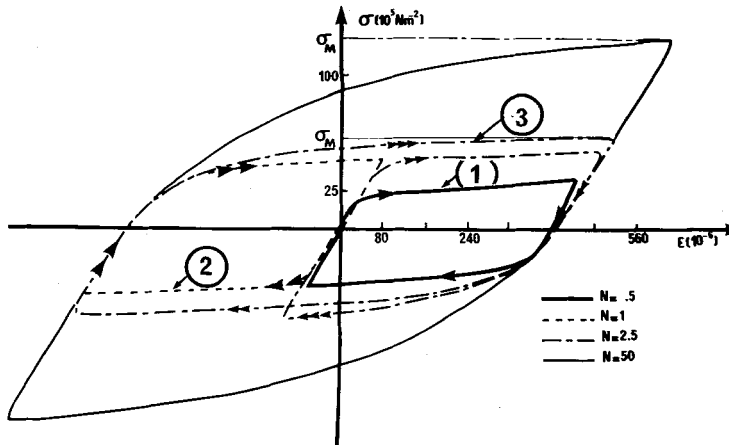


Figure 2 : Courbe de déformation cyclique $\sigma - \epsilon$, obtenue par "étapes" représentées jusqu'à $N = 2,5$ et cycle $\sigma - \epsilon$ à saturation ($N = 50$).

Par ailleurs entre chaque étape de cette déformation cyclique, nous avons installé l'échantillon sur le dispositif (b) afin d'étudier la mobilité de dislocations sous faible contrainte : un vieillissement in-situ de deux heures à 320 K est alors réali-

sé afin de supprimer les effets de démontage et de transport ; ensuite, l'éprouvette est refroidie à 160 K dans le but d'immobiliser les défauts ponctuels associés aux impuretés qui, rappelons le, sont mobiles à la température ambiante dans l'aluminium. La variation temporelle de la contrainte de traction basse amplitude est représentée figure 3 : les variations d'atténuation $\Delta\alpha$ pour des ondes de 16 MHz sont enregistrées à la fois pendant des sollicitations d'amplitude σ_m croissante et pendant des sollicitations de très faible amplitude $\sigma_0 = 2,4 \cdot 10^5 \text{ N/m}^2$ alternées avec les précédentes ; l'intérêt d'alterner ces deux types de sollicitation apparaîtra dans la suite. Signalements enfin que dans le but de ne pas modifier de façon sensible la microstructure formée lors de la déformation oligocyclique, nous avons limité la valeur de σ_m (appliquée à 160 K) à un niveau bien inférieur à la contrainte maximum σ_M obtenue lors de chaque cycle à 300 K.

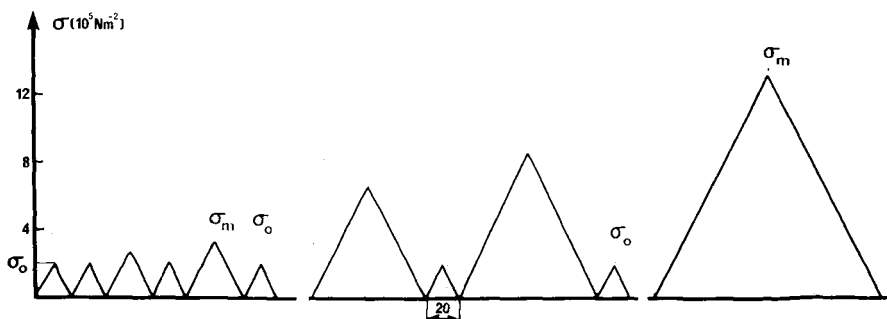


Figure 3 : Processus d'application de la contrainte quasi-statique basse amplitude pendant les mesures ultrasonores.

III - RESULTATS EXPERIMENTAUX

La figure 4 montre l'allure générale des variations $\Delta\alpha$ en fonction de σ croissant jusqu'à $\sigma_m = 9,8 \cdot 10^5 \text{ N/m}^2$ pour différents stades de la sollicitation cyclique ($N = 10, 22$ et 50 avec déchargement en traction) ; on remarquera que, pour une contrainte donnée, les variations d'atténuation observées diminuent lorsque le nombre de cycles N augmente. Par ailleurs, précisons que les variations observées à la suite des premières étapes de la déformation cyclique n'ont pas été représentées car elles dépendent très sensiblement de l'histoire des chargements précédents comme nous allons le montrer par la suite : elles ne sont donc pas caractéristiques de l'état de l'éprouvette.

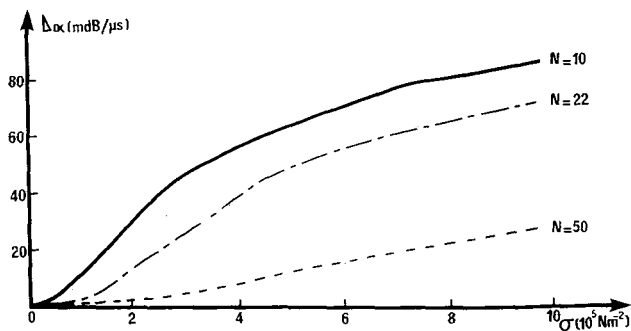
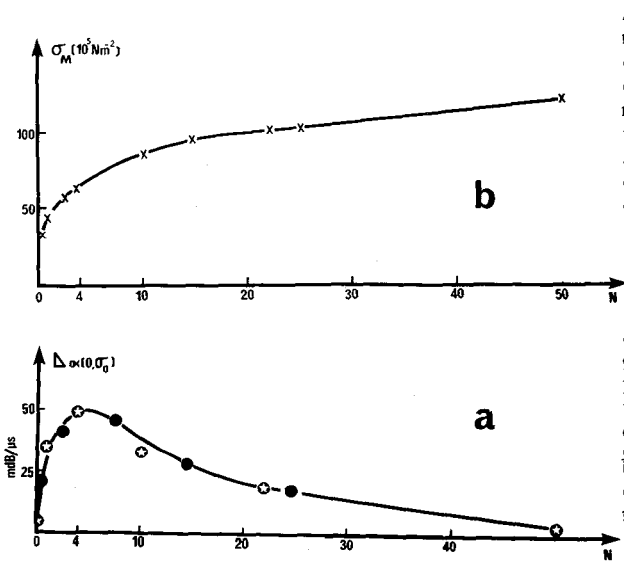


Figure 4
Variations d'atténuation à 160K en fonction de la contrainte quasi statique pour $N = 10, 22, 50$.

La figure 5a représente l'amplitude $\Delta\alpha(0, \sigma_0)$ de la variation observée lors de la première application de la contrainte σ_0 (cf. fig. 3) en fonction du nombre de cycles N :



$\Delta\alpha(0, \sigma_0)$ évolue très rapidement au cours des premières étapes de la déformation cyclique puis, après passage par un maximum entre $N = 4$ et $N = 6$ tend à disparaître lorsqu'on s'approche de la saturation en contrainte qui apparaît sur la courbe $\sigma_M = f(N)$ vers $N = 50$ (cf. fig. 5b).

Figure 5

a) Amplitude des variations d'atténuation observées à 160 K par application de σ_0 en fonction du nombre de cycles (\circ état déchargé en traction, \bullet état déchargé en compression).
 b) Contrainte maximale σ_M de chaque cycle en fonction du nombre de cycles N .

Sur la figure 6, nous avons représenté l'évolution du rapport $\Delta\alpha(\sigma_m, \sigma_0) / \Delta\alpha(0, \sigma_0)$ entre les effets observés lors du premier chargement à σ_0 et ceux observés pour la même contrainte, mais après chargement à σ_m (cf. fig. 3). On notera la très nette dissymétrie des effets observés entre un état de déformation cyclique terminée en traction (N entier figure 6a) et celui correspondant à un arrêt en compression (N demi entier figure 6b) : dans le premier cas, dès l'état $N = 4$, les chargements jusqu'à $\sigma_m = 15 \cdot 10^5 \text{ Nm}^{-2}$ n'affectent pas les variations $\Delta\alpha(\sigma_m, \sigma_0)$ relevées sous contrainte faible ; au contraire, dans le cas des déformations cycliques arrêtées en compression $\Delta\alpha(\sigma_m, \sigma_0)$ diminue très rapidement à la suite des chargements successifs jusqu'à $\sigma_m = 10 \cdot 10^5 \text{ Nm}^{-2}$. Par ailleurs, précisons que dans le cas de l'état ($N = 24,5$) nous avons étudié l'influence de la température sur ces variations $\Delta\alpha(\sigma_m, \sigma_0)$ en fonction de σ_m mais aucun effet de la température n'a pu être décelé dans le domaine 120 - 200 K qui a été exploré.

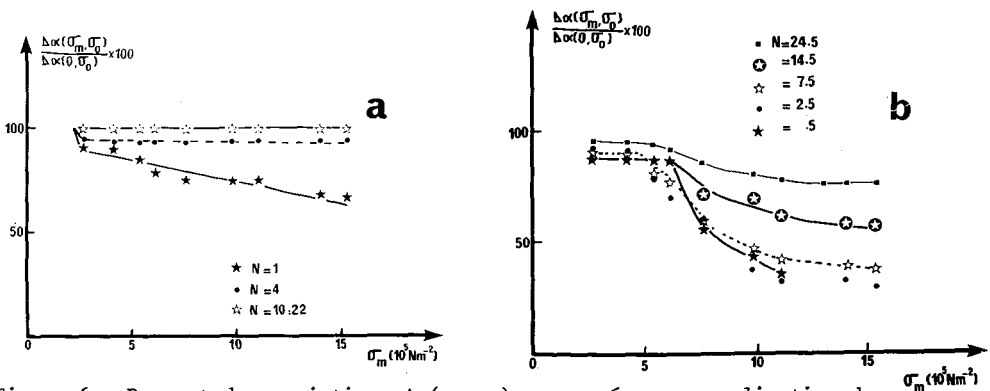


Figure 6 : Rapport des variations $\Delta\alpha(\sigma_m, \sigma_0)$ provoquées par application de σ_0 après chargement à σ_m aux variations $\Delta\alpha(0, \sigma_0)$ initiales ; a) états déchargés en traction, b) états déchargés en compression.

Pour terminer, signalons que dans les états proches de la saturation et pour lesquels la déformation cyclique est arrêtée en compression, les faibles variations $\Delta\alpha(0, \sigma_0)$ observées lors de la première application de la contrainte σ_0 (cf. fig. 5, $N = 20$ à 50) peuvent être amplifiées par les opérations suivantes : sollicitation à une contrainte $\sigma_m = 26.10^5 \text{ Nm}^{-2}$, remontée et maintien à la température de 320 K pendant une heure, puis refroidissement et sollicitation à σ_0 dans des conditions identiques aux conditions initiales : par exemple, dans l'état $N = 24,5$ $\Delta\alpha(0, \sigma_0)$ passe de $0,023 \text{ dB}/\mu\text{s}$ à $0,035 \text{ dB}/\mu\text{s}$ à la suite de ces traitements et dans l'état $N = 50,5$.

IV - DISCUSSION

Il est utile pour la suite de la discussion, de préciser dès maintenant que le processus expérimental mis en oeuvre pour l'étude de la mobilité des dislocations dans les états fatigués ne modifie pas de façon sensible les microstructures qui y sont établies : en effet, l'examen de la figure 2 montre clairement que le niveau de contrainte d'écoulement plastique est le même à la fin d'une étape (1 par exemple où $\sigma_M = 36.10^5 \text{ Nm}^{-2}$) et au début de l'étape suivante (2), malgré les différents démontages, traitements et chargements qui ont été réalisés entre-temps.

Modèle utilisé pour l'interprétation des variations d'atténuation

Dans l'aluminium de pureté $5 \times N$ déformé de façon monotone, il a été clairement établi que les variations d'atténuation observées lors de l'application d'une contrainte quasi statique faible devaient être attribuées au désancrage des dislocations à partir des défauts ponctuels associés aux impuretés {2}; la similitude entre ces effets et ceux observés figure 4 (tout au moins lorsque N n'est pas trop important) permet de considérer que ce mécanisme de désancrage est toujours responsable des effets d'atténuation observés. Les résultats de la figure 4 s'expliqueraient alors de la façon suivante : lors du vieillissement à 320 K les défauts ponctuels viennent se fixer sur les dislocations (fig. 7a) ; sous l'action de la contrainte quasi statique σ , les dislocations se désancrent de ces défauts ponctuels et la longueur des segments vibrant sous l'effet de l'onde ultrasonore passe de l à L_N :

bien que la théorie de la corde vibrante ne puisse être appliquée quantitativement* compte tenu de l'importance des interactions dislocations-dislocations dans les matériaux fatigués, il ne fait aucun doute que cette augmentation de la longueur libre entraîne une augmentation de l'atténuation.

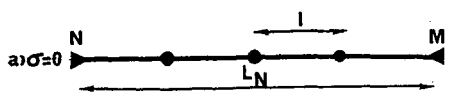


Figure 7
Représentation schématique du désancrage d'une dislocation.

La réduction de ces variations lorsque N passe de 10 à 50 pourrait donc traduire un double effet de la déformation cyclique : une diminution de la longueur L_N due aux enchevêtrements des dislocations (formation et épaissement des parois L_N des cellules {7}) et une augmentation des contraintes internes réduisant la liberté de mouvement des dislocations.

* Dans ce cas l'atténuation est donnée par $\alpha = KAL^4$ où K est une constante dépendant des propriétés élastiques du matériau et des conditions expérimentales, Λ est la densité de dislocations et L leur longueur libre.

Cette hypothèse est confirmée par le résultat de la figure 5, mais celle-ci permet d'observer l'ensemble de l'évolution en fonction de N : jusqu'à $N \approx 4$ à 5 $\Delta\alpha(0, \sigma_0)$ croît rapidement par suite de l'augmentation de la densité des dislocations, puis très rapidement les effets que nous venons de discuter l'emportent et conduisent à une diminution de $\Delta\alpha(0, \sigma)$ jusqu'à la saturation.

Modèle pour les contraintes internes

Dans le cas des résultats que nous venons de discuter (fig. 4 et 5) seul le mécanisme de désancrage des défauts ponctuels intervenait car les variations $\Delta\alpha$ observées sont quasiment réversibles. Lorsque la contrainte σ_m dépasse un certain seuil les mouvements des dislocations deviennent irréversibles (cf. figure 6) et nous devons envisager un franchissement irréversible d'obstacles "moyenne distance" pour expliquer cet effet supplémentaire.

De plus, la non dissymétrie des effets observés à contrainte faible (σ_0 figure 5) entre les états arrêtés en traction et ceux arrêtés en compression et la dissymétrie de ceux observés à contrainte moyenne (σ_m figure 6) entre ces mêmes états conduit à considérer comme KRESSEL et al {8} par exemple, deux composantes à la contrainte interne σ_i s'opposant au mouvement des dislocations (cf. fig. 8) : celle-ci comprendrait un terme lié aux obstacles agissant à moyenne distance d'amplitude σ_i dont l'amplitude varie lentement lors du déplacement des dislocations. Il s'agit d'une diminution lorsque les dislocations se déplacent dans le sens imposé par σ_i . Ce terme agissant à très longue distance change de signe en fonction du sens de la sollicitation de déchargement (σ_{ic}'' , fig. 8, pour un arrêt en compression, σ_{it}'' pour un arrêt en traction).

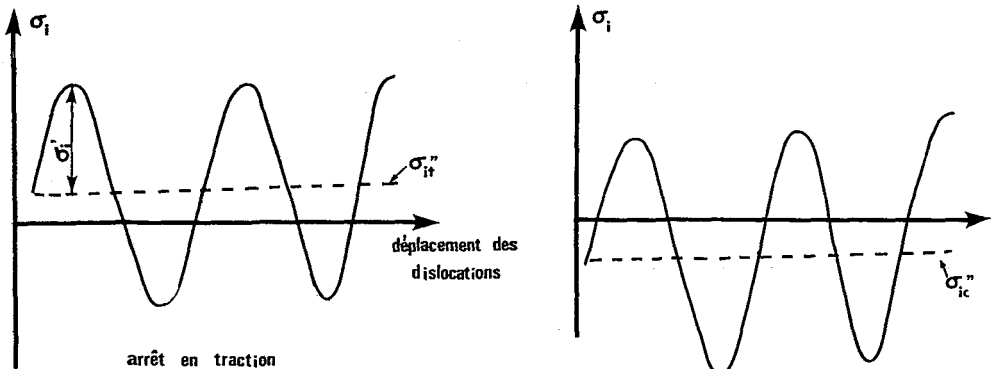


Figure 8: Représentation schématique de la contrainte σ_i s'opposant aux mouvements des dislocations

Sur cette base, les résultats des figures 6a et 6b s'expliquent aisément. En effet, lorsque la contrainte appliquée σ_m permet de franchir un obstacle à moyenne distance, le mouvement de la dislocation qui en résulte est irréversible et la dislocation ne retourne pas dans son "atmosphère" de défauts ponctuels : la dislocation concernée ne participe donc plus aux variations d'atténuation subséquentes lors des nouveaux chargements à la contrainte σ_0 ; autrement dit, le rapport $(\Delta\alpha(\sigma_m, \sigma_0) / \Delta\alpha(0, \sigma_0)) \times 100$ représente le taux p de dislocations qui n'ont pas franchi d'obstacle à moyenne distance lors d'un chargement jusqu'à σ_m . Ainsi, la dissymétrie des effets entre un état arrêté en traction et un état arrêté en compression, où N est du même ordre, permet d'évaluer $\sigma_{it}'' - \sigma_{ic}''$: en effet, les mécanismes n'étant pas activés thermiquement, cette différence est égale à celle des contraintes σ_m nécessaires pour atteindre le même taux p sur les deux états. Par exemple pour N de l'ordre de 1 à 2,5 et $P = 60\%$ $\sigma_{it}'' - \sigma_{ic}'' \approx 9.10^5 \text{ Nm}^{-2}$, c'est à dire $\sigma_{it}'' \approx |\sigma_{ic}''| \approx 4,5 \cdot 10^5 \text{ N.m}^{-2}$.

Par ailleurs, lorsque N augmente, la dissymétrie précédente mise à part, il apparaît d'après la figure 6 qu'il est de plus en plus difficile de franchir les obstacles moyenne distance : ce résultat indique que l'amplitude σ_i' des contraintes internes correspondant à ces obstacles croît plus rapidement que la contrainte à grande distance σ_i'' .

Ce résultat est tout à fait cohérent avec celui de la figure 5 où il a été observé que l'effet $\Delta\alpha(0, \sigma_0)$ lui même réduit par l'existence de ces contraintes internes, tend à disparaître lorsqu'on se rapproche de la saturation.

Pour terminer, signalons enfin que la possibilité d'amplifier $\Delta\alpha(0, \sigma_0)$, après chargement à $\sigma_m = 26 \cdot 10^5 \text{ N m}^{-2}$ puis vieillissement, montre que certaines dislocations ont été extraites de ce champ de contrainte où σ_i' est très important pour une région du cristal où σ_i' est plus faible : cet effet, pourrait ainsi être attribué à des dislocations ayant quitté les parois des cellules sous l'action de σ_m .

En conclusion, ces premiers résultats encourageants montrent que la technique utilisée permet de caractériser la mobilité des dislocations dans un matériau fatigué : en particulier les contraintes internes contrôlant cette mobilité peuvent être évaluées semi-quantitativement. Les mécanismes microscopiques responsables des deux types de contraintes internes restent à établir de façon sûre; cependant deux hypothèses peuvent être avancées pour expliquer l'origine des contraintes internes à très longue distance σ'' : si les parois des cellules sont supposées immobiles, les contraintes σ_i'' pourraient être attribuées aux interactions entre les dislocations de l'intérieur des cellules et les parois; dans l'hypothèse où le cisaillement des parois participe à la déformation cyclique, σ_i'' représenterait la contrainte de compatibilité permettant d'accommoder la différence de déformation plastique entre l'intérieur et les parois des cellules (MUGHRABI {9}). Ces deux hypothèses sont en accord avec l'observation expérimentale selon laquelle ces cellules de dislocations apparaissent très rapidement lors de la déformation cyclique {7}.

R E F E R E N C E S

- {1} D. MAC DONALD, Proceedings of the conference ULTRASONICS INTERNATIONAL p. 346 - 363 , IPC Science and Technology Press (1977)
- {2} A. VINCENT et J. PEREZ, Phil. Mag. A, 40, 3, p. 377-397 (1979)
- {3} A. VINCENT, J.L. BOUVIER-VOLAILLE et P. FLEISCHMANN, J. Phys. E 15, p.765-770(1982)
- {4} M. OMRI, A. VINCENT, Proceedings of the Conference ECIFUAS IV (à paraître)
- {5} G. GREMAUD and W. BENOIT, J. Phys. 42, C5, 369-374 (1981)
- {6} J. CHICOIS et al (à paraître)
- {7} G. GUICHON et al (à paraître)
- {8} H. KRESSEL and N. BROWN, Dislocations Dynamics, Mac Graw Hill, p. 337-356 (1968)
- {9} H. MUGHRABI , Proceedings of the conference ICSMA 5 vol. 3 p.1636-1638 (1979)