



HAL
open science

Dissipation des métaux en fatigue gigacyclique

Antoine Blanche, Ngoc-Lam Phung, Nicolas Ranc, Véronique Favier, André Chrysochoos

► **To cite this version:**

Antoine Blanche, Ngoc-Lam Phung, Nicolas Ranc, Véronique Favier, André Chrysochoos. Dissipation des métaux en fatigue gigacyclique. 20ème Congrès Français de Mécanique, 2011, Besançon, France. 6 p. hal-00858952

HAL Id: hal-00858952

<https://hal.science/hal-00858952>

Submitted on 6 Sep 2013

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.

Dissipation des métaux en fatigue gigacyclique

A. BLANCHE^{a,b}, N. L. PHUNG^b, N. RANC^b, V. FAVIER^b, A. CHRYSOCHOOS^a

a. Laboratoire de Mécanique et Génie Civil (LMGC), Université Montpellier 2, CNRS, Place Eugène Bataillon, 34095 MONTPELLIER

b. Laboratoire Procédés et Ingénierie en Mécanique et Matériaux (PIMM), UMR CNRS 8006, Arts et Métiers Paristech, 151 boulevard de l'Hôpital 75013 PARIS

Résumé :

Ce travail vise à mesurer des distributions de dissipation induites par la fatigue gigacyclique de matériaux métalliques. Nous présentons le dispositif thermographique utilisé ainsi que des résultats récents obtenus sur un cuivre pur sollicité à 20 kHz à différents niveaux de contrainte, tous très inférieurs à la limite d'endurance. Ces distributions hétérogènes de dissipation sont ensuite reliées aux mécanismes progressifs de microplasticité de la matière et sont confrontées à des images micrographiques réalisées sur ces mêmes échantillons.

Abstract :

The aim of this study is to measure dissipation distribution while fatigue loading at very high number of cycle in metallic materials. A thermographic setup and results recently performed on pure copper at 20kHz and stress magnitude below fatigue strength are presented. These heterogenous dissipation distribution are then connected with damage progress and are confronted with metallographic analysis performed on these specimen.

Mots clefs : dissipation, analyse calorimétrique, fatigue gigacyclique, bandes de glissement

1 Contexte

Cette communication a pour objet la compréhension des mécanismes de fatigue des métaux intervenant à grand et très grand nombre de cycles. La contrainte subie par les échantillons est faible par rapport à la limite de fatigue et le nombre de cycles N atteint est supérieur à 10^8 cycles. Une analyse calorimétrique permet d'identifier la distribution de la dissipation intrinsèque et son évolution. La dissipation, source de chaleur caractérisant les irréversibilités, est alors utilisée comme un indicateur de l'évolution de l'état de fatigue.

2 Dispositif expérimental

Les échantillons que nous étudions sont en cuivre pur (Cu > 99.95%). Nos éprouvettes subissent un traitement thermique à 250°C pendant 60 minutes après usinage afin de diminuer les contraintes résiduelles. Un polissage mécanique puis un polissage électrolytique sont ensuite effectués. La taille des grains est de l'ordre de 50 µm. Le matériau a une limite d'élasticité d'environ 120 MPa. La limite de fatigue à 10^{10} cycles pour un cuivre proche de celui-ci a été estimée à 93 MPa après 10^{10} cycles par [1].

Les échantillons ont été sollicités en fatigue à une fréquence de 20 kHz par l'intermédiaire d'une machine ultrasonique de fatigue (cf. FIG. 1). Ce type de machine est composé

- d'un convertisseur piézoélectrique qui transforme un signal électrique en un déplacement. Une calibration avec un extensomètre laser permet de déterminer la relation entre le signal électrique et le déplacement.
- d'une sonotrode ayant pour rôle d'amplifier le déplacement imposé par le convertisseur piézoélectrique.
- d'un échantillon. La liaison entre l'échantillon et la pièce précédente est assurée par une vis, l'échantillon est libre de contrainte à son autre extrémité.

L'ensemble de ce système est dimensionné en admettant que le comportement est élastique. Les éprouvettes sont plates et à section variable. Les dimensions sont choisies pour que le mode de vibration longitudinale

soit de l'ordre de 20 kHz. En faisant l'hypothèse d'un comportement purement élastique et d'un déplacement périodique selon le mode de vibration longitudinale il est alors possible d'obtenir, par un calcul de structure en dynamique, la variation de contrainte $\Delta\sigma = (\sigma_{max} - \sigma_{min})$ subie par l'échantillon [2] (cf. FIG. 2).

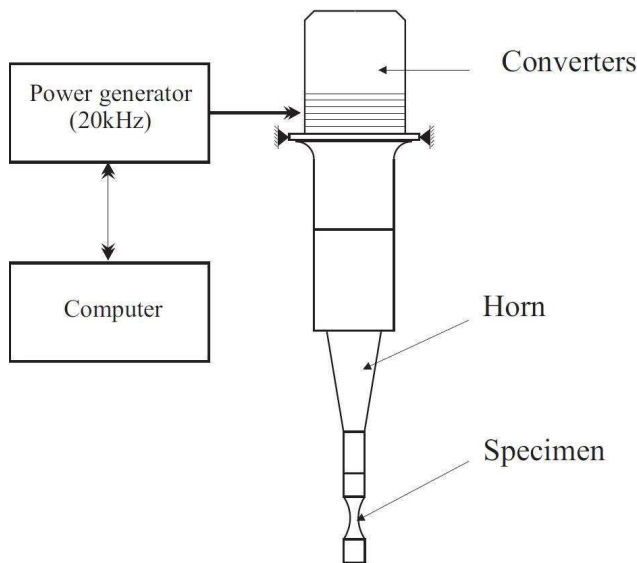


FIG. 1 - Machine ultrasonique de fatigue.

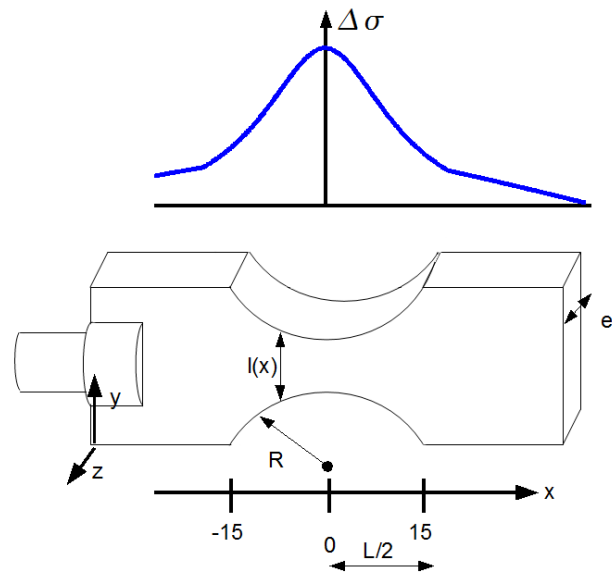


FIG. 2 - Géométrie des échantillons. Distribution de la contrainte. Dimension en mm.

La machine de fatigue impose un déplacement sinusoïdal dans la partie supérieure de l'éprouvette, le rapport de déplacement est $R_u = u_{min}/u_{max} = -1$. L'ordre de grandeur du déplacement imposé au niveau de l'échantillon est de quelques μm . Les contraintes en jeu sont jusqu'à 10 fois plus faibles que la limite d'élasticité.

Une caméra infra-rouge permet d'enregistrer le champ observé à la surface de l'échantillon. Le capteur est de taille 512 x 640 pixel. Après la réalisation d'un étalonnage pixel à pixel à l'aide d'un corps noir, il est possible de convertir le signal numérique délivré par la matrice de capteurs en un champ de température avec une précision de l'ordre de 0,04°C.

Un revêtement de peinture noire est appliqué à la surface des échantillons pour obtenir une émissivité proche de 1. La peinture choisie est capable de supporter une température allant jusqu'à 600°C pour garantir une bonne résistance du revêtement et une constance de l'émissivité pendant nos essais.

La résolution spatiale durant les essais est d'environ 0.1mm/pixel. Une éprouvette de référence est placée à proximité de l'échantillon sollicité pour prendre en compte les perturbations de l'environnement.

Des mesures micrographiques sont réalisées par microscope optique et par microscopie électronique à balayage (MEB). Ces mesures sont réalisées régulièrement entre deux essais mécaniques pour observer les évolutions microstructurales.

3 Cadre théorique et traitement numérique

3.1 Modèle de diffusion de la chaleur

L'objectif de notre étude est d'estimer la distribution de la dissipation intrinsèque et son évolution pendant un essai. Nous focalisons ici l'analyse calorimétrique sur la partie à section variable de l'échantillon (i.e. $x \in [-L/2, L/2]$, cf. FIG. 2).

Le chargement mécanique étant uniaxial, nous choisissons ici une analyse calorimétrique unidimensionnelle. Le point de départ est l'équation de la chaleur :

$$\rho C \dot{T} - k \Delta T = s \quad (1)$$

où $T(x, y, z, t)$ désigne la température, ρ la masse volumique, C la capacité calorifique, k la conductivité thermique et $s(x, y, z, t)$ la source de chaleur.

À partir cette équation et en reprenant les hypothèses décrites dans [3], on peut écrire le modèle de diffusion 1D de la chaleur. Ce modèle, pour le cas d'éprouvettes à sections variables, s'écrit sous la forme suivante [4] :

$$\frac{\partial \theta(x,t)}{\partial t} + \frac{\theta(x,t)}{\tau^{\text{ID}}(x)} - \frac{k}{\rho C} \left(\frac{\partial^2 \theta(x,t)}{\partial x^2} + \frac{\partial \theta(x,t)}{\partial x} \frac{S'(x)}{S(x)} \right) = \frac{s(x,t)}{\rho C} \quad (2)$$

où $\theta = T - T_0$ est la variation de température et T_0 la température ambiante. On note

$$\tau^{\text{ID}}(x) = \frac{\rho C S(x)}{2h(e+l(x))} \quad (3)$$

la constante de temps qui caractérise les fuites thermiques selon toutes les faces latérales de l'échantillon avec e l'épaisseur, $l(x)$ la largeur, $S(x) = e \cdot l(x)$ la section de l'échantillon et h le coefficient de transfert thermique. Ces fuites thermiques sont principalement causées par un flux d'air destiné à refroidir le système piézoélectrique. C'est ce même flux d'air qui provoque un échange de type convection forcée sur les surfaces de l'échantillon.

Les échantillons sont sollicités à haute fréquence (20 kHz) et à faible contrainte (e.g. 30 MPa), par conséquent les effets thermoélastiques liés à la thermodilatabilité du matériau sont ici hors de portée du système de mesure. Nous allons par la suite considérer que la seule source de chaleur est la dissipation intrinsèque $d_1(x,t)$. Cette source caractérise les irréversibilités. Nous ne mesurons en fait qu'une dissipation moyenne sur plusieurs milliers de cycles.

Dans les équations précédentes, le paramètre inconnu est le coefficient de transfert thermique h . Nous allons le déterminer dans ce qui suit.

3.2 Détermination de la constante de fuites thermiques

Le coefficient de transfert thermique est déterminé à partir d'un retour à l'équilibre thermique c'est-à-dire une mesure de champ thermique que l'on effectue lorsqu'on arrête de solliciter l'échantillon.

Pendant le retour à l'équilibre, nous estimons que nous n'avons pas de source de chaleur. Nous utilisons comme température initiale le champ de température mesuré en fin d'essai. Des conditions aux limites de type Dirichlet extraites des mesures thermiques expérimentales θ^{exp} sont appliquées à chaque extrémité de l'échantillon. Un bon choix de l'inconnue h permet alors de vérifier le problème suivant

$$\begin{cases} \frac{\partial \theta(x,t)}{\partial t} + \frac{\theta(x,t)}{\tau^{\text{ID}}(x)} - \frac{k}{\rho C} \left(\frac{\partial^2 \theta(x,t)}{\partial x^2} + \frac{\partial \theta(x,t)}{\partial x} \frac{S'(x)}{S(x)} \right) = 0 \\ \theta(x,t=0) = \theta^{\text{exp}}(x,t=0) \\ \theta\left(\frac{-L}{2}, t\right) = \theta^{\text{exp}}\left(\frac{-L}{2}, t\right) \text{ et } \theta\left(\frac{L}{2}, t\right) = \theta^{\text{exp}}\left(\frac{L}{2}, t\right) \end{cases} \quad (4)$$

3.3 Calcul de la dissipation

Une fois le paramètre h identifié, il est possible d'estimer la dissipation intrinsèque d_1 . La difficulté est d'appliquer les opérateurs de dérivées partielles $\frac{\partial}{\partial t}$, $\frac{\partial}{\partial x}$ et $\frac{\partial^2}{\partial x^2}$ sur la température mesurée qui est un signal discret et bruité.

Nous opérons alors à un lissage spatiotemporel local par une méthode de moindres carrés s'inspirant de [3] pour approximer la température par une fonction approximation de la forme suivante

$$\theta^{\text{app}} = P_1 t x^2 + P_2 t x + P_3 t + P_4 x^2 + P_5 x + P_6 \quad (5)$$

où P_i désignent des constantes que l'on détermine à chaque instant et en chaque point de l'espace. Cette dernière équation réintroduite dans (2) permet alors de calculer la distribution de dissipation à chaque instant.

4 Résultats

4.1 Résultats calorimétriques

Les mesures thermographiques nous permettent d'observer que la température ne se stabilise pas pendant les essais contrairement à ce qui a pu être observé en fatigue conventionnelle classique à grand nombre de cycles [5]. La figure 3 montre l'évolution de la température moyenne en fonction du nombre de cycles pour un essai interrompu à 10^7 cycles et repris ensuite jusqu'à 10^8 cycles. La température augmente de manière monotone.

Ceci indique une évolution continue de l'état de fatigue. Nous remarquons que la température est plus faible du côté de la fixation échantillon – machine ultrasonique de fatigue (cf. FIG. 4). Cela s'explique par les échanges thermiques qui ont lieu à cette interface (cf. FIG. 1).

De ces résultats il est alors possible d'extraire la dissipation intrinsèque. Nous observons que la dissipation intrinsèque moyenne augmente toujours (cf. FIG. 5) même à très faible contrainte (i.e. jusqu'à 7 fois plus faible que la limite de fatigue et presque 10 fois plus faible que la limite d'élasticité).

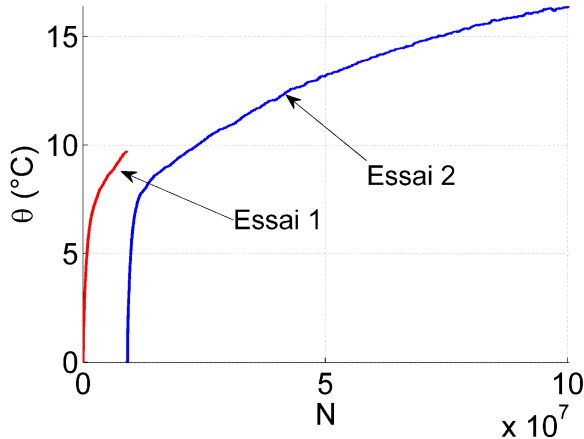


FIG. 3 - Variation de température pendant 2 essais à 55 MPa

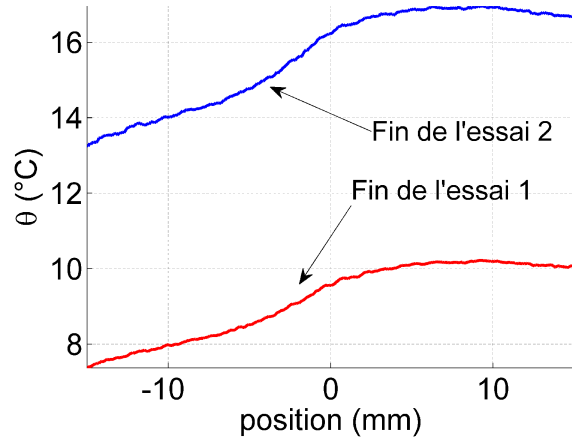


FIG. 4 - Distribution de température le long de l'échantillon à la fin de chaque essai (55 MPa)

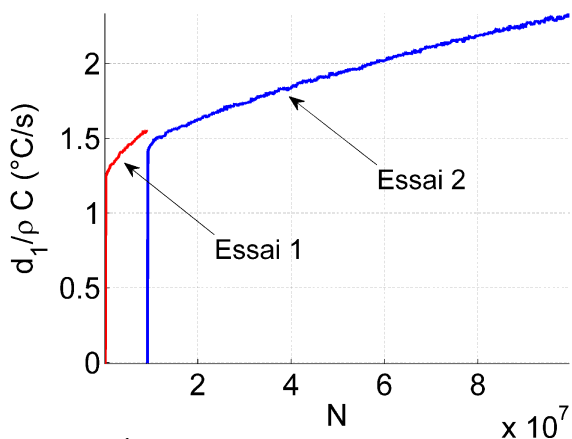


FIG. 5 - Évolution de la dissipation avec le nombre de cycles (55 MPa)

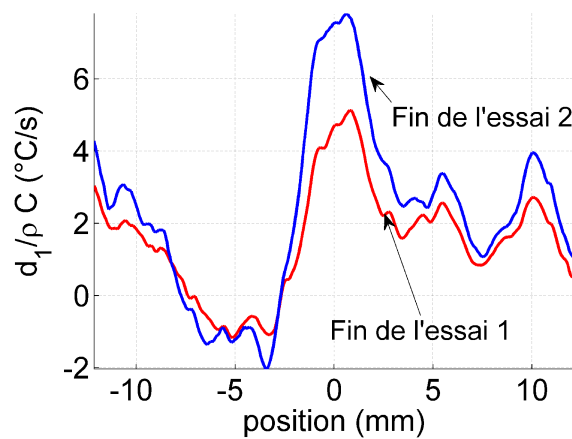


FIG. 6 - Distribution de la dissipation le long de l'échantillon à la fin de chaque essai (55 MPa)

Nous remarquons que la dissipation n'est pas forcément maximale là où l'amplitude de contrainte est supposée maximum (cf. FIG. 6). L'observation de la distribution de la dissipation met en évidence des phénomènes de localisation. Ces pics de dissipation témoignent de l'existence de zones plus sensibles que d'autres aux mécanismes progressifs de microplasticité.

Dans le cas particulier où la dissipation intrinsèque est répartie symétriquement par rapport au centre de l'échantillon (cf. FIG. 7) et en y associant la contrainte calculée pour chaque position, nous nous permettons de représenter des courbes de types $d_1 - \Delta\sigma$ (cf. FIG. 8). Sur ces deux figures, chaque courbe représente un essai réalisé à une contrainte maximum différente. Dans ce cas, nous constatons qu'un changement de régime dissipatif semble apparaître pour le cuivre.

Les évolutions microstructurales se produisant lors des essais mécaniques peuvent être une origine des mécanismes dissipatifs observés. Il est par conséquent nécessaire de les étudier.

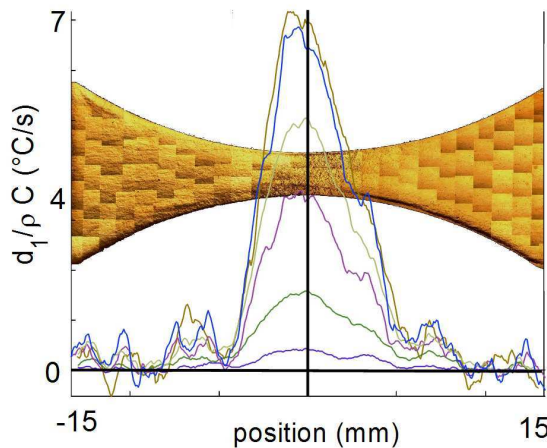


FIG. 7 - Distribution de dissipation pour des essais à plusieurs échelons de contrainte de 19 à 45 MPa

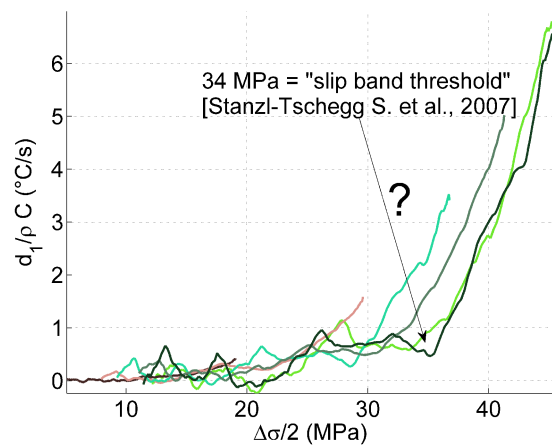


FIG. 8 - Dissipation en fonction de la contrainte pour des essais à plusieurs échelons de contrainte

4.2 Résultats micrographiques

Les premières mesures au microscope optique ont mis en évidence une bonne corrélation entre la distribution de la dissipation et celle des bandes de glissement (cf. FIG. 9). Les observations faites là où la dissipation est faible montrent qu'il y a très peu de bandes de glissement (cf. FIG. 10). Par contre, une forte densité de bandes est visible là où la dissipation est forte (cf. FIG. 11). Ces bandes sont principalement orientées à $\pm 45^\circ$ par rapport à l'axe de chargement et à l'intérieur du grain.

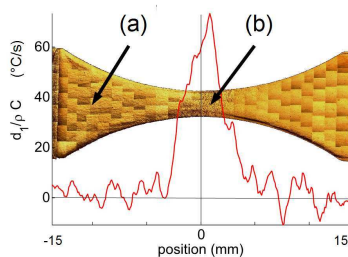


FIG. 9 - Corrélation dissipation - microstructure, essai à 71 MPa après 10^7 cycles

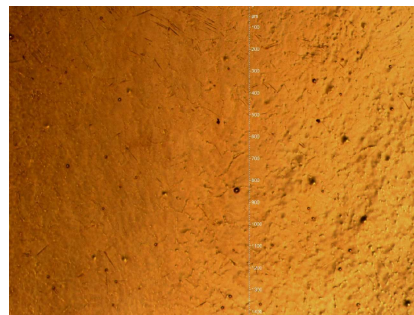


FIG. 10 - Zoom (a)

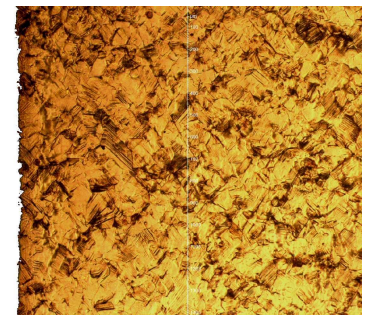


FIG. 11 - Zoom (b)

En regardant de plus près la microstructure, on remarque que le développement de bandes de glissement dépend de la contrainte et du nombre de cycles. Sur la figure 12 on observe à 56 MPa et dès 10^7 cycles la formation de bandes à haut relief qui germent à proximité du joint de grain. En augmentant le nombre de cycles ces bandes deviennent plus longues, plus rugueuses et de nouvelles bandes parallèles à celle-ci apparaissent (cf. FIG. 13).

À 51 MPa, les bandes de glissement sont seulement observées après 10^8 cycles (cf. FIG. 14). Elles sont visibles sous forme des groupes de très fines bandes dispersées et à très faible relief.

Ces deux évolutions microstructurales rappellent celles décrites dans [1,6] qui montrent l'existence d'un seuil d'apparition de bandes de glissement en ultrasonique à 34 MPa (« VHCF - slip band threshold ») et d'un seuil de bandes de glissement persistantes en ultrasonique à 45 MPa (« VHCF - persistant slip band threshold ») pour le cuivre.

Le seuil d'apparition de bandes de glissement en ultrasonique (34 MPa) est appelé seuil « d'irréversibilités » par [1]. Un tel seuil indiquerait que les processus irréversibles seraient négligeables et qu'il n'y aurait pas de rupture par fatigue [7]. Cependant, les mesures de distribution de dissipation réalisées en dessous de ce seuil ont montré jusqu'ici une augmentation de la dissipation, c'est-à-dire un avancement de l'état de fatigue.

Des analyses complémentaires par EBSD ont montrées que ces bandes correspondent aux traces de glissement cristallographique. L'aspect extrusion/intrusion n'a pas été observé jusqu'ici.

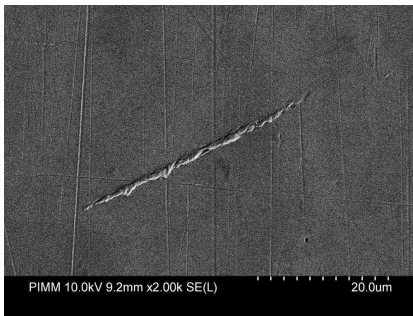


FIG. 12 - Bande concentrée observée à 56 MPa et 10^7 cycles (zoom x 2 000)

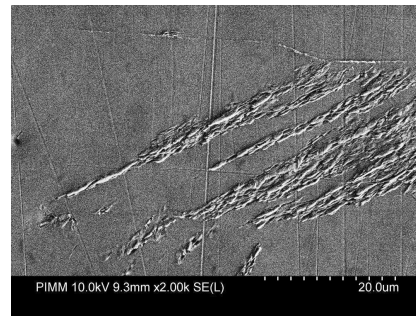


FIG. 13 - Groupe de bandes concentrées observées à 56 MPa et 10^8 cycles (zoom x 2 000)

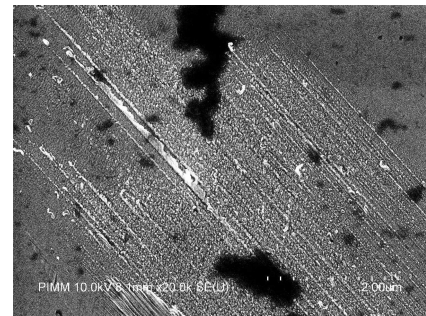


FIG. 14 - Bandes diffuses observées à 51 MPa et 10^8 cycles (zoom x 20 000)

4.3 Conclusion

Une analyse calorimétrique a été proposée pour estimer la distribution de dissipation et son évolution temporelle dans des échantillons sollicités à 20 kHz à partir de mesures thermiques.

Les résultats ont mis en évidence l'existence et une augmentation continue de la dissipation à des échelons de contrainte bien en dessous de la limite d'élasticité et de la limite de fatigue. Nous avons remarqué des phénomènes de localisation mettant en évidence l'existence de zones plus sensibles aux mécanismes progressifs de microplasticité. Cette augmentation de la dissipation pourrait s'expliquer par une accentuation de la hauteur des bandes de glissement au même endroit ou bien par l'apparition de nouvelles bandes à d'autres endroits.

Les mesures micrographiques montrent des mécanismes microstructuraux différents selon la contrainte et le nombre de cycles appliqués.

Nous projetons d'étudier les bandes de glissement diffuses pour savoir si elles sont persistantes ou bien le précurseur de l'apparition de bandes de glissement persistantes. Enfin nous étudierons si une corrélation entre le changement de régime dissipatif et le seuil d'apparition de bandes de glissement en ultrasonique (34 MPa) existe.

Les prochains résultats porteront sur des essais réalisés sur du laiton et un acier. Des mesures de champs de déplacement seront menées afin de s'assurer de la validité de l'hypothèse d'un comportement « élastique » pour estimer la distribution de contrainte. Nous utiliserons également la dissipation comme indicateur mettant en évidence l'histoire du chargement du matériau.

Ce travail a bénéficié d'une aide de l'Agence Nationale de la Recherche portant la référence ANR-09-BLAN-0025-01.

Références

- [1] Stanzl-Tschegg S., Mughrabi H., Schönbauer B., Life time and cyclic slip of copper in the VHCF regime, International Journal of Fatigue, 29, 2050-2059, 2007.
- [2] Bathias C. & Paris P. C., Gigacycle Fatigue in Mechanical Practice, Marcel Dekker, 2004.
- [3] Boulanger T., Analyse par thermographie infrarouge des sources de chaleur induites par la fatigue des aciers, Thèse, 2004.
- [4] Doudard C., Calloch S., Hild F., Roux S., Identification of heat sources from infrared thermography : Determination of 'self- heating' in a dual-phase steel by using a dog bone sample, Mechanics of Materials, 42, 55-62, 2010.
- [5] Berthel B., Mesures thermographiques de champs de dissipation accompagnant la fatigue à grand nombre de cycles des aciers, Thèse, 2004.
- [6] Stanzl-Tschegg S. & Schönbauer B., Mechanisms of strain localization, crack initiation and fracture of polycrystalline copper in the VHCF regime, International Journal of Fatigue, 32, 886-893, 2010.
- [7] Mughrabi H., Specific features and mechanisms of fatigue in the ultrahigh-cycle regime, International Journal of Fatigue, 28, 1501-1508, 2006.