



HAL
open science

COMPORTEMENT DES MONOCRISTAUX DE Fe-3% Si, SOUMIS AUX CONTRAINTES ÉLEVÉES ET TRÈS ÉLEVÉES

J M Dubois, P. Blinot, C. Chiem

► **To cite this version:**

J M Dubois, P. Blinot, C. Chiem. COMPORTEMENT DES MONOCRISTAUX DE Fe-3% Si, SOUMIS AUX CONTRAINTES ÉLEVÉES ET TRÈS ÉLEVÉES. Journal de Physique Colloques, 1985, 46 (C5), pp.C5-13-C5-23. 10.1051/jphyscol:1985503 . jpa-00224733

HAL Id: jpa-00224733

<https://hal.science/jpa-00224733v1>

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.

COMPOTEMENT DES MONOCRISTAUX DE Fe-3% Si, SOUMIS AUX CONTRAINTES ÉLEVÉES ET TRÈS ÉLEVÉES

J.P. Dubois⁺, P. Blinot^{*} et C.Y. Chiem^{*}*E.T.C.A., Centre Mécanique-Chimie-Matériaux, 16 bis avenue Prieur de la Côte d'Or, 94110 Arcueil, France***Ecole Nationale Supérieure de Mécanique (E.N.S.M.), groupe "DYNAMAST", 1 rue de la Noë, 44072 Nantes Cedex, France*

RESUME

La déformation à grande vitesse des monocristaux de Fe-3% Si est étudiée en cisaillement et compression dynamiques. Le but de cette étude est d'apporter à la compréhension des mécanismes de plasticité intervenant dans ce domaine une contribution qui ne soit pas empirique. Les aspects macroscopiques de la déformation : sensibilité à la vitesse de déformation, apparition du maillage mécanique, variation de la limite élastique en fonction de l'orientation et de la vitesse de déformation et leur corrélation avec les microstructures. Ceci permettra de postuler dans l'avenir proche une loi de comportement ayant un sens physique en accord avec l'examen des microstructures. Le maillage et spécialement les micro-macles ont fait l'objet d'une étude particulière. Cette étude apporte des informations très intéressantes sur la germination du maillage dans les cubiques centrés en relation avec la structure de cœur des dislocations vis.

ABSTRACT

High strain-rate deformation of 3 % Si-Fe single-crystals under dynamise shear loading and compression is studied. The aim of this investigation is to bring more comprehension to plastic deformation mechanisms which intervene in this domain with a contribution which is non-empirical. The macroscopic aspects of the deformation : strain-rate sensitivity, appearance of mechanical, twinning, variation of elastic limit in function of crystal orientation and strain-rate and the correlation to microstructures. This will allow the postulation at the near future of a constitutive equation which has a physical meaning in agreement with microstructure observations. The twinning and specially microtwins are subjects of particular interests. This study brings very interesting results on the germination of twinning in the b.c.c. metals and alloys in relationship with the core structure of screw-dislocations.

INTRODUCTION

La contrainte d'écoulement des polycristaux aussi bien que des monocristaux est influencée par la température et la vitesse de déformation. Ces influences sont étudiées depuis des dizaines d'années. Dans les monocristaux, à cause de leur caractère anisotrope, les courbes contrainte-déformation varient suivant les plans et les directions de glissement.

Dans la gamme des vitesses de déformation de 10^2 à 5.10^3 s^{-1} , rares sont les expériences qui ont permis d'observer la microstructure des monocristaux et de mettre en évidence l'influence de la vitesse de déformation. Ces dernières, en général, sont menées sur des dispositifs de barres de Kolsky (ou "Hopkinson") en compression.

Cette étude sur les monocristaux de Fe-3% Si fait suite aux deux précédentes réa-

⁺ Actuellement Ingénieur chez Michelin, Clermond-Ferrand, France

lisées par Chiem C.Y. et Duffy J. sur les monocristaux de LiF /1/ et de Al /2/. Ces études ont montré la nécessité de développer des essais de cisaillement dynamique, afin de pouvoir caractériser la microstructure de monocristaux soumis aux grandes vitesses de déformation. Ces essais permettent notamment d'éliminer les difficultés relatives à la technologie des barres de Hopkinson en compression et de fournir des coefficients de sensibilité à la vitesse de déformation tenant compte du caractère anisotrope des monocristaux. Ces coefficients de sensibilité à la vitesse de déformation peuvent alors être reliés à certains paramètres de la microstructure des monocristaux tels que densité des dislocations, taille des cellules, etc... à partir d'observations de la microstructure en microscopie électronique à transmission.

Se servant d'essais dynamiques à vitesse de déformation constante, Mc Queen H.J. et Hockett J.E. /3/, Korbel A. et Swiatkowski K. /4/, et Staker M.R. et Holt D.L. /5/ démontrent que la formation des cellules de dislocations est dépendante de la vitesse de déformation. Chiem C.Y. et Duffy J. /3/ ont montré que le coefficient de sensibilité à la vitesse de déformation décroît avec la formation de grandes cellules de dislocations.

Des études par méthodes de mesures ultrasonores sur le comportement des dislocations aux grandes vitesses de déformation sont faites par Shioiri J. et Katsuhiko S. /6/, Shioiri J. et Satoh K. /7/, Hikata A., Han M. et Elbaum C. /8/.

Pour une meilleure compréhension des mécanismes qui régissent le comportement plastique des métaux et alliages de structure cubique centrée soumis aux sollicitations à grande vitesse de déformation, nous avons choisi de commencer une première étude de la microstructure du monocristal de Fe-3\% Si sollicité au moyen de dispositif de cisaillement simple à grande vitesse dans le système de glissement facile $(1\bar{1}0) \langle 111 \rangle$. Les résultats des expérimentations en cisaillement et en compression dynamique donnent une approche des mécanismes de déformation qui est vérifiée au moyen de l'observation de la microstructure par microscopie électronique à transmission (M.E.T.). Le nombre de systèmes de maillage a été estimé et l'observation par M.E.T. de micro-macles a permis de vérifier l'influence de la vitesse de déformation sur leur nucléation à partir de l'arrangement de dislocations-vis de vecteurs de Burgers $b = a/2 \langle 111 \rangle$ permettant ainsi de définir une contrainte critique de maillage et de faire une approche du mécanisme de déformation macroscopique à partir d'une théorie thermiquement activée.

II. ESSAIS ET RESULTATS MACROSCOPIQUES

a) Description succincte des méthodes d'essais

Etant dit la longueur limitée de cet article, nous évitons de faire une description détaillée des dispositifs d'essais expérimentaux utilisés dans cette étude. En effet, le dispositif de barre de Hopkinson fendue de Kolsky J. /9/ modifié pour les essais en torsion a été utilisé par de nombreux chercheurs /10-11/. L'extension de ce dispositif pour le cisaillement à grande vitesse des monocristaux a été développé par Chiem C.Y. et Duffy J. /12/. La description de ce dernier, ainsi que celle du dispositif de barres de Hopkinson pour les essais en compression dynamique ont été mentionnées dans les travaux de Stelly M. et Dorneval R. /13/, de Dubois J.P. /14/.

Le montage des échantillons monocristallins sur le dispositif de cisaillement est schématisé par la figure 1 (a). L'onde de contrainte ainsi produite permet d'imposer des vitesses de déformation allant de $4 \cdot 10^2$ à $2 \cdot 10^3 \text{ s}^{-1}$ selon les matériaux, avec un temps de montée de 20 à 40 μs selon l'amplitude de l'onde appliquée.

La mesure des valeurs de contrainte, déformation et vitesse de déformation se fait de la façon suivante : après relâchement du couple initial T_0 , les ondes se propagent dans les barres d'incidence et de transmission et sont détectées par les jauges de déformation situées à égale distance par rapport aux échantillons. La figure 1 (b) représente un exemple de signaux d'ondes incidente, réfléchie et transmise obtenus dans un essai de cisaillement de monocristaux de Fe 3\% Si . Le plan de cisaillement est $\{110\}$ et la direction de cisaillement est $\langle 111 \rangle$. Le traitement de ces signaux

par ordinateur donne les courbes de $\dot{\gamma} = f'(t)$, $\gamma = f(t)$, $\tau = g(t)$ et $\tau = F(\gamma)$ telles qu'on les présente sur la figure 2.

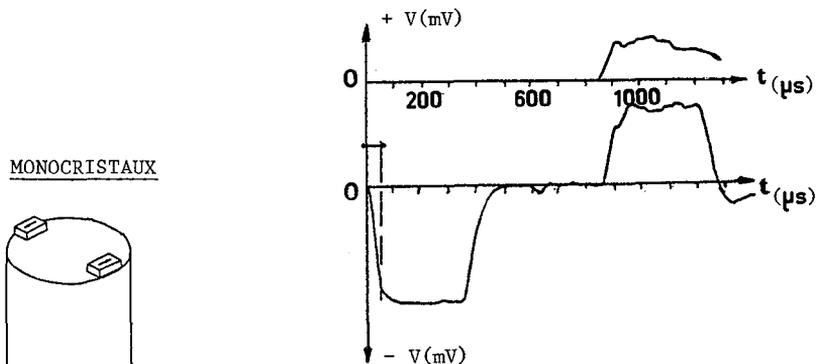


Figure 1 (a) - Schéma de montage des échantillons monocristallins.

Figure 1 (b) - Allures des ondes incidentes, réfléchies et transmises lors d'un essai dynamique sur des monocristaux de Fe-3% Si.

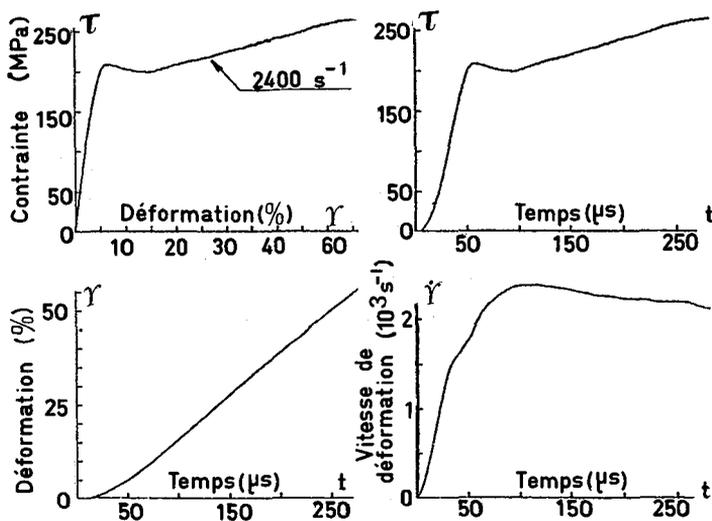


Figure 2 : - Résultats de traitement des signaux d'ondes réfléchies et transmises après un essai de cisaillement à grande vitesse.

b) Matériau utilisé pour les essais

Les alliages de Fer-Silicium utilisés au cours de cette étude ont été élaborés par le laboratoire Louis-Néel du CENG de Grenoble par la méthode de solidification contrôlée à partir des poudres de fer pur (4N) réduites par de l'hydrogène humide et de silicium de haute pureté. La teneur en carbone varie de 20 à 25 ppm.

La méthode de découpage des échantillons permet d'assurer une précision géométrique de $+ 1^\circ$ par rapport aux orientations cristallographiques. Les dimensions des éprouvettes obtenues sont : $6 \times 5 \times 2,5$ (mm). Une entaille est ensuite faite par électroérosion afin de ramener la zone utile de l'échantillon aux dimensions $3 \times 6 \times 0,6$ (mm).

Les échantillons sont ensuite recuits sous atmosphère neutre à la température de 620°C pendant 48 heures avec un refroidissement imposé en 24 heures afin d'éliminer les contraintes résiduelles superficielles introduites lors de la préparation des échantillons.

c) Résultats des essais en cisaillement

Le dispositif de cisaillement réalisé a permis de cisailier des monocristaux de Fe-3% Si dans la direction cristallographique de cisaillement $\langle 111 \rangle$ à différentes vitesses de déformation quasi-statiques et dynamiques. La section de cisaillement dans cette étude est le plan (110).

La figure 4 présente les courbes contrainte-déformation en fonction des diverses vitesses de déformation dynamiques allant de 700 s^{-1} à 2400 s^{-1} et deux vitesses de déformation quasi-statiques $1,5 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ et $1,7 \cdot 10^{-1} \text{ s}^{-1}$.

Nos résultats révèlent une grande différence de la limite élastique et de la contrainte d'écoulement entre les vitesses de déformation quasi-statiques et dynamiques environ d'un facteur deux lorsque la vitesse de déformation passe de $1,5 \cdot 10^{-3}$ à 1300 s^{-1} . Nous observons le phénomène de limite élastique inférieure et supérieure aux vitesses de déformation dynamiques. Ce phénomène est caractéristique de la déformation des matériaux de structure cubique centrée.

Le comportement du matériau lors de la déformation à vitesses quasi-statiques montre qu'il n'y a plus le phénomène de limites élastiques supérieures et inférieures observé dans ces essais à grande vitesse.

Les courbes contrainte-déformation présentent à partir de la limite élastique inférieure une consolidation parabolique sans stades de déformation bien définis, tout au moins jusqu'à la vitesse de déformation $\dot{\gamma} \approx 2400 \text{ s}^{-1}$ où le taux de consolidation augmente.

L'influence de la vitesse de déformation sur la contrainte moyenne d'écoulement plastique peut être représentée par le tracé de la courbe $\tau - \log \dot{\gamma}$ à différents taux de déformation $\gamma \approx 1\%$, 5% , 10% , 20% (figure 5) qui montre que la pente de la courbe est considérablement plus accentuée dans le domaine des vitesses dynamiques que dans le domaine quasi-statique. Cette grande différence de pente suffit pour justifier que des mécanismes de déformation différents régissent ces deux domaines de vitesse de déformation. La plupart des matériaux testés dans un domaine assez large de vitesses de déformation quasi-statiques et dynamiques présentent cette différence de pente ; ainsi les résultats obtenus sur des monocristaux d'aluminium par Chiem et Duffy /2/ ou sur des monocristaux de cuivre par Stelly et Domeval /15/ et par Edington /16/ montrent qu'il existe un coude de déformation vers 10^3 s^{-1} .

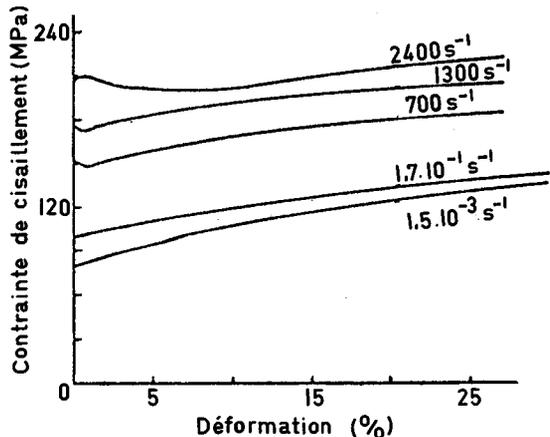


Figure 4 - Comportement des monocristaux de Fe-3% Si déformés à différentes vitesses de déformation en cisaillement.

Cette sensibilité à la vitesse qui croît avec le logarithme de la vitesse de déformation a été observée sur des polycristaux de fer de puretés différentes par Linholm et al. /17/ en compression dynamique et par Yen et Yew /18/ en cisaillement dynamique.

d) Résultats des essais de compression

Des essais ont été réalisés au moyen du dispositif de barres de Hopkinson en compression mis au point à l'E.T.C.A. afin d'étudier l'influence d'une sollicitation dynamique uniaxiale sur le comportement des monocristaux de Fe-3% Si en fonction de l'orientation cristallographique de l'éprouvette cylindrique.

Deux orientations ont été testées. La direction cristallographique de degré de symétrie le plus important : la direction <001> de degré de symétrie quatre et la direction <110> de degré de symétrie deux.

Les résultats de nos essais de compression dynamique à température ambiante, sur les monocristaux de Fe-3% Si, sont représentés par les courbes lissées "contrainte moyenne-déformation" (fig. 6) obtenues à différentes vitesses de déformation dans les deux directions de compression (001) et (110).

Nos résultats montrent une très forte influence de la direction de compression sur la valeur de la limite élastique obtenue pour la déformation $\epsilon \approx 1\%$ en compression sur la face (110) d'un monocristal de Fe-3% Si à 400 s^{-1} la limite élastique inférieure est de 150 MPa tandis qu'en compression dynamique sur la face (001) à environ la même valeur de vitesse de déformation, la limite élastique vaut 440 MPa soit une augmentation par un facteur 3. La limite élastique reste aux environs de 300 MPa tandis qu'elle chute à 150 MPa en compression dynamique sur la face (110). De plus, le phénomène de limite élastique supérieure et inférieure, bien que masqué par la présence des ondulations de Pochhammer d'amplitudes beaucoup plus fortes au début de l'enregistrement qui correspond au début de la propagation de l'onde de déformation, est nettement plus marqué dans le cas de la compression sur la face (110) des monocristaux de Fe-3% Si que sur la face (001).

Le taux de consolidation à vitesse de déformation constante est important et sensiblement le même dans les deux directions de compression :

$$\frac{d\sigma}{d\epsilon} \approx 50 \text{ MPa}/\%$$

Néanmoins, la caractérisation par

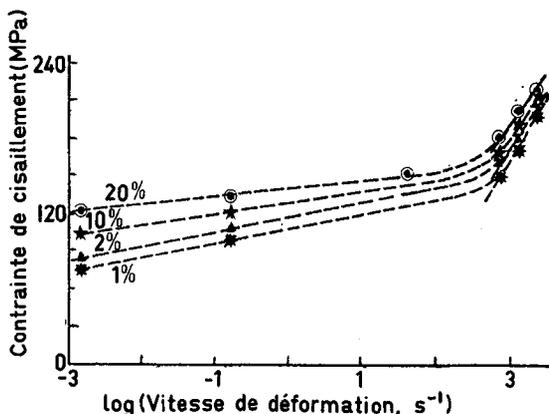


Figure 5 - Sensibilité de la contraite de cisaillement à la vitesse de déformation dans le cas des monocristaux de Fe-3% Si.

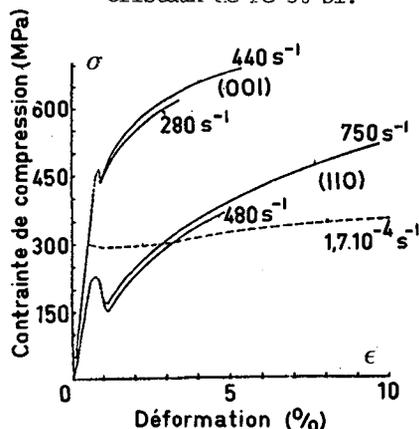


Figure 6 - Comportement des monocristaux de Fe-3% Si déformés selon deux directions de compression : (001) et (110) à différentes vitesses de déformation.

La courbe en pointillés a été obtenue en traction sur des monocristaux de Fe-3% Si dans la direction (001) (d'après T. Taoka et al. /17/).

M.E.T. permet d'affiner les observations de la microstructure optique par la détermination des structures de dislocations (densité de dislocation, vecteurs de Burgers, caractère de la dislocation (vis, coin ou mixte), etc...) et des mécanismes d'interaction responsables de la déformation à l'échelle macroscopique.

III. FORMATION DES DEFAUTS STRUCTURAUX PAR SOLLICITATIONS DYNAMIQUES

Parmi les structures observées classiquement dans le fer α , dans la gamme des essais à grandes et très grandes vitesses de déformation, et en général par explosif, figurent les structures de dislocations relativement droites se formant dans les plans $\{110\}$ selon les directions $\langle 111 \rangle$ /18,19/ et les macles.

Dans notre cas, l'utilisation des monocristaux permet de projeter géométriquement les contraintes appliquées sur les différents systèmes de déformation activés dynamiquement, une fois effectuée la mise en évidence des plans de glissement ou des systèmes de maillage (une seule direction de type $\langle 111 \rangle$ par plan de macle de type $\{11\bar{2}\}$).

Cette détermination a été réalisée principalement par microscopie optique, la microscopie électronique ne permettant pas de façon rigoureuse la détermination des plans de glissement de types $\{110\}$, $\{11\bar{2}\}$ ou $\{12\bar{3}\}$.

a) Variation de la densité de macles avec la vitesse de déformation

Les observations par microscopie optique à contraste interférentiel sur des monocristaux de Fe-3% Si déformés par cisaillement dynamique ont permis d'obtenir l'allure de la variation du nombre de macles macroscopiques en fonction du logarithme de la vitesse de déformation comme l'illustre la figure 7. La densité moyenne de macles a été obtenue en comptant le nombre de macles qui interceptent des lignes de même longueur tracées de façon identique sur les faces $(1\bar{1}2)$ des échantillons observés. La courbe montre que le nombre de macles varie de façon linéaire jusqu'aux vitesses de déformation de l'ordre de 10^3 s^{-1} où apparaît un coude et le nombre des macles augmente alors de façon plus rapide. L'allure de cette courbe est à rapprocher de la courbe de variation de la contrainte d'écoulement plastique en fonction de la vitesse de déformation (fig. 5) qui présente un coude vers $\dot{\gamma} \approx 10^3 \text{ s}^{-1}$.

Aussi, nous nous sommes préoccupés de trouver la relation possible entre le mécanisme d'augmentation de la contrainte d'écoulement plastique et d'augmentation de la densité de macles avec la vitesse de déformation. Si la variation brutale de la densité de macles à partir de $\dot{\gamma} \approx 1300 \text{ s}^{-1}$ est liée à la présence de nouveaux systèmes de macles comme nous l'avions observé, nous ne pouvons néanmoins baser l'augmentation de la contrainte d'écoulement plastique uniquement avec les interactions possibles entre les différents systèmes de maillage.

En effet, nous avons observé une augmentation quasi-linéaire de la densité de macles macroscopiques jusqu'aux vitesses de déformation proches de 1300 s^{-1} avec un nombre de systèmes de macles identique.

Les macles sont sensiblement parallèles entre elles et peu d'interactions sont visibles. Par contre, la déformation peut être gouvernée par la formation et la propagation des macles.

Des études précédentes /20,21/ ont montré que le mécanisme du maillage mécanique, lors d'essais dynamiques, était un mécanisme très rapide, la vitesse de propagation en tête de macle étant voisine de la vitesse de propagation du son dans le matériau.

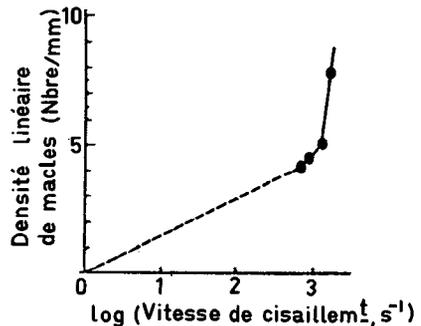


Figure 7 - Variation de la densité linéaire moyenne de macles en fonction de la vitesse de déformation.

Des mesures ont été réalisées soit par photographie ultra rapide /22/ ou soit par une technique de jauges de déformation /21/ dans le Fe-4,4% Si où la vitesse de propagation en tête de macle macroscopique est voisine de 700 ms^{-1} , la vitesse de déformation imposée par compression dynamique étant voisine de 180 ms^{-1} .

Néanmoins, cette vitesse de croissance est encore suffisamment importante pour montrer que le mécanisme de déformation n'est pas régi par le développement ou la propagation des macles. Nous nous sommes donc attaché à montrer que le mécanisme de déformation plastique à grande vitesse de déformation pouvait être régi par le mouvement des dislocations qui pouvaient interagir avec les macles considérées comme obstacles à la déformation.

b) Mesures de densité de dislocations

Quelques mesures de densité de dislocations ont été réalisées sur des lames minces déformées par cisaillement dynamique et par compression dynamique. Ces mesures sont représentées sur la figure 8 en fonction de la déformation à deux vitesses de cisaillement $\dot{\gamma} \approx 435 \pm 30 \text{ s}^{-1}$ et $\dot{\gamma} \approx 750 \pm 50 \text{ s}^{-1}$ et à deux vitesses de compression $\dot{\epsilon} \approx 750 \pm 50 \text{ s}^{-1}$ et $\dot{\epsilon} = 440 \pm 30 \text{ s}^{-1}$.

La densité initiale des monocristaux de Fe-3% Si avant déformation a été prise à 10^8 dislocations/cm² qui est le seuil de détection en M.E.T. L'erreur sur la mesure de densité de dislocation a été estimée à 20 %.

Nous pouvons remarquer sur la figure 8 que la densité de dislocations augmente d'un facteur deux environ lorsque la vitesse de cisaillement passe de $\dot{\gamma} \approx 435 \text{ s}^{-1}$ à 750 s^{-1} . Cet effet est un peu moins sensible en compression dynamique où nous avons vu qu'à partir de $\dot{\epsilon} \approx 780 \text{ s}^{-1}$, le nombre de systèmes de maclage augmente de façon importante engendrant une relaxation autour du joint de macle.

Nous n'avons pas pu établir dans cette étude la part de dislocations engendrant un glissement important autour de la macle, nos mesures s'effectuant dans une première mesure loin de l'influence des macles.

Nous devons, de plus, remarquer que les mesures de densités de dislocations sont toutes comprises entre 10^9 et 10^{10} dislocations par cm², ce qui rend difficile une comparaison efficace entre ces mesures qui sont très utiles pour la mise au point d'une loi de comportement qui prendrait en compte le paramètre densité de dislocations comme paramètre principal sous la forme :

$$\rho = \rho_0 + M \gamma_p$$

où M est le coefficient de multiplication des dislocations

ρ_0 la densité de dislocations initiale

γ_p la déformation plastique

où la densité de dislocation est censée être linéaire en fonction de la déformation. Nos résultats de mesure de dislocations à la vitesse de cisaillement $\dot{\gamma} \approx 750 \text{ s}^{-1}$ montrent que la densité de dislocations ne semble pas varier dans une large gamme de déformation de façon linéaire. Les changements de pente lorsque la déformation augmente pouvant être causés par des mécanismes d'interaction de dislocations vis engendrant de nouveaux types de dislocations de vecteur de Burgers $\langle 100 \rangle$ ou $\langle 110 \rangle$ comme nous avons pu le remarquer.

c) Nucléation du maclage aux grandes vitesses de déformation

Des micro-macles de tailles très fines de l'ordre de 400 Å (figure 9)

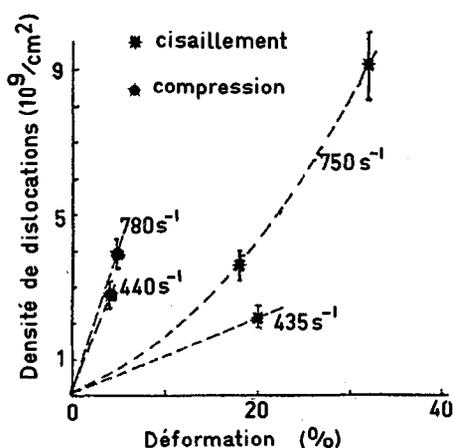


Figure 8 - Variation de la densité de dislocations avec la déformation uni-axiale en compression et la déformation en cisaillement à différentes vitesses de déformation.

ont pu être observées à proximité de macles plus épaisses possédant une direction commune : la direction des dislocations de macle.

Ces résultats ont été particulièrement vérifiés lors de l'amincissement final d'une lame mince de Fe-3% Si, non déformé initialement, qui a, sous l'effet d'un mauvais équilibrage du double jet, à partir d'une amorce de fissure, permis la création d'une macle. Le développement brutal de la macle a été rapidement stoppé par l'arrêt du polissage dès la formation du trou dans la lame mince mais de nombreuses micro-macles ont pu être observées de la macle comme nous pouvons l'observer sur la figure 9 réalisée en fond noir sur une tache de diffraction de la macle et des micro-macles qui montre un alignement de micro-macles sur une distance d'environ $14\ \mu\text{m}$ en tête de macle.

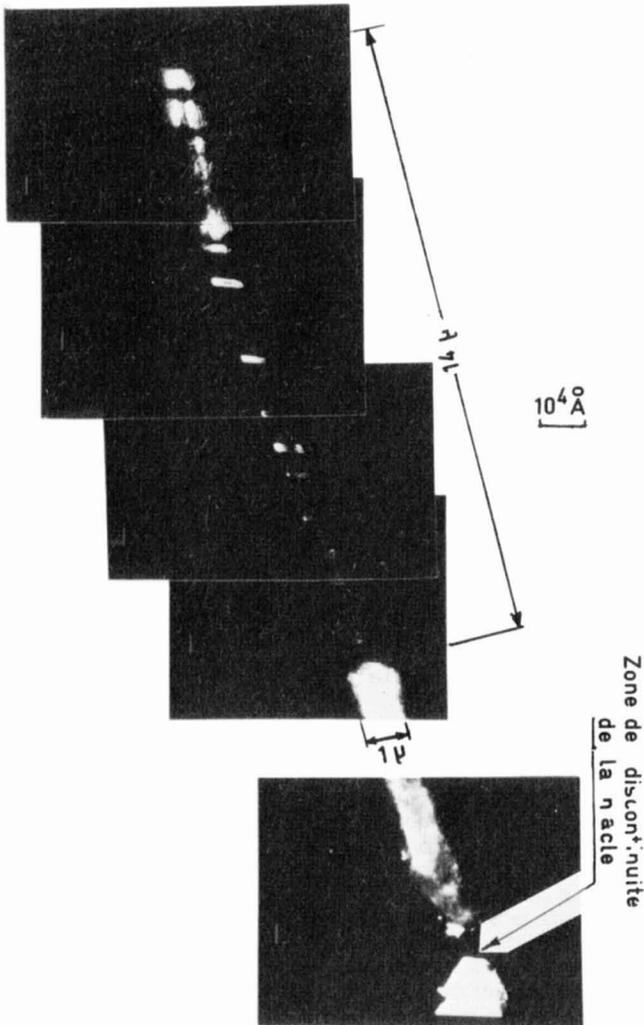


Figure 9 - Alignements de micro-macles en tête de macle dans Fe-3% Si. Observation en fond noir sur une tache de diffraction commune à la macle et aux micro-macles.

a) Détermination de la nature de ces micro-macles

La détermination du vecteur de Burgers des dislocations précédant les micro-macles a été effectuée par l'application du critère d'invisibilité $\underline{g} \cdot \underline{b} = 0$. Les divers plans réflecteurs utilisés pour cette détermination appartiennent tous à la zone $\langle \bar{1}11 \rangle$. Ces réflexions ont, en outre, ceci de remarquable qu'elles sont communes à la matrice et à la macle (zone $\langle \bar{1}11 \rangle$ commune). De plus ces plans mettent hors contraste les micro-macles montrant leur nature de type faute d'empilement.

Ainsi on arrive à mettre hors contraste les micro-macles et les dislocations $\underline{b} = a/2 \langle \bar{1}11 \rangle$ pour $\underline{g} = \langle 13\bar{2} \rangle$, $\underline{g} = \langle 12\bar{1} \rangle$ et $\underline{g} = \langle 0\bar{1}1 \rangle$. Notons qu'un autre type de dislocations est observé $\underline{b} = 1/2 a \langle 111 \rangle$ présentant de nombreux zigzags provoqués par le glissement dévié de ces dislocations afin de contourner les défauts ponctuels (petites boucles, précipités...) ou les autres dislocations.

b) Relations dislocations - micro-macles

Les études effectuées sur la stabilité des macles (Friedel /23/) ont montré qu'une macle n'est stable que si sa contrainte, issue des réarrangements des atomes au niveau du joint de macle, est relaxée. En dépit de quoi, elle disparaît avec la contrainte appliquée ou avec une contrainte légère appliquée dans la direction opposée. Dans ce cas, la macle est appelée "élastique".

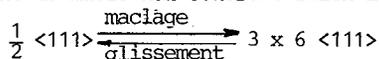
Les dislocations de glissement de type $\underline{b} = a/2 \langle 111 \rangle$ peuvent réagir avec les dislocations de maillage. La stabilisation est principalement due à un tel mécanisme comme l'ont proposé de nombreux auteurs /23, 24 à 27/.

Ainsi, Friedel /23/ a fait remarquer que lorsqu'une dislocation de vecteur \underline{b} traverse une macle, elle se dissocie à l'interface, en laissant dans la macle une dislocation \underline{b}_t , et à l'interface une dislocation \underline{b}_{int} ; la réaction à l'interface s'écrit :

$$\vec{b}_m = \vec{b}_t + \vec{b}_{int}$$

Cette génération requiert une énergie qui correspond à une augmentation de la contrainte appliquée pour le mouvement de la dislocation. Plus les macles sont fines, et plus elles sont nombreuses et plus le nombre d'interfaces augmente, ce qui augmente considérablement la contrainte. Des observations récentes en M.E.T. /27/ sur des macles et leur glissement associé devant la terminaison des macles ont été faites sur des alliages de Mo-35% Re /28/ et durant les interactions joints-macles /29/.

Ces observations peuvent montrer de façon satisfaisante que les partielles de macle, formant un joint de macle non cohérent selon la réaction



ce type de réaction symétrique permet de comprendre certaines fragmentations de macle du fait de la traversée de leur joint par des systèmes de glissement /30/.

Ainsi mécaniquement, la formation des macles peut être envisagée par le passage de dislocations partielles sur des plans de macles successifs.

Le mécanisme de nucléation d'une micro-macle peut donc débuter à partir d'arrangement de deux dislocations vis de vecteurs de Burgers opposés qui s'attirent. Une faute d'empilement peut alors apparaître du fait de la structure de coeur de ces dislocations vis qui peut être faiblement dissociée sur des plans de type $\{112\}$ en zone autour de la direction de la dislocation. La formation d'un plan de faute stable, à partir d'un arrangement de ces dislocations vis, est un événement prédit par les calculs atomistiques. Sous l'action de la contrainte appliquée, la structure de coeur de ces dislocations, alors bloquées, va évoluer par une réaction en libérant une autre dislocation de glissement. On peut ainsi de proche en proche imaginer la formation de ces micro-macles. On note de plus la possibilité de coalescence de ces micro-macles par l'accolement sur un des plans à l'aide de dislocations pouvant ainsi former une macle macroscopique.

Dans notre cas, l'énergie de faute d'empilement étant $\gamma_{fe} \gg 100 \text{ ergs/cm}^2$ et en considérant que le Silicium a pour autre l'effet de faire diminuer l'énergie de faute d'empilement. En prenant $\gamma_{fe} = 100 \text{ ergs/cm}^2$, $b = 2,48 \text{ \AA}$ et $n \approx 3$; d'où : $\tau_c \approx 130 \text{ MPa}$.

La plupart des valeurs de contrainte résolue à la limite élastique supérieure obtenues lors des essais de cisaillement et de compression dynamique, montrent que cette valeur de contrainte critique de maclage est atteinte. Un coefficient de contrainte légèrement plus élevé peut intervenir.

CONCLUSION

Les résultats des essais de cisaillement et de compression dynamique ont montré la forte sensibilité de la contrainte d'écoulement plastique en fonction de la vitesse de déformation. Le coefficient de sensibilité à la vitesse de déformation passant d'environ 4 MPa dans la gamme des faibles vitesses de déformation à 40 MPa dans la gamme des vitesses de déformation dynamiques.

Les résultats des analyses de la microstructure de déformation dynamique nous ont montré que la microstructure des monocristaux de Fe-3% Si est très différente de celle obtenue lors d'essais à faibles vitesses de déformation à température ambiante où de nombreuses dislocations à caractère coin sont observées. On note néanmoins l'absence de cellules de dislocations comme dans le fer alpha déformé à température ambiante.

Les caractéristiques de microstructure sont analogues à celles observées fréquemment lors des essais à basse température, notamment à partir des mécanismes de propagation et de multiplication des dislocations vis observés au cours d'expériences de déformation "in-situ" en microscopie à haute tension (F. LOUCHEP et L.P. KUBIN (1979) /31/, KUBIN (1982) /32/.

La nucléation d'une macle mécanique a été expliquée à partir de l'arrangement particulier de dislocations vis (micro-macles) appartenant à l'aire d'émission en tête de macle et de vecteur de Burgers parallèle à la direction de cisaillement de la macle.

Cette nucléation de micro-macle fait intervenir une dissociation du coeur des dislocations vis. Ce qui justifie la présence du mécanisme de frottement de réseau basé sur des combinaisons et des dissociations du coeur des dislocations vis (voir le Modèle d'Escaig, /33/ caractéristique d'un mécanisme thermiquement activé.

REMERCIEMENT

Les auteurs tiennent à remercier la Direction de l'Etablissement Technique Central de l'Armement pour le support qu'elle a bien voulu nous apporter dans ces travaux. Nous remercions également Monsieur I.C.A.MENCARELLI E. (D.T.C.N.) et Monsieur TIXIER, ainsi que Messieurs CANTAREL et REMILLIEUX du Centre Mécanique-Chimie-Matériaux de l'Etablissement Technique Central de l'Armement pour leurs précieux conseils.

REFERENCES

- /1/ Chiem, C.Y. et Duffy, J., Brown University Report NSF ENG 75-18532/9 (1979)
- /2/ Chiem, C.Y. et Duffy, J., Mat. Sci. Engng. 57 (1983) 233.
- /3/ Mc Queen, H.J. et Hockett, J.E., Met. Trans. A1 (1970) 2997.
- /4/ Korbel, A. et Swiatkowski, K., Met. Sci. 6 (1972) 60.
- /5/ Staker, M.R. et Holt, D.L., Acta Met. 20 (1972) 569.
- /6/ Shioiri, J. et Katsuhiko, S., "Mechanical Properties at High-Rates of Strain", p.89, Ed. J. Harding, The institute of physics, Bristol and London, conf. Series n° 70 (1984).

- /7/ Shioiri, J. et Satoh, K., This conference "DYMAT" (1985).
- /8/ Hikata, A., Han, M. et ELBAUM, C., This conference "DYMAT" (1985).
- /9/ Kolsky, J., Proc. Phys. Soc., London, 62B (1949), 676.
- /10/ Duffy, J., Campbell, J.D. et Hawley, J., J. Appl. Phys., Trans. ASME, 38 (1971), 83.
- /11/ Dowling, A.R., Harding, J. et Campbell, J.D., J. Inst. Metals, 98 (1970), 215.
- /12/ Chiem, C.Y. et Duffy, J., Mat. Sci. and Engng., 48 (1981), 207.
- /13/ Stelly, M. et Dormeval, R., "Caractérisation mécanique des matériaux aux grandes vitesses de déformation", Rapport C.E.A. R-5044, 1980.
- /14/ Dubois, J.P., Thèse de Docteur-Ingénieur, E.N.S.M. Nantes, 15 octobre (1984).
- /15/ Stelly, M. et Dormeval, R., I.U.T.A.M. Symposium on "High Velocity Deformation of Solids (Ed. K. Kawata et J. Shioiri) Springer-Verlag (1977).
- /16/ Edington J.W., Phil. Mag, 19 (1969), 1189.
- /17/ Taoka, T., Takeuchi S. et Furubayashi E., J. Phys. Soc. Japan, 19 (1964) 70.
- /18/ C.Y. Chiem, Monographie de l'aspect de la microstructure en plasticité dynamique. Edition ENSM-ETCA (1982).
- /19/ E. Hornbogen, Acta Metal., 10, 978 (1962).
- /20/ H. Masuda, S. Hyodo, R. Honda, Jap. J. Appl. Phys., 6, 1400 (1967).
- /21/ T. Takeuchi, J. Phys. Soc. Japan, 21, 2616 (1966).
- /22/ Y.C. Liu, Trans. AIME, 227, 775 (1963).
- /23/ J. Friedel, "Dislocations", Pergamon Press, Oxford (1964).
- /24/ A.H. Cottrell et B.A. Bilby, Phil. Mag., 42, 573 (1951).
- /25/ R. Priestner et W.C. Leslie, Phil. Mag, 11, 895 (1965).
- /26/ A.W. Sleeswyk, Phil. Mag., 29, 407 (1974).
- /27/ S. Mahajan, Acta Met., 23, 671 (1975).
- /28/ S. Mahajan, J. Phys. F., Metal Phys. 2, 19 (1972).
- /29/ S. Mahajan, Acta Met., 21, 255 (1973).
- /30/ E. Votava et A.W. Sleeswyk, Acta Met., 10, 965 (1962).
- /31/ LOUCHET, F. et KUBIN, L.P., Phys. Stat. Sol. (a), 56, (1979), 169
- /32/ KUBIN, L.P., "Reviews on the Deformation Behaviour of Materials", Ed. P. Faltham, 4, n° 3 (1982), 181
- /33/ ESCAIG, B., School of the Physics of the Defect Solid State, Tbilisi (1973)