Glissements aux joints de phases de l'eutectique lamellaire Al-Al₂Cu déformé à chaud par cisaillement

P. Gaymard, R. Bonnet

► To cite this version:

P. Gaymard, R. Bonnet. Glissements aux joints de phases de l'eutectique lamellaire Al-Al₂Cu déformé à chaud par cisaillement. *Revue de Physique Appliquée*, 1981, 16 (4), pp.145-151. 10.1051/rphysap:01981001604014500 . jpa-00244907

HAL Id: jpa-00244907

<https://hal.science/jpa-00244907>

Submitted on 1 Jan 1981

HAL is a multi-disciplinary open access archive for the deposit and dissemination of scientific research documents, whether they are published or not. The documents may come from teaching and research institutions in France or abroad, or from public or private research centers.

L'archive ouverte pluridisciplinaire **HAL**, est destinée au dépôt et à la diffusion de documents scientifiques de niveau recherche, publiés ou non, émanant des établissements d'enseignement et de recherche français ou étrangers, des laboratoires publics ou privés.

Classification
Physics Abstracts
62.20F

Glissements aux joints de phases de l'eutectique lamellaire Al-Al₂Cu déformé à chaud par cisaillement

P. Gaymard et R. Bonnet (*)

I.U.T. Génie Mécanique, B.P. 40, 38402 Saint-Martin-d'Hères, France

(Reçu le 17 novembre 1980, révisé le 22 décembre 1980, accepté le 8 janvier 1981)

Résumé. — Des essais de cisaillements cycliques, à des températures variant de 360 °C à 460 °C, ont été réalisés sur l'eutectique lamellaire Al-Al₂Cu(θ) obtenu par solidification dirigée. La cisssion appliquée est parallèle aux joints Al/ θ et à la direction de croissance. L'expérience indique que la contrainte d'écoulement du matériau correspondant à chaque cycle ne dépend pratiquement que de la température et de la vitesse de charge actuelles du matériau. Le glissement macroscopique g résulte de glissements interfaciaux très localisés, délimitant le plus souvent des paquets de lamelles en nombre pair. Ces glissements interfaciaux sont tous proportionnels à g . L'utilisation d'une loi constitutive analogue à celle de Mukherjee, Bird et Dorn (1969) conduit à un exposant m égal à 0,26 pour la vitesse de glissement $\dot{g}$ et une énergie d'activation apparente voisine de 128 kJ.mole⁻¹.

Abstract. — High-temperature cyclic shear tests have been performed in the unidirectionally solidified lamellar eutectic Al-Al₂Cu at the temperature range 360 °C-460 °C. The applied shear stress is parallel to the interfaces and the growth direction. The experiments show that the flow stress of the material corresponding to each cycle only depends on the actual temperature and loading rate. The macroscopic sliding g results from very localized interfacial slidings, frequently fixing the boundaries of bundles made of lamellae in even number. These interfacial slidings are all proportional to g . The use of a constitutive law similar to the one of Mukherjee, Bird and Dorn (1969) leads to an exponent m equal to 0.26 for the sliding rate $\dot{g}$ and an activation energy close to 128 kJ.mole⁻¹.

1. Introduction. — De nombreux travaux ont déjà été consacrés aux propriétés plastiques à chaud des composites eutectiques obtenus par solidification dirigée (voir par exemple Lawley [1] et Stoloff [2]). En particulier, certaines études expérimentales ont été réalisées sur les eutectiques lamellaires Pb-Sn et Al-Al₂Cu(θ) dans le but d'examiner le comportement du milieu lamellaire à des températures et des sollicitations diverses. Pour l'eutectique lamellaire Pb-Sn, les études publiées dans la littérature sont celles de Baudalet, Suery et Eberhardt [3] et Cagnon *et al.* [4]. Quant au composite Al- θ , il a donné lieu à de nombreuses expériences de déformation, notamment au laboratoire, à des températures égales ou supérieures à l'ambiante (Proulx et Durand [5], Schmidt-Whitley [6], El Hassan [7], Dupeux et Durand [8], Cantor et Chadwick [9], Chadwick [10], Ignat *et al.* [11, 12, 13]). Ces travaux, qui comportaient entre

autres des essais *in situ* à chaud au microscope électronique à 1 MeV, ont toujours fait ressortir l'importance de l'hétérogénéité de la déformation, le rôle essentiel des imperfections du milieu lamellaire et le glissement parallèlement à elles-mêmes des lamelles.

La première partie de ce travail étudie la cinématique de la déformation à chaud d'éprouvettes Al- θ soumises à un cisaillement parallèlement aux joints Al/ θ et à la direction de croissance de l'eutectique. Les observations sont faites à l'aide de la technique usuelle des traits repères gravés sur une surface, déjà utilisée par Baudalet *et al.* [3]. Les effets de la vitesse de cisaillement et de la température sur la résistance du matériau sont étudiés dans une seconde partie dans le cadre de lois semi-empiriques classiques.

2. Méthode expérimentale. — 2.1 ELABORATION ET GÉOMÉTRIE DES ÉPROUVETTES. — L'élaboration des échantillons eutectiques, est effectuée par une méthode mise au point par Riquet [14] au laboratoire. La température de fusion de l'eutectique est $T_E = 821$ K. Après une solidification orientée, l'alliage ne comporte qu'un seul grain eutectique, appelé *monograin*, à

(*) Inst. Nat. Polytechnique de Grenoble, Laboratoire de Thermodynamique et Physico-Chimie Métallurgiques (**), E.N.S.E.E.G. Domaine Universitaire, B.P. 44, 38401 Saint-Martin-d'Hères, France.

(**) Laboratoire associé au C.N.R.S. n° 29.

l'intérieur duquel les lamelles Al et θ sont grossièrement parallèles et d'une épaisseur de 2 μm environ. Les défauts structuraux d'un tel monograin ont été étudiés en microscopie électronique par l'un des auteurs [15] : le grain est subdivisé en petits blocs notés *blocs lamellaires* à l'intérieur desquels les deux phases Al et θ ont une orientation mutuelle bien définie [16]. Ces blocs, faiblement désorientés entre eux, sont délimités par des surfaces de fautes formées d'une succession de joints à petite surface Al/Al, θ/θ et Al/ θ . Ces derniers sont aussi notés joints *singuliers* pour les différencier des joints Al/ θ ordinaires présents à l'intérieur des blocs lamellaires. Il est important de noter pour la suite que certains joints singuliers, décrits sur une coupe transversale d'un lingot par les lignes LL' et LL'' de la figure 1 de Bonnet [15], ne se différencient pas en microscopie optique des joints ordinaires Al/ θ . La microscopie électronique les met par contre facilement en évidence par diffraction électronique. Ces joints singuliers plans ont une densité de défauts linéaires supérieure à la moyenne (Fig. 7 de Bonnet [15]). De tels joints singuliers sont aussi présents dans l'eutectique lamellaire Pb-Sn (Labulle et Petipas [17]).

Pour les essais de cisaillement diverses formes d'éprouvette ont été testées dont celle utilisée par Duquaire, Biscondi et Goux [18]. En fait, les essais les plus satisfaisants ont été réalisés avec les éprouvettes schématisées sur la figure 1. Le monograin eutectique est découpé tout d'abord sous la forme

Fig. 1. — Schéma d'une éprouvette de cisaillement. Une contrainte de cisaillement pure est appliquée dans le volume déformé d'épaisseur $c \approx 0,2$ mm en appliquant une compression selon la direction MQ.

[Schematic view of a shear test sample. A pure shear stress is applied in the deformed volume by applying a compressive stress along the direction MQ, the thickness of the deformed volume is ≈ 0.2 mm ($b/d = 3$).]

d'un parallélépipède rectangle de dimensions $a = 7$ mm, $b = 6$ mm, $MQ = 10$ mm, de manière que la face MNPQ soit parallèle au plan moyen des joints Al/ θ et que la face SMQR soit à la fois perpendiculaire à ce plan moyen et parallèle à l'axe du lingot. Ce prisme est ensuite entaillé par deux rainures à fond plat, d'une épaisseur de 0,5 mm et distantes de $d = 2$ mm. Les fonds des rainures sont usinés soigneusement par des passes finales de 0,05 mm, de manière à ce que le recouvrement des entailles, noté c sur la figure 1 soit voisin de 0,2 mm. En fait, mesuré au microscope optique après usinage, c varie de 0,07 mm à 0,305 mm. Les deux faces de type SMQR sont ensuite polies soigneusement à l'alumine, puis rayées de fins traits repères parallèlement à la direction SM (pour les détails techniques, voir Gaymard [19]). La méthode utilisée a l'avantage de marquer également les deux phases.

2.2 NOTATION UTILISÉE. — Dans la suite, un repère cartésien $Oxyz$ est attaché à l'éprouvette :

$$Ox \parallel MQ, Oy \parallel SM.$$

Au moyen d'une expérience de photoélasticimétrie, il est possible de montrer [19] qu'avec les dimensions choisies, l'application d'une compression σ_{xx} sur les petites faces $a.b$ entraîne une cisaillement τ_{xy} pratiquement constante sur le volume de matière défini par $c.d.a$, avec une contrainte σ_{yy} tout à fait négligeable. Ainsi qu'il est facile de la calculer, la cisaillement moyenne τ est telle que

$$\tau = (b/d) \sigma_{xx} \approx \tau_{xy}. \quad (1)$$

Pour nos éprouvettes $(b/d) = 3$. Ce facteur n'est probablement pas entaché d'une grande erreur car les propriétés élastiques du composite sont pratiquement isotropes (Waung et al. [20]).

Il est utile pour la compréhension des résultats de définir préalablement une grandeur g caractéristique du cisaillement moyen subi par la matière située dans le volume $c.d.a$, lorsque la translation relative des parties A et B (Fig. 1) est Δl dans la direction Ox :

$$g = \Delta l / 2c \quad (2)$$

g est appelée *glissement* par Mandel [21]. g s'identifie à la déformation ε_{xy} pour un glissement très petit. La vitesse de cisaillement est alors ici définie par

$$\dot{g} = V / 2c \quad (3)$$

où V est la vitesse de compression $\Delta l / \Delta t$.

Nous avons vérifié sur quelques éprouvettes que la largeur de la zone affectée par le cisaillement restait pratiquement confinée à c .

2.3 CONDITIONS OPÉRATOIRES DES ESSAIS. EFFET DU CYCLAGE DE LA CHARGE. — Les essais de cisaillement sont exécutés à des températures variant entre 360 °C et 460 °C. La contrainte σ_{xx} est appliquée en imposant une vitesse V variant entre 10 $\mu\text{m}/\text{min}$. et

600 $\mu\text{m}/\text{min}$. La figure 2a schématise une courbe de cisaillement. Un palier de contrainte τ_p de l'ordre de 1 à 10 MPa est très vite atteint dans la zone cisailée. Il demeure constant quelle que soit la valeur de Δl (jusqu'à 0,5 mm).

Fig. 2. — Représentation schématique de la variation de la cisail appliquée avec la translation macroscopique Δl , pour T et $\dot{g}$ fixés. (a) Essai de cisaillement simple. (b) Essai de cisaillement cyclé.

[Schematic view of the dependence of the applied shear stress with the macroscopic displacement Δl for given T et $\dot{g}$ (a) simple shear test ; (b) cyclic shear test.]

L'expérience indique aussi que si une décharge complète est effectuée à partir de τ_p , suivie d'une recharge, le nouveau palier obtenu est sensiblement égal à τ_p . Tout se passe donc comme si le composé eutectique ne conservait aucun souvenir du cycle de déformation qu'il a subi antérieurement. Cette propriété a été constatée pour un nombre de cycles parfois supérieur à la douzaine (Fig. 2b). De plus, l'expérience a montré que le niveau du palier de contrainte obtenu à la recharge du N -ième cycle avec la vitesse V_N ne dépend pas des vitesses utilisées pour accomplir les $(N - 1)$ cycles précédents. Il est apparu aussi que la vitesse de mise en chauffe et du temps de maintien de l'éprouvette à la température de l'essai avant compression (1/2 h ou 24 h) ne modifiait pas non plus la contrainte de palier. De façon analogue, nous n'avons pas observé de corrélation sensible pour une vitesse de charge V fixée, entre des cycles effectués à des températures différentes. L'histoire du matériau n'a donc pas d'influence notable sur la contrainte de palier τ_p . Il faut noter cependant que cette propriété n'est vérifiée en général que pour les premiers cycles de déformation. Lorsque le cisaillement devient important un durcissement irréversible du matériau se produit parfois brutalement, haussant irréversiblement la contrainte de palier à un deuxième niveau voisin du premier (Gaymard [19]). Cet effet n'est pas étudié dans ce travail ; seules sont étudiées les grandeurs relatives au niveau de contrainte qui se manifeste pour les 5 premiers cycles correspondant à des glissements g faibles (excepté pour le cas de la figure 9 ci-après).

Cette propriété du composite a été utilisée pour examiner l'effet de la température et de la vitesse de cisaillement $\dot{g}$ sur la résistance d'une seule et même éprouvette. En effet, nous avons constaté que deux éprouvettes fabriquées de façon identique n'ont pas des courbes de cisaillement $\tau(g)$ identiques. Nous

expliquons ce résultat par le fait que le volume cisailé *c.d.a* comporte un petit nombre de blocs lamellaires, variable d'une éprouvette à l'autre, et dont les géométries sont imprévisibles. Pour pallier cet inconvénient et mesurer des caractéristiques mécaniques propres à une même éprouvette, le choix d'essais cyclés nous a paru essentiel.

3. Résultats obtenus. — Les résultats obtenus sont de deux sortes. L'une, descriptive, se rapporte à la cinématique de la déformation ; l'autre concerne l'effet de la vitesse de cisaillement et de la température.

3.1 CINÉMATIQUE DU CISAILLEMENT. — Les modifications de traits repères rectilignes, initialement gravés sur la surface des éprouvettes, ont été suivies jusqu'à ce que les deux parois des rainures soient en contact ($g \approx 1,25$). Après un certain nombre de cycles effectués à la température de l'essai chaque éprouvette était trempée à l'air, puis examinée au microscope électronique à balayage (M.E.B.). Les figures 3a et b illustrent deux séquences de cisaille-

Fig. 3. — Aspects de la zone déformée. Les joints fléchés sont responsables de la majeure partie du glissement macroscopique. (a) $g = 0,02$. (b) $g = 0,09$ ($T/T_E = 0,87$). (c) Une structure microscopique en escalier des joints peut être à l'origine de leur comportement mécanique vis-à-vis d'une cisail appliquée.

[Aspect of the deformed area. The boundaries marked by arrows are responsible for the major part of macroscopic sliding. (a) $g = 0.02$. (b) $g = 0.09$ ($T/T_E = 0.87$). (c) The mechanical behaviour of the boundaries with reference to an applied shear stress can be due to microscopic staircase structures.]

ment, effectuées à 444 °C, correspondant à des glissements respectivement égaux à $g = 0,02$ et $0,09$. Les séquences des figures 4a et b correspondent à une autre éprouvette déformée à la même température, mais à des glissements supérieurs, respectivement égaux à $g = 0,11$ et $g = 0,22$.

Fig. 4. — (a) Les glissements interfaciaux affectent le même type de joint (à droite des lamelles θ noires) lorsque le glissement macroscopique g n'est pas trop grand ($g = 0,11$). (b) Cisaillement important ($g = 0,28$) : la zone en pointillés sépare deux domaines de déformations différents.

[(a) The interfacial slidings often concern the same kind of boundary (to the right of the black θ lamellae) for not too high macroscopic sliding g ($g = 0,11$). (b) Important shear ($g = 0,28$) : the dotted area limits two different deformation domains.]

L'observation indique clairement, comme pour l'eutectique Pb-Sn [3], que la déformation n'est pas continue à l'échelle du milieu lamellaire :

— le glissement g résulte principalement de la somme d'un petit nombre de glissements qui demeurent localisés à certains joints de phases Al/ θ , notés dans la suite *joints glissiles*. Leur proportion au début de la déformation correspond à celle des joints singuliers plans décrits au paragraphe 2.1. Cette observation suggère ainsi que le glissement interlamellaire s'amorce au voisinage des joints singuliers. Cette hypothèse n'a pas pu être vérifiée strictement mais elle concorde avec des observations précédentes [11] sur le rôle essentiel des fautes lamellaires dans l'initiation de la plasticité à chaud du composite. L'aspect de ce cisaillement hétérogène s'apparente tout à fait

à celui constaté par Duquaire *et al.* [18] pour des monocristaux Al cisailés à 600 °C dans une direction $\langle 110 \rangle$. Cependant il s'agit là de bandes de glissement ;

— la déformation en volume des phases Al et θ est difficilement décelable à cette échelle de grossissement. Ceci est mis en évidence par la fixité de la direction des traits repères dans les deux phases [3]. Cependant pour les forts glissements, cette fixité n'est plus tout à fait respectée : les deux traits repères marquant les paquets de lamelles B_1 et B_2 , figure 4a, ne sont plus exactement parallèles sur la figure 4b. Ceci est manifeste quand on regarde cette figure par la tranche de la feuille. Ces paquets subissent donc des cisaillements différents ; ceux-ci sont de très faible intensité par rapport au cisaillement macroscopique subi par le volume *c.d.a.*

Les glissements locaux importants sont très bien mis en évidence en M.E.B. par la brillance de la surface d'observation au droit des joints glissiles (flèches noires, Figs. 4a, b). Cette brillance indique un relief dû à une petite composante du glissement normale à la face d'observation. Une étude plus fine en M.E.B. (Gaymard [19]) montre en fait que les surfaces libres de la phase θ , anciennement sièges de glissement, sont marquées par de fins reliefs rectilignes, inclinés par rapport à la direction Ox d'un angle voisin de 10°. Leur nature n'a pas été élucidée mais est à rapprocher des microreliefs visibles aux joints de phases appelés *plis* [15]. Ces plis sont des surfaces réglées ayant des directions voisines de la direction de croissance de l'eutectique. Les auteurs suggèrent que la présence de tels plis est à l'origine d'un *guidage* des glissements interfaciaux, expliquant l'anisotropie de la déformation plastique de l'eutectique. De tels microreliefs ont été aussi mis en évidence récemment par Eberhardt et Baudalet [22] sur des surfaces libres de joints de bicristaux biphasés laiton α /laiton β déformés en cisaillement.

Le relief au droit des joints glissiles souligne aussi une propriété inattendue : ces derniers sont séparés, pour la grande majorité, par un nombre pair de lamelles. Autrement dit, les deux joints Al/ θ limitant une lamelle n'ont pas la même résistance au cisaillement. Ceci est particulièrement net sur les figures 3a, b et 4a, b (joint fléchés). Ce résultat est à rapprocher d'une observation de Lemaignan [23] au microscope électronique à 1 MeV : lors de la solidification eutectique, une réduction de la vitesse de solidification conduit à la disparition de paires de lamelles. Il semblerait donc que deux joints Al/ θ voisins n'aient pas la même structure. Le schéma de la figure 3c représentant des joints Al/ θ en escalier, fournit un mécanisme possible qui pourrait expliquer le comportement mécanique différent des deux interfaces délimitant une lamelle. Imaginons que les phases soient pratiquement indéformables alors que les joints soient à glissement visqueux. Si la cisssion macroscopique

pique appliquée est τ_1 (resp. τ_2) seuls les joints du type J1 (resp. J2) vont être le siège de glissement.

A partir de glissements g supérieurs à 0,10, il apparaît des cavités dans la phase θ et des strictions de lamelles Al (voir par exemple près de la terminaison lamellaire, zone supérieure centrale de la Fig. 4a). Pour les forts glissements ces strictions se développent en escalier de lamelle en lamelle, comme ceci est visible dans la zone en pointillé, figure 4b. Cette zone sépare deux domaines de déformation très différents : dans le domaine inférieur tous les joints sont *glissiles* (les traits repères sont en escalier), dans le domaine supérieur un joint sur deux seulement est *glissile* (flèches noires).

Fig. 5. — Les décalages des traits repères indiquent un glissement uniforme le long du joint noté a et un glissement d'intensité variable le long du joint noté b .

[The displacements of the marks indicate an uniform sliding along the boundary denoted a , and a sliding of variable magnitude along the boundary denoted b .]

La figure 5 indique l'existence de deux types de glissements interfaciaux. Le joint *glissile* noté a est le siège d'un glissement sensiblement uniforme puisque les décalages des trois traits repères (ici peu visibles) sont les mêmes. Il est uniforme au moins sur une longueur de 115 μm . En ce qui concerne le joint b , celui-ci indique un décalage croissant de la gauche vers la droite, de 0 à 2 μm environ. Ceci signifie que la lamelle Al adjacente a subi une dilatation moyenne $\epsilon_{xx}^{\text{Al}}$ d'environ 2 %. Le cisaillement moyen $\epsilon_{xy}^{\text{Al}}$ est impossible à mesurer ici. La valeur $\epsilon_{xx}^{\text{Al}}$ permet de fixer les idées sur l'intensité de la déformation subie par les lamelles Al. Le cisaillement $\epsilon_{xy}^{\text{Al}}$ demeure faible malgré la présence d'un plan (111)^{Al} pratiquement parallèle au plan du joint [15].

L'histogramme tridimensionnel figure 6, correspondant à une même éprouvette déformée à 444 °C, montre les caractéristiques détaillées des paquets de lamelles visibles dans la zone cisailée. En cote est porté le nombre de paquets p contenant un nombre k de lamelles lorsqu'un nombre N de cycles de cisaillement a été effectué. Les rectangles noirs, très nombreux, indiquent les paquets contenant un nombre pair de lamelles. Pour les forts cisaillements, les rectangles blancs (nombre impair de lamelles) se réduisent en fait aux paquets d'une lamelle unique. Ils deviennent alors très nombreux (Fig. 4b).

Une propriété remarquable des décalages locaux des traits repères est qu'ils sont tous proportionnels

Fig. 6. — Evolution du nombre p de paquets de lamelles en fonction du nombre k de lamelles qu'ils renferment et de l'intensité de la déformation (cycle $N = 1, \dots, 10$).

[Dependence of the number p of lamellar bundles on the number k of lamellae that they enclose, and on the magnitude of the macroscopic shear (cycle $N = 1, \dots, 10$).]

à la translation macroscopique Δl , indépendamment du nombre de cycles utilisé. Notons $u(N, i)$ le déplacement total parallèle à Ox , d'une lamelle repérée dans la direction Oy à partir d'une origine arbitraire par le numéro i , lorsque N cycles de déformation ont déjà été effectués. $\Delta l(N)$ est la translation macroscopique de la partie A de l'éprouvette par rapport à la partie B, après le N -ième cycle de déformation. Nous avons vérifié, à partir de mesures effectuées sur des micrographies obtenues en M.E.B. que les déplacements $u(N, i)$ varient bien linéairement avec $\Delta l(N)$. La figure 7 donne un exemple pour $N = 1, 2, 3$; les lamelles sont repérées parallèlement à l'axe Oy par leur numéro $i = 33, 43, \dots, 93$.

Fig. 7. — Déplacement $u(N, i)$ des lamelles repérées par l'indice i ($i = 33, \dots, 93$) en fonction du glissement macroscopique $\Delta l(N)$ et du nombre de cycles $N = 1, 2, 3$.

[Displacement $u(N, i)$ of lamellae labelled i ($i = 33, \dots, 93$) versus macroscopic glide $\Delta l(N)$ and number of cycles $N = 1, 2, 3$.]

3.2 EFFET DE LA VITESSE DE CISAILLEMENT. — Grâce aux essais cyclés, il est possible d'examiner à une température fixée pour chaque éprouvette l'effet

d'une variation de vitesse $\dot{g}$ sur la contrainte de palier τ_p . La figure 8 groupe les résultats obtenus à 444 °C ($T/T_E = 0,87$) pour cinq éprouvettes différentes. La dispersion des résultats provient essentiellement de l'impossibilité d'avoir des éprouvettes ayant exactement la même distribution des surfaces de faute lamellaire dans les volumes cisailés. Pour la droite moyenne tracée sur la figure 8 la variation de la contrainte de palier avec la vitesse peut être représentée par une loi en puissance [24] :

$$\tau_p = A\dot{g}^m \quad (4)$$

où A est une constante. Ici $m = 0,26$ et $A \simeq 25$ MPa si τ_p est en MPa.

Fig. 8. — Variation de la contrainte de palier τ_p avec la vitesse de cisaillement pour cinq éprouvettes ($T/T_E = 0,87$).

[Dependence of the flow stress τ_p with the shear strain rate for five samples ($T/T_E = 0,87$).]

Cette valeur de m est comparable à la valeur $m = 0,29$ obtenue par Cagnon *et al.* [4], lors du fluage par cisaillement à chaud d'un eutectique orienté polygranulaire Pb-Sn, à des températures telles que

$$0,5 < T/T_E < 0,8$$

où T_E représente cette fois la température de fusion de l'eutectique Pb-Sn. La valeur de cet exposant correspond, selon la classification de Poirier [24], à un type de comportement classique pour la grande majorité des solides (stade II).

3.3 EFFET DE LA TEMPÉRATURE. — L'effet de la température sur les contraintes τ_p et τ_E (limite élastique à 0,4 %, Fig. 2b) est illustré sur la figure 9, obtenue à partir d'une éprouvette cisailée à la vitesse

$$\dot{g} = 1,4 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}.$$

Ces courbes ont été obtenues pour 12 cycles de déformation (2 cycles à chaque température). Il est vrai qu'ici la déformation correspondant aux derniers joints peut ne pas être relative au seul phénomène de glissement aux joints Al/ θ . Ceci paraît cependant plausible pour la figure qui présente des courbes régulièrement décroissantes. La courbe $\tau_E(T)$ présente une rupture de pente, autour d'une température critique voisine de 425 °C, comme cela se produit

Fig. 9. — Variation de la contrainte de palier τ_p et de la limite élastique τ_E avec la température ($\dot{g} = 1,4 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$).

[Dependence of the flow stress τ_p and yield stress τ_E on temperature ($\dot{g} = 1,4 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$).]

d'ordinaire pour la cisssion critique résolue des monocristaux [25]. D'autres essais ont montré que cette température critique augmente avec la vitesse. En admettant que le processus de déformation correspondant à la contrainte de palier τ_p est thermiquement activé par un seul mécanisme de déformation, il est possible de représenter la courbe supérieure de la figure 9 par une équation analogue à celle de Mukherjee, Bird et Dorn [26] :

$$\dot{g} = B\tau_p^{1/m} \exp(-Q/RT) \quad (5)$$

où B est un terme constant ne dépendant que de la structure du matériau.

En adoptant la valeur $m = 0,26$, il vient

$$Q = 128 \text{ kJ.mole}^{-1}.$$

Cette valeur est voisine de celle mesurée par Schmidt-Whitley [27] pour le comportement superplastique de l'alliage eutectique Al- θ polygranulaire

$$(Q = 116 \text{ kJ.mole}^{-1})$$

et de celle citée par Adda et Philibert [28] pour l'énergie d'autodiffusion en volume de l'aluminium

$$(Q_D = 127 \text{ à } 142 \text{ kJ.mole}^{-1}).$$

4. Conclusion. — L'étude des propriétés en cisaillement de l'eutectique Al- θ a été entreprise à l'aide d'éprouvettes dont la géométrie permet l'application d'une cisssion pure constante sur un volume limité de matière. Les essais cycliques montrent qu'à haute température ($T/T_E = 0,77$ à $0,89$) la contrainte d'écoulement τ_p du matériau correspondant à un cycle ne dépend pratiquement que de la température et de la vitesse de glissement imposée lors de la charge de l'éprouvette. Le glissement macroscopique de l'éprouvette résulte en majeure partie de la somme de glissements interfaciaux localisés sur des joints glissiles. Au début de la déformation la proportion des joints glissiles est comparable à celle des joints singuliers plans. Cette observation concorde avec le

fait expérimental [11] que les fautes lamellaires ont un rôle essentiel dans l'initiation de la déformation plastique à chaud du composite. Ces glissements locaux ne sont pas exactement parallèles à la surface de l'éprouvette ; ils délimitent très souvent des paquets de lamelles dont les épaisseurs sont des multiples de la période lamellaire ; de plus, ils sont proportionnels au glissement macroscopique imposé.

Ces observations font ainsi ressortir que tout modèle de déformation plastique des eutectiques lamellaires basé sur la continuité de la déformation au travers des joints de phases est à rejeter. Ainsi le modèle récent de Wakashima et Courtney [29] ne semble pas réaliste.

Le comportement de ce matériau analysé au moyen d'une loi puissance est tel que l'exposant m , appelé sensibilité à la vitesse de cisaillement $\dot{\gamma}$, est analogue à celui mesuré par Cagnon *et al.* [4] lors d'essais de fluage par traction à chaud de l'eutectique lamellaire Pb-Sn ayant des lamelles inclinées par rapport à l'axe de traction. En supposant un seul mécanisme de déformation, il apparaît que l'énergie d'activation est voisine de celle mesurée par Schmidt-Whitley [27] pour la superplasticité de l'eutectique Al- θ polygranulaire ou l'autodiffusion de l'aluminium [28]. Ce résultat est cohérent avec des observations faisant ressortir l'importance du glissement aux joints de phases.

Bibliographie

- [1] LAWLEY, A., *AGARD Conference Proceedings n° 156*, Washington, D. C., éd. par Thompson et Sahm (avril 1974) p. 21.
- [2] STOLOFF, Proc. Conf. *On In Situ Composites* CISC-III (Gin Custom Publishing, Lexington, Massachusetts) nov. 1978, p. 357.
- [3] BAUDELET, B., SUERY, M. et EBERHARDT, A., *J. Physique Colloq.* **36** (1975) C4-281.
- [4] CAGNON, M., SUERY, M., EBERHARDT, A. et BAUDELET, B., *Acta Metall.* **25** (1977) 71.
- [5] PROULX, D. et DURAND, F., *Mém. Sc. Rev. Mét.* **70** (1973) 843.
- [6] SCHMIDT-WHITLEY, R., *Z. Metallk.* **61** (1973) 552.
- [7] EL HASSAN, H., Thèse de 3^e Cycle, Univ. Grenoble (1974).
- [8] DUPEUX, M. et DURAND, F., *Metall. Trans.* **6A** (1975) 2143.
- [9] CANTOR, B. et CHADWICK, G. A., *J. Mater. Sci.* **10** (1975) 578.
- [10] CHADWICK, G. A., *Acta Metall.* **24** (1976) 1137.
- [11] IGNAT, M., BONNET, R., CAILLARD, D. et MARTIN, J. L., *Phys. Status Solidi a* **49** (1978) 675.
- [12] IGNAT, M. et DURAND, F., *Phys. Status Solidi a* **51** (1979) 567.
- [13] IGNAT, M., BONNET, R., DURAND, F., CAILLARD, D., MARTIN, J. L., PROULX, D., Proc. Conf. *On In Situ Composites* (CISC-III) (Gin Custom Publishing, Lexington, Massachusetts) nov. 1978, p. 334.
- [14] RIQUET, J. P., Thèse de Docteur ès Sciences, Univ. Grenoble (1975).
- [15] BONNET, R., *Ann. Chim.* **5** (1980) 203.
- [16] BONNET, R. et DURAND, F., Proc. Conf. *On In Situ Composites* (CISC-III), publication NMAB 308-1, National Acad. of Sc. Washington, D.C. (janv. 1973), p. 209.
- [17] LABULLE, B. et PETIPAS, C., *J. Cryst. Growth* **28** (1975) 279.
- [18] DUQUAIRE, B., BISCONDI, M. et GOUX, C., *C. R. Hebd. Séan. Acad. Sci. Paris*, série C (1974) 25.
- [19] GAYMARD, P., Thèse de 3^e Cycle, Univ. Grenoble (1979).
- [20] WAUNG, Y. C., BESKOS, D. E. et SACHSE, W., *J. Mater. Sci.* **10** (1975) 109.
- [21] MANDEL, J., *Mécanique des milieux continus* (Gauthier-Villars) 1966.
- [22] EBERHARDT, A. et BAUDELET, B., *Philos. Mag. A* **41** (1980) 843.
- [23] LEMAIGNAN, C., 22^e Colloque de Métallurgie de Saclay, INSTN (19-21 juin 1979) p. 261.
- [24] POIRIER, J. P., *Plasticité des Solides Cristallins* (Eyrolles, Paris) 1976, p. 61.
- [25] MARCINKOWSKI, M. J., in *Treatise on Materials Science and Technology* (Academic Press, New York) **5**, 1974, p. 181.
- [26] MUKHERJEE, A. K., BIRD, J. E. et DORN, J. E., *Trans. A.S.M.* **62** (1969) 155.
- [27] SCHMIDT-WHITLEY, R. D., Thèse, Erlangen U. (1972).
- [28] ADDA, Y. et PHILIBERT, J., *La Diffusion dans les Solides* (P.U.F.) Paris, **2**, 1966, p. 1129.
- [29] WAKASHIMA, K. et COURTNEY, T. H., *Philos. Mag.* **42** (1980) 47.