

# Étude des glissements plastiques dans les cristaux d'aluminium

par M. Charles CRUSSARD

*Mémoire édité sous les auspices de la Commission des Études Scientifiques et Techniques de l'Office Professionnel de la Sidérurgie*

*Dans cet article l'auteur expose les considérations qui l'ont conduit, pour analyser la déformation plastique des métaux, à étudier deux facteurs de la formation des lignes de glissement : la loi de succession de leur apparition et la loi individuelle de développement. Il indique les observations, qualitatives et quantitatives, qui permettent d'obtenir des renseignements sur ces deux facteurs, observations effectuées sur des éprouvettes mono-cristallines d'aluminium, polies électrolytiquement. En particulier, il est prouvé que les lignes de glissement tendent asymptotiquement vers un développement-limite.*

*Dans une deuxième partie est examinée l'influence de la vitesse et de la température de déformation sur la progression des glissements. Des expériences de chocs de traction répétés ont permis d'étudier le comportement plastique des métaux aux grandes vitesses de déformation. L'auteur introduit une distinction entre deux régimes de glissements plastiques, l'un lent et progressif, l'autre rapide, par sauts. Cette distinction est justifiée par diverses observations : aspect des lignes de glissement, irrégularités de courbes de fluage, décrochements brusques dans une éprouvette en cours d'allongement, étude de la réactivité. L'application d'une haute température permet d'obtenir des lignes très épaisses, par recuit progressif.*

*Un troisième chapitre est consacré à une analyse plus détaillée de l'érouissage et du recuit, de façon à distinguer les effets dynamiques des effets statiques. On montre en particulier qu'il est nécessaire de faire intervenir toute l'histoire mécanique et thermique d'une éprouvette pour définir son érouissage. D'autre part, le fluage sous charge constante, s'il est effectué à haute température, ne produit pas d'érouissage.*

*Enfin, dans une dernière partie, l'étude porte sur l'influence des joints intergranulaires des polycristaux. Il y est prouvé que les joints n'ont qu'une résistance propre minime, mais que la juxtaposition de deux cristaux différemment orientés gêne les glissements, en sorte que dès le début de la déformation, il se forme autour des joints une couche érouie, qui réduit le développement des glissements ultérieurs.*

*On explique ainsi la forme des courbes de traction d'éprouvettes polycristallines.*

*Dans une conclusion, l'auteur passe en revue de façon synthétique quelques questions dont divers aspects se trouvaient dispersés dans plusieurs chapitres, et indique les prolongements scientifiques ou techniques qu'elles peuvent avoir.*

## INTRODUCTION

Les phénomènes mis en jeu par la déformation plastique des métaux font intervenir des détails de structure très petits, à la limite du pouvoir de résolution des instruments d'optique actuels. La seule manifestation de la plasticité qui soit visible au microscope consiste dans la présence, à la surface des métaux déformés, de

lignes très fines appelées *lignes (ou bandes) de glissement* ; ce phénomène est très connu, et comme on en rencontrera de nombreux exemples tout au long de la présente étude, je ne m'étendrai pas sur sa description. Si l'on veut pousser l'investigation plus loin vers l'extrêmement petit, vers le mécanisme intime du glissement, on en est

réduit à la méthode — d'ailleurs classique en science — des hypothèses dont on vérifie certaines conséquences indirectes. Cette méthode a été utilisée avec succès par Becker (1), Orowan (2), Taylor (3) et Kochendörfer (4) entre autres; ces auteurs ont supposé l'existence de perturbations de la structure réticulaire, appelées *dislocations*, qui jouent à l'échelle atomique et permettent des déplacements exceptionnellement grands — des « sauts » — de certains atomes sous l'effet de l'agitation thermique. De cette hypothèse des dislocations, on a déduit des conséquences relatives aux propriétés mécaniques, qui se vérifient en général très bien.

Mais il manque un échelon à cette théorie : celui qui devrait relier les dislocations hypothétiques à la réalité observable des lignes de glissement. Dans l'état actuel de nos moyens d'observation, on ne peut y arriver que par une étude attentive de ces lignes, de leur formation, de leur progression, de l'influence qu'ont sur elles divers facteurs physiques. J'ai été conduit ainsi à édifier un ensemble d'idées mi-expérimental, mi-théorique, dont les conséquences se sont révélées en excellent accord avec l'expérience.

Sous leur aspect théorique, ces idées prolongent, en quelque sorte, la théorie des dislocations, ou plutôt la coiffent par des lois mathématiques qui, tout en impliquant l'existence des dislocations, réduisent au minimum leur rôle, donc aussi le domaine des hypothèses. J'ai donné un aperçu très succinct de cette théorie dans un article précédent (5).

Sous leur aspect expérimental, ces idées constituent un excellent guide pour l'expérimentateur, ou, si l'on veut, de classeur pour les observations. Aussi en indi-

querai-je ici l'essentiel, pour servir de fil conducteur à la présente étude.

L'idée fondamentale revient à considérer la déformation plastique comme une somme de déformations élémentaires indépendantes, correspondant chacune à une ligne de glissement. Il faut donc connaître deux choses : la loi élémentaire de déformation pour chaque ligne de glissement, et la manière de sommer toutes ces déformations. Pour ce faire, nous verrons plus loin que chaque ligne peut être caractérisée par sa tension d'apparition ; il suffit de connaître la loi de répartition statistique de ce paramètre pour pouvoir calculer la déformation globale. J'ai pu, dans certains cas, déterminer cette loi en observant la variation du nombre de lignes de glissement visibles en fonction de la tension ; les lois quantitatives qu'on en peut déduire relativement aux courbes de traction et de fluage sont en excellent accord avec l'expérience.

Mais le but du présent article n'est pas de développer toute cette théorie mathématique. Il ne s'agit pas de mettre la charrue avant les bœufs, ni d'exposer les calculs avant les observations qui y ont donné naissance et les justifient. Aussi me proposé-je essentiellement de présenter les résultats expérimentaux obtenus depuis trois ans au Centre de Recherches Métallurgiques de l'Ecole des Mines de Paris, dans le domaine de la déformation par lignes de glissement. Les observations ont principalement porté sur des éprouvettes monocristallines, afin d'écartier les effets perturbateurs des joints et d'étudier la matière même du cristal métallique.

Nous passerons en revue les observations sur les lois du développement individuel des lignes de glissement. Puis, nous verrons à leur sujet l'influence de facteurs tels que la température et la vitesse de déformation, ce qui nous amènera à étudier certains caractères de l'écroutissage et du recuit. Pour finir, nous regarderons comment la présence de joints intergranulaires modifie le développement des glissements dans les polycristaux.

(1) *Physikal. Zeitschr.*, 1925 (26), 919.

(2) *Z. f. Physik.*, 1934 (89), 605.

(3) *PROC. Roy. Soc. A.*, 1934 (145), 362-404.

(4) *Plastische Eigenschaften von Kristallen*. J. Springer. Berlin, 1941.

(5) C. Crussard. *Rev. Met.*, 1944, (41), p. 45.

## I. FORMATION ET PROGRESSION DES LIGNES DE GLISSEMENT

### 1° Matériel expérimental

#### Préparation des monocristaux

#### Polissage électrolytique des éprouvettes

D'après ce que nous venons de voir, les éprouvettes utilisées devaient être surtout monocristallines ; d'autres, polycristallines à grain plus ou moins gros. Pour choisir le type d'éprouvettes et le mode de préparation, j'ai été guidé par les considérations suivantes. Toutes les expériences devaient porter sur des déformations plastiques ; mais pour simplifier la question, il était préférable de se cantonner dans un seul type de déformation, aussi homogène que possible : l'allongement de barreaux cylindriques. La variété des expériences devait être obtenue par la variété des conditions de la sollicitation (traction, choc, fluage). Les mêmes éprouvettes devaient

donc pouvoir s'adapter indifféremment à une machine de traction (micromachine Chevenard modifiée), à un appareil de fluage (machine T. R. Système Chevenard-Joumier), à un mouton de choc (mouton Charpy, ou petit mouton construit spécialement), ou à une machine conçue pour pouvoir étirer ou faire fluer des éprouvettes sous microscope. Il fallait donc un type d'éprouvette interchangeable, et de maniement commode ; ceci m'a conduit à adopter des éprouvettes à têtes filetées (32 mm. de longueur utile, 2,5 à 4 mm. de diamètre) ; leur forme un peu compliquée exigeait qu'elles fussent usinées avant le traitement destiné à les transformer en monocristaux. Ainsi, j'ai été tout naturellement porté à choisir pour ce dernier un traitement par recristallisation.

Presque toutes les expériences décrites dans la pré-

sente note ont été effectuées sur de l'aluminium raffiné à 99,995 % (6). Les monocristaux ont été obtenus par la méthode de recristallisation de Carpenter et Elam (7), légèrement modifiée à cause de la grande pureté du métal. Le traitement consiste en une phase préparatoire d'homogénéisation du grain, un écrouissage faible (écrouissage critique) et un recuit progressif dans la zone des températures de recristallisation.

La phase préparatoire a pour but d'obtenir un grain gros et régulier, dépourvu autant que possible d'hérédité

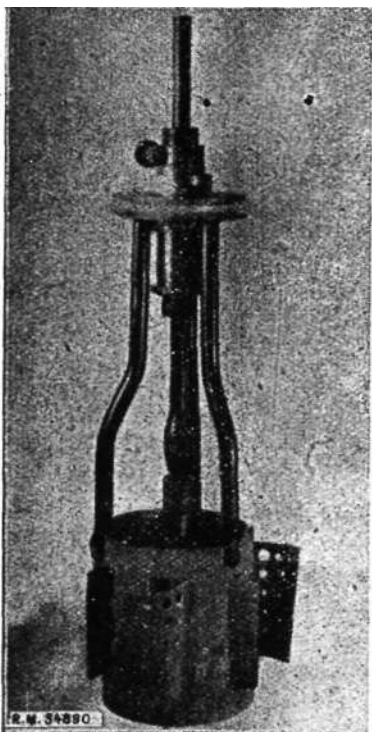


Fig. 1. — Dispositif de polissage électrolytique avec cathode tournante.

de la texture initiale (les barreaux utilisés étaient filés puis tréfilés avant usinage) ; les résultats les plus réguliers ont été obtenus en recuisant les éprouvettes à 300°, en les étirant d'environ 15 %, puis en les recuisant à nouveau à 600° pendant une nuit.

Aux éprouvettes ainsi préparées, on fait subir l'écrouissage critique qui, pour celles de 4 mm. de diamètre, consiste en un allongement de 1,8 %. Pour des éprouvettes plus fines (2,5 de diamètre), il faut un allongement plus fort, 2,5 à 3 %, ou un recuit préparatoire plus court ; j'ai expliqué ailleurs les raisons de cette particularité (8). Enfin, la dernière phase du traitement consiste en un recuit lent à température croissante (on passe en cinq jours de 450° à 550°), suivi d'une pointe de vingt-quatre heures à 620°.

La proportion de réussites est satisfaisante : sur 58 éprouvettes traitées, j'en ai obtenu 33 monocristallines, 11 formées de deux ou trois cristaux, pour 14 ratées. Quand je parle ici de monocristal, il s'agit de portions de métal où l'attaque macrographique ne décèle

aucune discontinuité ; mais un examen plus pénétrant, effectué à l'aide de rayons X, révèle qu'un tel monocristal peut fort bien être formé de plusieurs fragments désorientés de quelques degrés les uns par rapport aux autres, ce qui est dû, comme je l'ai montré ailleurs (8 BIS), aux conditions de croissance des cristaux. De telles imperfections ont certainement une influence sur les propriétés que nous allons étudier ; mais comme les cristaux des métaux techniques sont sujets aux mêmes défauts, si ces études ne nous donnent pas de renseignements sur les cristaux métalliques parfaits — qui n'existent pas — elles en donneront sur les métaux utilisés pratiquement, et c'est le plus important.

Ces éprouvettes monocristallines ainsi préparées, il s'agit ensuite de les bien polir pour permettre l'observation des lignes de glissement sur leur surface. Mais le métal dont elles sont formées est si mou, que seul le polissage électrolytique convient, car il n'abîme absolument pas les couches superficielles. De fait, j'ai vérifié que ce polissage ne modifiait en rien ni la limite élastique, ni la forme des courbes de traction (9). Le procédé employé a été celui mis au point par M. Jacquet (10), en utilisant, au lieu de courant continu, un courant légèrement ondulé fourni par un redresseur triphasé, qui s'est trouvé convenir aussi bien.

L'application de ce procédé à des éprouvettes cylindriques présentait certaines difficultés. Il faut, en effet, agiter le liquide pendant l'opération, qui dure à peu près un quart d'heure. Pour cela, autour de l'éprouvette servant d'anode et plongée verticalement dans l'électrolyte, j'ai fait tourner une cathode cylindrique munie de petites pales. Malgré cette précaution, le polissage n'était pas homogène : le haut s'use plus vite que le bas et l'éprouvette prend une forme tronconique, très mauvaise pour les essais mécaniques. J'ai remédié à cet inconvénient en modifiant la forme des palettes de la cathode tournante, et en y ménageant des orifices de circulation du liquide, disposés de façon à créer autour de l'éprouvette un léger courant ascendant. La figure 1 représente, retiré de l'électrolyte, l'ensemble de l'éprouvette et de la cathode tournante. Grâce à cet artifice, on obtient un polissage régulier sur toute la surface cylindrique, l'usure étant la même d'un bout à l'autre à 2/100 mm. près ; le polissage est d'ailleurs fortement accéléré, et ne dure que cinq minutes sur une éprouvette brute de tour. C'est sur les éprouvettes ainsi polies qu'ont été faites les observations que je vais maintenant décrire ; tant que le contraire ne sera pas spécifié, il s'agira de monocristaux d'aluminium.

## 2° Observations qualitatives

Avant d'aborder l'étude quantitative, observons qualitativement comment les lignes apparaissent et se développent, comment elles se groupent, s'espacent, et réagissent l'une sur l'autre. Je mesuis livré à de telles

(6) Métal fourni gracieusement par le Service des Recherches de la Société Alès-Froges-Camargue, à qui je tiens à exprimer ici toute ma reconnaissance.

(7) *Proc. Roy. Soc. A.*, 1921, (100), 329.  
(8 et 8 bis) Cf. C. Crussard. " Sur le recuit de l'aluminium ". *Rev. Mét.*, 1944 (XLI), p. 133. J'ai étudié une éprouvette apparemment monocristalline où les désorientations en question atteignaient 10°.

(9) Cf. C. Crussard. *Métaux et corrosion*, 1944, (XX), p. 55.  
(10) *Rev. Mét.*, 1940 (37), p. 210.

observations soit par vision directe, soit en prenant des photographies, dans des conditions variées : traction, fluage (sous charge unique ou charges croissantes successives). Qualitativement, on constate que les phénomènes sont les mêmes dans tous les cas ; mais les lois numériques peuvent, comme nous verrons, varier avec les conditions expérimentales.

a) *Apparition et développement des lignes de glissement (traction et fluage).* — Commençons donc notre étude par l'importante question suivante : une ligne de glissement donnée atteint-elle d'emblée, dès son apparition, son plein développement ? ou continue-t-elle à progresser au fur et à mesure que le cristal se déforme ? Et dans ce cas, tend-elle vers un développement-limite ?

J'ai utilisé une petite machine construite spécialement pour pouvoir étirer à la main une éprouvette sous l'objectif d'un microscope. Si l'allongement est rapide (environ 0,1 mm/sec), on voit les lignes apparaître

brusquement avec leur plein développement, et par la suite leur progression semble arrêtée pendant longtemps. S'il est un peu plus lent et bien régulier, l'apparition est plus progressive ; on voit :

— Ou bien une très faible ondulation apparaît brusquement sur toute l'étendue de la ligne et se renforcer quand on continue de tirer ;

— Ou bien un petit bout de ligne net et bien formé apparaît en plein milieu du champ du microscope, et s'allonge par les deux bouts (que prolongent deux zones d'ondulations floues). Cette progression se fait souvent par saccades.

Dans les deux cas, qui peuvent d'ailleurs coexister dans un même cristal, une ligne ayant atteint un certain développement semble cesser de croître pendant quelque temps, pendant que la tension continue d'augmenter. J'ai vérifié ce fait par l'expérience suivante : une éprouvette monocristalline d'aluminium a été étirée de 10 %,

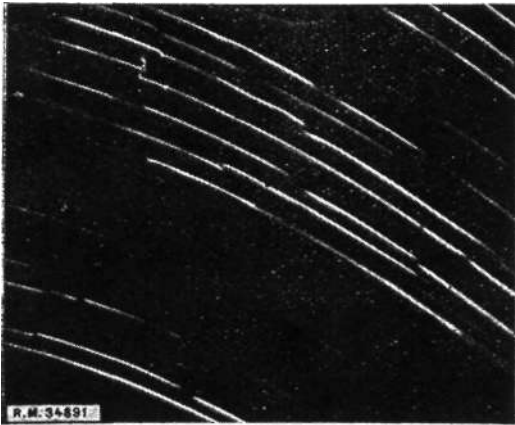


Fig. 2. — *Eprouvette monocristalline après fluage de 2,3 % sous 0,9 kg/mm<sup>2</sup> à l'ambiante. — X 100.*

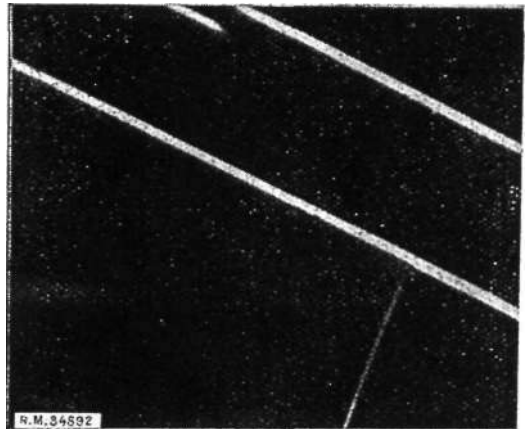


Fig. 3 — *Détail de la figure 2.— X 600.*

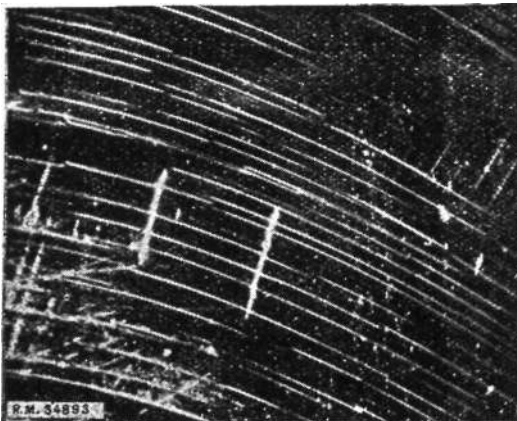


Fig. 4. — *Le même endroit que la figure 2 après 4,75 % d'allongement sous 1,4 kg/mm<sup>2</sup>. X 100.*

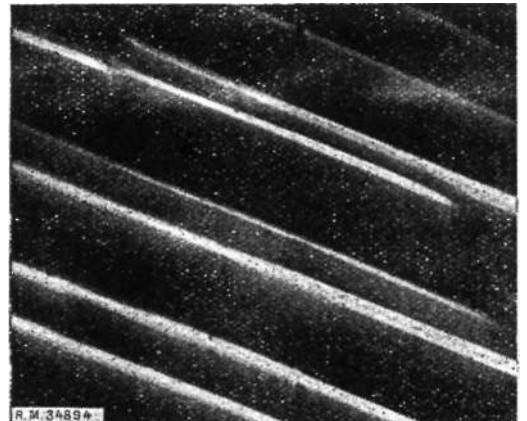


Fig. 5- —*Détail de la figure 4, même endroit que la figure 3. — X 600.*

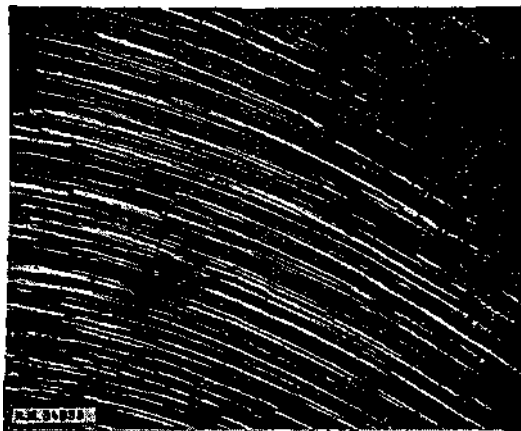


Fig. 6. — Suite de la figure 4, après 8,08 % d'allongement sous 2,3 kg/mm<sup>2</sup>. — X 100.

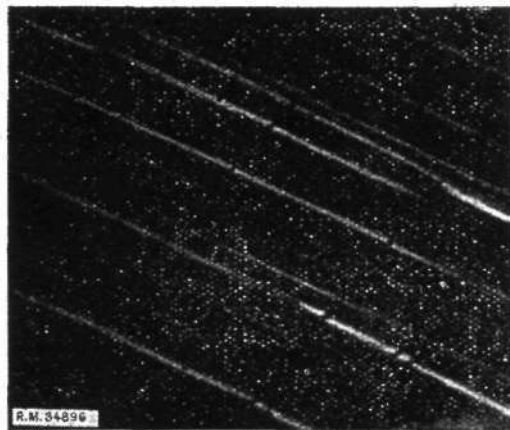


Fig. 7. — Détail de la figure 6, suite de la figure 5. — X 600.

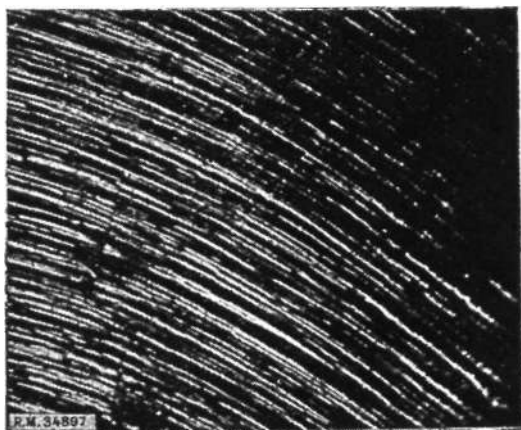


Fig. 8. - Suite de la figure 6, après 9,5 % d'allongement sous 2,3 kg/mm<sup>2</sup>. — X 100.

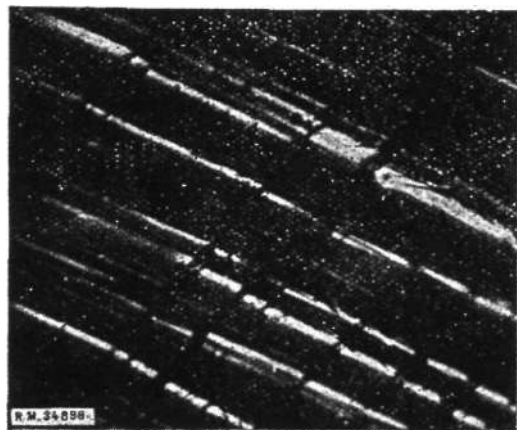


Fig. 9. - Détail de la figure 8, suite de la figure 7. — X 600.

puis repolie électrolytiquement de façon à faire disparaître les lignes de glissement, à l'exception d'un endroit recouvert de vernis ; l'éprouvette a été à nouveau étirée de 5 %. On voit alors de façon tout à fait nette que certaines lignes bien marquées dans la partie protégée par le vernis ne se prolongent pas par une nouvelle ligne dans la partie repolie ; ainsi, en face de 10 lignes dans la partie repolie, j'en ai compté de 18 à 31 dans la partie protégée. Donc certaines lignes avaient cessé de croître à la fin de la première traction. On retrouve les mêmes phénomènes en répétant l'expérience après un allongement plus important, voisin de 30 %.  $Q$

Si maintenant on allonge l'éprouvette non par traction, mais par fluage, on observe des propriétés analogues. C'est ce que montrent particulièrement bien les photographies des figures 2 à 9, prises toujours au même endroit sur une éprouvette ayant flué sous quatre charges

successives et croissantes, en interrompant parfois l'essai pour photographier, les lignes de glissement et suivre leurs modifications au cours même du fluage. Ces photographies, ainsi que d'autres observations visuelles m'ont prouvé qu'au cours d'un allongement sous charge constante, se forment des lignes nouvelles, d'ailleurs peu nombreuses, pendant que se développent des lignes faibles apparues à la mise en charge ; d'autre part les lignes qui ont atteint un certain développement semblent cesser de croître.

Que l'on opère par traction ou par fluage, nous rencontrons donc une propriété de rallongement plastique dans le fait que des lignes de glissement peuvent, après un développement plus ou moins rapide, cesser de croître même quand l'allongement se poursuit. Cette constatation a besoin de précisions quantitatives que nous verrons plus loin.

b) *Espacement des lignes de glissement.* — Auparavant, au lieu de suivre l'histoire de lignes prises individuellement, voyons comment elles se répartissent sur la surface des éprouvettes. Quand on étire un monocristal, les lignes apparaissent successivement : le seuil de tension nécessaire à leur formation varie donc de l'une à l'autre ; c'est là un point capital. Quant à la répartition des lignes sur la surface, elle semble se faire au hasard, sauf dans certains cas où elles se groupent en faisceaux, quand la déformation est rapide (choc de traction).

Au fur et à mesure que les éprouvettes s'allongent, les lignes apparaissent plus nombreuses et leur espacement se resserre. Mais ici, les phénomènes peuvent prendre des allures assez différentes suivant les cas ; la dispersion des résultats pour les monocristaux est d'ailleurs un trait caractéristique que nous retrouverons dans d'autres domaines. En général, l'espacement moyen entre lignes atteint 5 à 6 microns pour des allongements de 10 à 15 % ; entre 15 et 20 % apparaissent de nouvelles lignes très fines et serrées qui viennent s'intercaler entre les premières, en sorte que vers 20 à 25 % l'espacement moyen atteint 2 à 3 microns (dans un cas j'ai noté 1,92) ; ces lignes croissent en importance, et un peu en nombre, si bien que leur espacement atteint vers 40 % des chiffres allant de 1,1 à 2,1 microns ; sur la figure 10 et d'autres photographies analogues, on voit, à fort grossissement, que cet espacement est alors régulier, et vaut à peu près 0,7 microns ou un multiple simple de ce nombre. A ce moment d'ailleurs, il y a en quelque sorte « saturation » en lignes, leur nombre ne croissant

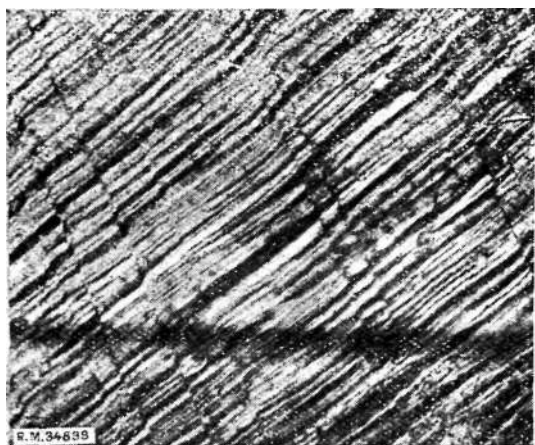


Fig. 10. — *Lignes de glissement d'un cristal d'aluminium étiré de 40 %.* — X 800.

plus ; on a bien l'impression que les lignes ne peuvent se serrer plus, et que cette distance de 0,7 microns est une propriété caractéristique du métal, liée sans doute à sa structure mosaïque. Souvent, d'autres systèmes de glissements apparaissent, plus ou moins tôt selon l'orien-

tation ; mais leurs lignes ne sont jamais aussi serrées que celles du premier système.

Si l'on pousse la traction plus loin, il se forme une striction, pour des allongements allant de 35 à 50 %, selon l'orientation ; son apparition est d'autant plus tardive qu'il y a moins de systèmes de glissements actifs. Une fois la striction amorcée, les glissements s'y localisent, comme le prouve l'expérience suivante : si l'on repolait une éprouvette au début de la striction, de façon

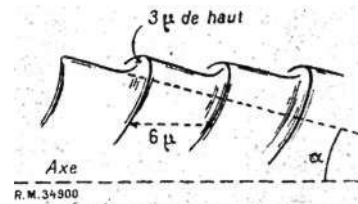


Fig. 11. — *Dessin des lignes de glissement d'un cristal après fluage de 37 % (vues de profil).*

à effacer toutes les lignes, une traction ultérieure ne fait plus réapparaître de lignes que dans la striction. En arrêtant d'ailleurs le repolissage de façon à laisser de faibles traces des anciennes lignes, on voit que les nouvelles se forment entre les plus grosses lignes anciennes, ce qui prouve que la progression de celles-ci est arrêtée.

Tout ce que je viens de dire à propos de l'espacement des lignes vaut dans des cas de traction assez rapides. Pour des déformations plus lentes, les lignes sont plus espacées. Ainsi sur un monocristal, après 37 % d'allongement par fluage en quatre jours, j'ai trouvé un espacement régulier d'environ 6 microns.

c) *Indépendance des lignes de glissement.* — J'ai dit plus haut combien l'interprétation mathématique des observations était commode si l'on pouvait considérer les lignes de glissement comme indépendantes les unes des autres. Or une ligne *a*, en réalité, une certaine « épaisseur » comme on le voit sur toutes les photographies de cet article, et comme l'a déjà montré Greenland (11) ; elle est formée par un groupe de glissements sur des plans voisins. Mais les différentes lignes sont-elles séparées par des parties non déformées que nous appellerons *lamelles de glissement*, où finissent-elles par devenir contiguës ?

Tant que la déformation n'est pas trop forte, par exemple qu'elle ne dépasse pas 15 % d'allongement pour les monocristaux d'aluminium, le grand espacement des lignes suffit à affirmer qu'elles sont indépendantes. D'ailleurs à ce moment, les diagrammes de rayons X (méthode de Laue en retour) présentent très peu d'astérisme, ce qui prouve qu'il subsiste une forte proportion de métal non déformé (12).

Pour les grands allongements, les conclusions vont dépendre de la rapidité de la déformation.

Pour les déformations lentes, je citerai à nouveau l'exemple du cristal allongé de 37 % par fluage. Les

(11) *Proc. Roy. Soc. A.*, 1937, (163) p. 28.

(12) On trouvera quelques clichés de ce genre et indications sur l'astérisme dans l'article déjà cité. *Rev. Mét.*; 1944, p. 118 et 135 (photo 13 de cet article).

lignes y sont assez espacées (comme le représente la figure 11), à bords arrondis, et entre elles on voit la surface latérale des lamelles. Or celle-ci fait avec l'axe de l'éprouvette un angle ( $\alpha$ ) de 15 à 20°, alors que si la déformation se produisait par glissement relatif de

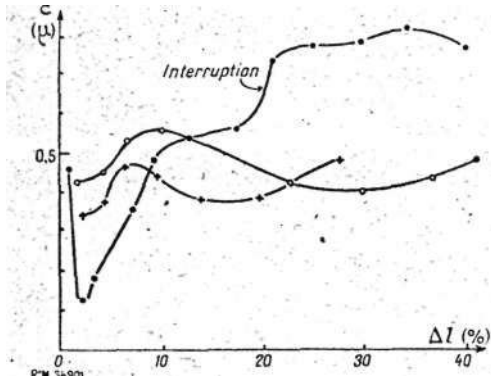


Fig. 12. — Variation de l'allongement moyen par ligne (Monocristaux étirés).

tranches cylindriques indéformables, cet angle devrait être théoriquement de 18°. L'accord entre ces deux chiffres, quoique approximatif, prouve que l'on n'est pas loin du cas théorique où, entre des lignes minces, subsistent des lamelles de glissement épaisses et indéformées ; c'est aussi ce que confirme le faible astérisme observé aux rayons X dans ce cas (12).

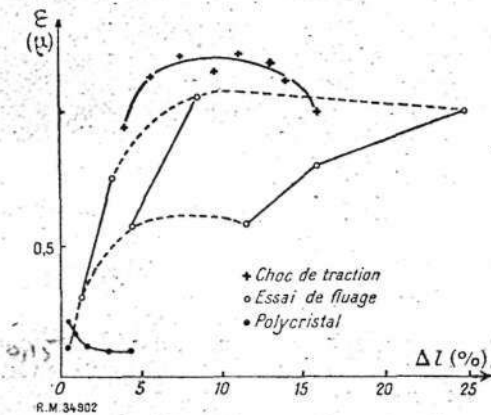


Fig. 13. — Variation de l'allongement moyen, par ligne  
•: - (2 monocristaux, 1 polycristal).

Mais si la déformation est rapide, la conclusion est beaucoup moins certaine. Le très grand tassement des lignes les unes contre les autres, la formation (dans les chocs de traction) de faisceaux, la valeur importante de l'astérisme sont autant d'arguments en faveur d'une

interaction des lignes. Mais ce ne peuvent être que des présomptions, car la structure du métal (structure mosaïque) joue aussi un rôle dont la discussion nous entraînerait trop loin. Disons seulement que quand la tension devient très forte et l'emporte de beaucoup sur la résistance du métal, le régime des glissements change, comme nous le verrons plus loin, car de très nombreux glissements se produisent simultanément.

En dehors de ce cas un peu spécial, on peut, sans faire d'erreur importante, considérer les lignes de glissement comme des phénomènes indépendants.

### 3° Observations quantitatives

Quel que soit l'intérêt des observations précédentes, elles ne peuvent prétendre à aucune rigueur, et sont

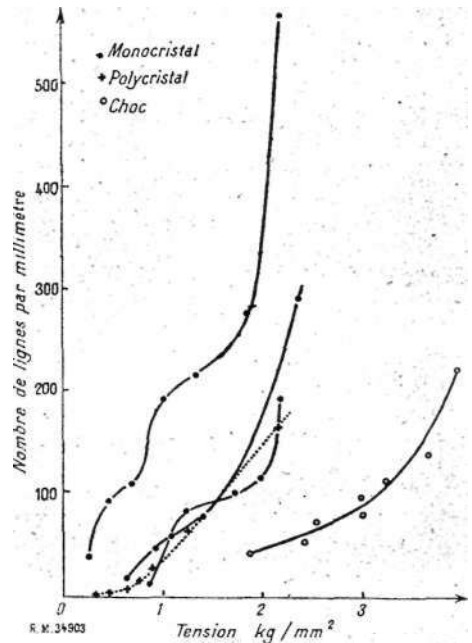


Fig. 14. — Progression du nombre de lignes avec la tension.

plutôt des estimations que des mesures. D'après ce que nous avons vu, deux grandeurs seraient intéressantes à connaître exactement : le nombre de lignes formé à chaque stade de l'allongement, et l'allongement individuel des lignes.

La première grandeur est facile à évaluer ; il suffit, interrompant l'allongement, de compter toutes les lignes apparues soit par observation directe au microscope (sur toute la longueur de l'éprouvette ou sur une portion seulement, entre deux repères, pour aller plus vite) — soit en photographiant une partie de l'éprouvette, toujours la même, de façon à éviter un trop long arrêt qui perturberait les conditions de l'essai. Dans

la plupart des cas, le microscope était monté sur la machine de traction elle-même, de façon à éviter de trop fréquentes manipulations de l'éprouvette, risquant de la fléchir ou de la tordre (les mesures, en effet, ont porté presque toutes sur des monocristaux qui sont très mous).

Quant à la deuxième grandeur, l'allongement individuel des lignes, sa mesure directe est malheureusement impossible. Force m'a été de me contenter de l'allongement moyen, quotient de l'allongement total par le nombre de lignes, dont je vais étudier les propriétés pour commencer.

a) *Variation de l'allongement moyen par ligne de glissement.* — Soit  $\Delta l$  l'allongement de l'éprouvette à un stade donné, et  $N$  le nombre de lignes visibles à ce moment. L'allongement moyen par ligne de glissement est :  $\epsilon = \frac{\Delta l}{N}$  (13).

Les courbes des figures 12 et 13 représentent  $\epsilon$  en fonction de  $\Delta l$  pour des monocristaux essayés dans des conditions variées et pour un polycristal. On voit que  $\epsilon$  tend souvent très rapidement vers une valeur asymptotique, ou qu'il subit parfois des oscillations autour d'une valeur moyenne (14). Mais on peut dire qu'en général l'allongement moyen par ligne est limité.

b) *Allongement individuel des lignes de glissement.* — Nous venons donc d'établir que, d'une part (2°, a) beaucoup de lignes de glissement cessaient de croître après avoir atteint un certain développement, et que d'autre part (3°, a), l'allongement moyen tendait approximativement vers une valeur asymptotique. On est tenté de conclure que toutes les lignes tendent vers un développement-limite. Cependant la démonstration rigoureuse de cette propriété est difficile : j'ai pu l'établir mathématiquement (15) en supposant que toutes les lignes avaient même allongement-limite ; mais ceci ne semble pas être le cas général, car nous avons vu que les dernières lignes apparues au cours d'une traction restent fines, comme gênées par leurs voisines.

Nous nous contenterons donc de dire qu'au cours de l'allongement d'un monocristal d'aluminium, une forte proportion des lignes atteint un développement-limite, certaines autres étant cependant en pleine croissance au moment où la striction se produit. Dans les polycristaux, l'allongement-limite, plus faible, est atteint beaucoup plus rapidement. Il est possible également que la croissance de certaines lignes présentent

(13) L'orientation du cristal peut jouer un rôle : pour l'éliminer, il faudrait mesurer le glissement unitaire par ligne. Mais comme dans l'aluminium les plans de glissement actifs sont toujours inclinés à près de 45° sur l'axe, l'influence de l'orientation varie peu d'une éprouvette à l'autre, et on peut n'en pas tenir compte.

(14) Les baisses de  $\epsilon$  que l'on constate dans deux cas sont dues à l'apparition assez rapide de nombreuses lignes très fines, qui se développent par la suite, comme je l'ai signalé plus haut. Quand on atteint la « saturation » en lignes,  $\epsilon$  peut se remettre à croître.

(15) Moyennant certaines hypothèses sur lesquelles je ne puis m'étendre ici. En particulier, on rend bien compte de l'allure des phénomènes en supposant que l'allongement  $\lambda$  est relié à la tension  $\sigma$  par une loi du genre  $\lambda = \lambda_0 [1 - e^{-\gamma(\sigma - \sigma_0)}]$  où  $\lambda_0$  et  $\gamma$  sont des constantes fonction de la vitesse et  $q$  la tension d'apparition.

des paliers intermédiaires ; ainsi les lignes qui se forment rapidement au début, s'arrêtent de croître dans la période initiale, mais dans certains cas j'ai cru observer qu'elles se développaient à nouveau un peu en fin de traction.

c) *Nombre des lignes de glissement, loi de répartition.* — J'ai dit plus haut que les lignes de glissement apparaissent successivement, ce qui permettait de caractériser chacune d'elles par sa tension d'apparition, qui fait figure ainsi de paramètre caractéristique de chaque ligne. Nos expériences de comptage de lignes permettent d'ailleurs de préciser la loi de répartition de ce paramètre, en évaluant le nombre  $N$  de lignes apparues par millimètre de longueur initiale sous une tension donnée,  $\sigma$  (16). La figure 14 représente ces courbes ( $N$ ,  $\sigma$ ) pour divers monocristaux. On constate la grande dispersion des résultats (que j'ai déjà signalée dans d'autres cas), et la variété des formes que revêtent ces courbes. Certaines ont une allure incurvée, approximativement

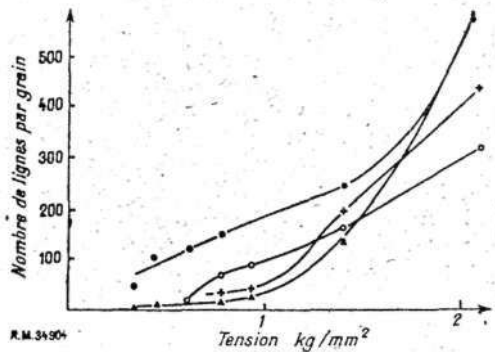


Fig. 15. — Progression du nombre de lignes avec la tension dans les divers grains d'un polycristal de la figure 14.

parabolique (17) au début; les autres s'écartent de cette forme par une inflexion initiale.

Remarquons que, malgré la dispersion, on voit se grouper dans la même zone les courbes de traction ordinaire et les courbes obtenues dans des déformations beaucoup plus lentes, par fluage. Seule s'écarte de cette zone une courbe obtenue par chocs successifs (nous décrirons le mode expérimental au chapitre suivant). En dehors de ce cas, qui correspond à des conditions mécaniques spéciales, on peut donc dire que la loi de répartition des tensions d'apparition des lignes ne dépend pas du mode expérimental : elle est caractéristique du métal essayé.

(16) On appelle densité de répartition de ce paramètre, le nombre de lignes  $\xi(q)$  ayant une tension d'apparition égale à  $q$  à  $dq$  près. On

voit facilement que  $N(\sigma) = \int_0^\sigma \xi(q) dq$ .

(17) Quand Yamaguchi a conclu (*Sci. Pap. Tokyo*, 1929 (XI), 223) que  $N$  était fonction linéaire de  $\sigma$ , c'était sans doute sur quelques cas particuliers, comme j'en ai rencontré ; mais cela ne semble pas être le cas général.



Il serait intéressant de pouvoir définir cette loi pour un cristal « moyen ». Un procédé simple m'a paru être de prendre un polycristal à très gros grain (10 mm<sup>2</sup> environ); en traçant les courbes (N,  $\sigma$ ) pour quelques is individuels (fig. 15), on retrouve la même dispersion que pour les monocristaux. Mais si l'on trace cette courbe pour l'ensemble (fig. 14), on trouve une parabole très régulière (18):

$$N = Cte (\sigma - \sigma_0)^{0,30}$$

qui se place dans la zone des courbes obtenues sur les monocristaux.

Entre les divers grains se produit une compensation stique, qui conduit précisément à la moyenne nous cherchions. On peut donc dire, tout au moins qu'on n'approche pas de la saturation en lignes, le nombre de lignes de glissement croît comme une fonction parabolique de la tension.

maintenant l'on rapproche les courbes de la figure 14 courbes effort-déformation correspondantes, on est frappé par leur parallélisme de forme. Là où les bes (N,  $\sigma$ ) présentent une inflexion, les courbes de traction en font de même, plus atténuée. Ainsi la forme des courbes de traction est commandée principalement, non par la loi que suit l'allongement des s (qui varie peu et ne présente guère de rapports à la loi effort-déformation), mais par la loi de répartition du paramètre caractéristique de chaque ligne.

le polycristal essayé, le cas est encore plus net,

( ) Sauf pour la fin, où d'ailleurs la courbe effort-déformation te également de la parabole, et dans le même sens.

d'ex  $\left( \frac{\sigma - \sigma_0}{N, \sigma} \right)^{0,32}$  de traction est une parabole  $\Delta l = Cte$  égal à celui de la courbe

En résumé toutes ces expériences, sans donner de résultats d'une précision extraordinaire, suffisent cependant à prouver que — dans le cas de l'aluminium à l'ambiante — les lignes de glissement se forment progressivement, puis que leur croissance s'arrête à un certain moment. Cet arrêt de croissance est une manifestation, de l'*écrouissage intracristallin*. La progression des lignes est d'ailleurs plus ou moins rapide, selon la vitesse de déformation; elle peut être quasi instantanée.

Pour analyser complètement une déformation plastique, il faut connaître, en plus de la loi de développement de chaque ligne, la loi de succession de leur apparition. Nos expériences la déterminent et montrent que, malgré une forte dispersion, le nombre de lignes apparues est fonction à peu près parabolique de la tension, quelles que soient les conditions expérimentales (sauf en cas de chocs). Cette propriété permet d'attacher à chaque ligne un paramètre caractéristique, sa tension d'apparition (tension où l'on est certain que la ligne apparaisse, car en réalité elle a une certaine probabilité d'apparition à des tensions plus faibles). La loi de répartition de ce paramètre est caractéristique du métal étudié; c'est elle qui commande la forme des courbes de traction et de fluage.

(à suivre.)