

Étude des glissements plastiques dans les cristaux d'aluminium (fin) (*)

par M. Charles CRUSSARD

II. INFLUENCE DE LA VITESSE ET DE LA TEMPÉRATURE DE DÉFORMATION

La complexité même des phénomènes que nous nous sommes efforcés de décrire laisse entrevoir de grandes difficultés dans la suite de cette étude. S'agit-il de l'influence de facteurs tels que la température, la vitesse de déformation ? Nous devons, là encore, distinguer si ces facteurs agissent sur le nombre de lignes de glissement qui se développent, ou sur la loi de leur développement. Pour la connaissance de ces grandeurs, nous venons de voir que la vitesse n'agit qu'exceptionnellement sur la loi de répartition des tensions d'apparition ; quant à la température, les résultats des expériences dont je dispose ne permettent pas de conclure à une influence nette de sa part. Sur la loi de développement des lignes, au contraire, l'influence de ces deux facteurs est considérable. C'est elle que je vais étudier dans cette seconde partie, soit par observation directe des glissements, soit en notant et interprétant les particularités de la déformation d'ensemble. Les matériaux de cette étude continueront d'être essentiellement des monocristaux d'aluminium. Mais j'ai également utilisé des polycristaux, et même d'autres métaux.

Influence de la vitesse (ou de la tension)

Dans des essais mécaniques classiques comme l'essai de traction ou le fluage, l'influence est bien connue de la vitesse de traction sur la tension atteinte, ou celle de la vitesse relative, de la charge sur la vitesse de fluage. Ces résultats ne laissent supposer que la vitesse de déformation — dans une charge — agit sur la manière dont se produisent les glissements.

Essais de chocs de traction. — Avant d'entrer dans l'analyse des phénomènes, je vais donner quelques indications sur une méthode qui m'a permis d'effectuer des essais de traction à très grande vitesse. Il s'agit en fait, non d'un essai de traction continu, mais d'une déformation par petits chocs de traction répétés (19) ; à chaque choc, on mesure l'allongement, et l'on peut ainsi construire par points la courbe travail-déformation. Si les points étaient assez rapprochés, on pourrait

les joindre par un trait continu, et obtenir la courbe effort-allongement par dérivation graphique. Mais en pratique les points sont assez distants et ne fournissent que des indications approximatives ; en effet, la vitesse varie au cours de chaque choc, tombant à zéro en fin de choc, en sorte que la courbe effort-déformation doit être en escalier. Tout ce que l'on peut connaître exactement, c'est la valeur moyenne de la tension à chaque choc, quotient de l'énergie absorbée par l'allon-

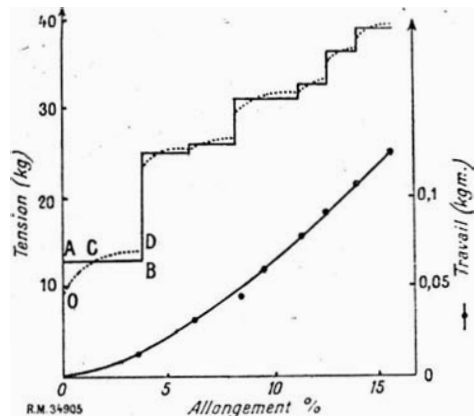


Fig. 16. — Travail dépensé et tensions correspondantes dans les essais de chocs successifs.

gement correspondant. C'est ainsi que, de la courbe travail-allongement de la figure 16, a été déduite la courbe de traction à marches carrées de la même figure. En réalité, cette courbe est trop schématique, et chaque marche doit avoir une forme arrondie, comme je l'ai représentée sur la figure, en sorte que les aires OAC et CBD soient égales ; le tracé est incertain car la tension peut fort bien décroître en fin de choc (avec CD par exemple). Il est néanmoins vraisemblable que la tension monte très rapidement au début du choc, comme le montre le cas de la deuxième marche de la courbe, qui doit être très aplatie pour que la tension reste inférieure à celle de la troisième.

Voir *Revue de Métallurgie*, t. XLII n° 9, Septembre 1945, 6.

*) Il est inutile de décrire ici l'appareil utilisé, simple mouton à choc vertical dont la vitesse d'impact varie de 1 à 2,50 m/sec.

On obtient par ce procédé des indications très intéressantes, quoique approximatives. Ainsi, dans des chocs à 2 m/sec. la tension atteint 5 à 8,5 kg/mm² pour les monocristaux d'aluminium, et 9 kg/mm² pour les polycristaux (20), alors que dans une courbe enregistrée à la micromachine (en 10 minutes), elle atteint en moyenne, pour des éprouvettes analogues, 2,9 et 3,7 kg/mm² respectivement. Ces chiffres montrent la grande influence de la vitesse sur la forme de la courbe de traction. Malheureusement, le tracé de la première « marche » est trop imprécis pour savoir comment varie pendant ce temps la limite élastique ; nous ne pouvons donc rien savoir sur le seuil d'apparition des glissements à ces grandes vitesses.

b) *Progression et aspect des lignes de glissement.* — Mais ces considérations, destinées plutôt à décrire une méthode expérimentale et à en indiquer quelques résul-

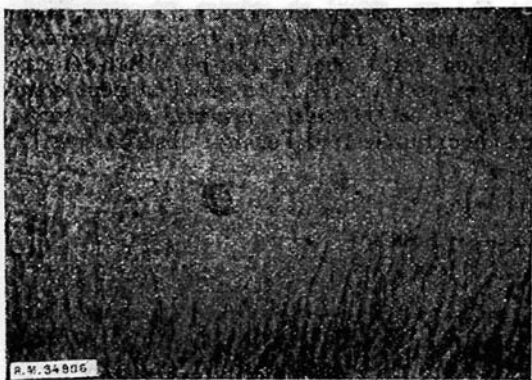


Fig. 17. — Photographie d'un cristal rompu par chocs de traction, montrant 5 systèmes de glissement au même endroit. — $\times 120$.

tats, nous éloignent de notre sujet d'études principal, la loi de développement des lignes de glissement. Et d'abord, quel aspect ont ces lignes, dans le cas des chocs de traction ?

Il arrive dans certains cas que des glissements anormaux apparaissent, se produisant sur des plans autres que les faces de l'octaèdre (111). Ces lignes de glissement anormales sont très irrégulières, ondulées et interrompues. On les rencontre surtout pour certaines orientations spéciales, quand l'axe de l'éprouvette est presque parallèle à une arête du cube ; dans un cas semblable, j'ai compté jusqu'à 7 systèmes de lignes de glissement apparus simultanément sur un cristal (fig. 17), normaux et anormaux ; j'ai pu d'ailleurs identifier ces derniers et constater qu'ils s'effectuaient sur des plans (110). Ce fait est très important, car il montre que le plan de glissement n'est pas un plan cristallographique rigoureusement déterminé ; d'autres peuvent servir également, mais exigent pour cela des tensions beaucoup

(20) Elle dépasse 10 kg/mm² quand on casse un monocristal au Mouton Charpy, à 5,20 m/sec.

plus fortes, que l'on n'atteint qu'exceptionnellement, par exemple dans les chocs.

On conçoit que l'étude des glissements par chocs soit compliquée par ces anomalies. Elle l'est encore davantage, par certaines déformations supplémentaires qui existent, peu nombreuses, dans les tractions ordinaires, mais se multiplient souvent dans le choc ; il s'agit de sortes de sillons ou pliages, dont j'ai étudié ailleurs (21) la nature.

Pour explorer ce domaine des grandes vitesses, il faut donc nous borner aux cas, heureusement assez fréquents, où le choc ne fait apparaître que des glissements (111). On voit alors que les lignes ont un aspect habituel, fines et rectilignes, tout en présentant une tendance à se grouper en faisceaux, dont j'ai parlé plus haut.

Le trait marquant réside, non dans leur aspect, mais dans les lois de leur développement. Les allongements moyens par ligne que j'ai notés sont assez irréguliers, oscillant entre 0,47 et 1,2 μ , mais surtout ce développement est atteint d'emblée pour des allongements très faibles (cf. fig. 13, éprouvette de choc) et varie peu par la suite. C'est dire qu'une ligne de glissement, aussitôt formée par choc, atteint son plein développement. Celui-ci est déterminé, non par l'allongement ou la vitesse de traction, mais par l'énergie mise en jeu dans le choc : ainsi dans une mise en charge très rapide au début d'un fluage sous 0,57 kg/mm² (qui peut être assimilée à un choc léger), l'éprouvette ne s'allonge que de 1,3 % et les lignes apparues n'ont qu'un allongement moyen de 0,24 μ ; au contraire, dans un choc violent au mouton Charpy, j'ai noté un allongement exceptionnel de 2 μ .

Quittons le domaine de ces grandes vitesses de déformation pour celui des tractions ordinaires ou des essais de fluage. Pour les tractions faites à des vitesses de l'ordre de 1 % par minute, l'allongement moyen croît lentement pour atteindre, avant striction, des valeurs-limites groupées autour de 0,5 μ (cf. fig. 12). Pour des déformations plus lentes, cette valeur-limite croît, pour atteindre 3 μ après un long fluage dans un monocristal dont j'ai déjà parlé (fig. 11). Dans le cas d'une éprouvette ayant subi des fluages successifs (cf. fig. 2 à 9 et fig. 13), l'allongement moyen est de 1 μ pour les périodes de fluage, mais tombe à 0,6 μ au maximum à chaque mise en charge. Ce qui prouve qu'au cours d'une même expérience, si la vitesse de déformation n'est pas uniforme, le loi de progression des lignes de glissement (et en particulier leur allongement-limite) est sujette à variation. Tout ceci montre que la vitesse de déformation a une action très marquée sur le développement des lignes (22), (au moins dans le domaine de vitesses que nous étudions en ce moment). C'est un fait que j'ai très généralement constaté : dans les périodes

(21) Communication à la Société de Minéralogie, en date du 8 mars 1945.

(22) La charge intervient de deux façons : d'abord, la figure 13 prouve qu'aux faibles charges, le développement maximum des lignes n'est pas atteint, et l'allongement moyen croît avec la charge ; ensuite, indirectement, la charge agit sur la vitesse de fluage.

déformation se ralentit, les lignes prennent un aspect de plus en plus considérable.

Les deux modes de déformation (lente et rapide). — men de la progression des lignes de glissement de nous montrer que le phénomène n'a pas le aspect selon que la déformation est « rapide » lente ». Nous allons préciser la limite entre ces domaines, et surtout examiner si elle est réelle, a véritablement, selon la vitesse, deux modes de mation, qui correspondraient à la distinction faite eaucoup d'auteurs entre la *plasticité* et la *viscosité*. it curieux que ces deux modes soient essentiel- t différents alors qu'ils ont la même manifestation eure : les lignes de glissement. L'examen de celles-ci e accompagné de mesure, est donc impuissant à éclairer, et je vais faire appel à l'étude mécanique ement dite de quelques déformations effectuées des conditions spéciales, et qui vont préciser cette ction entre déformations « lentes » et « rapides ».

Oscillations des courbes de fluage. — Les essais je vais relater ici ont porté sur des éprouvettes ristallines, d'aluminium principalement. On sait les courbes de fluage de telles éprouvettes sont régulièrement arrondies, et de forme parabolique ; ce que j'ai vérifié, au moins quand la mise en charge pas trop brusque et se fait en quelques secondes, au minimum, en sorte que la vitesse d'allongement ant ce temps ne dépasse pas 5 % à la seconde on.

vis si la mise en charge est plus brutale, et se fait e fraction de seconde, elle introduit dans la période le des perturbations comme le montrent les es 18 et 19. Le cas de la figure 19 est particuliè- nt intéressant, car la courbe présente une partie olique assez longue pour permettre une extrac- ion à rebours vers l'origine. On constate que, par

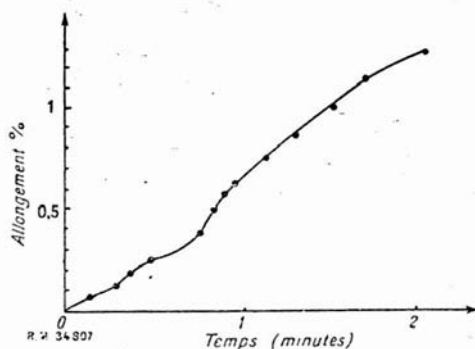


Fig. 18. — Début de courbe de fluage d'une éprouvette d'aluminium à gros grain, après mise en charge brusque.

d'un ralentissement anormal de la vitesse de fluage, urbe réelle s'écarte de la parabole au début, pour la per au bout de quelques minutes. fois les perturbations peuvent durer plus long- s jusqu'à un quart d'heure, comme je l'ai constaté

sur des éprouvettes de zinc ; j'ai en effet retrouvé sur celles-ci les même anomalies, plutôt mieux marquées. La figure 20 en montre un exemple.

La perturbation introduite par une déformation initiale trop rapide dure donc un certain temps après la

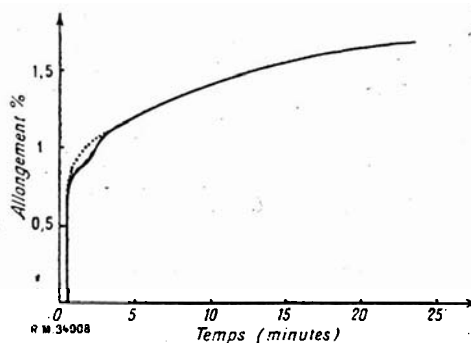


Fig. 19. — Courbe de fluage d'une éprouvette d'aluminium après mise en charge brusque.

fin de celle-ci, produisant des oscillations dans la courbe de fluage, succession de blocages et de déblocages des glissements.

β) *Allongement par sauts.* — Nous allons maintenant examiner une autre particularité des déformations rapides, visible surtout sur les éprouvettes monocristallines ou à gros grains.

Alors qu'en général les courbes de fluage ou les courbes de traction que l'on enregistre sont continues et régulières, à la sensibilité des appareils près, on peut, dans certaines conditions, faire apparaître des décrochements qui correspondent à des allongements brusques, des sortes de sauts.

C'est surtout au début des courbes de fluage de monocristaux que ces sauts apparaissent le plus facilement, en sorte que la courbe, au lieu d'une parabole régulière, présente des marches d'escaliers successives, dès que la charge est assez forte ; à des sauts succèdent des périodes d'arrêt, puis l'allongement recommence, s'accélère, il se produit un nouveau saut, etc. La figure 21 représente le début d'une courbe de fluage d'un cristal sous 570 gr/mm² ; une fois la mise en charge achevée, on constate qu'il se produit quelques petits sauts, puis un très grand, à la suite de quoi l'allongement est presque arrêté. A la fin de ce grand saut, l'allongement est de 1,3 % ; de nombreuses lignes de glissement, très faibles, sont apparues ; leur allongement moyen, comme je l'ai dit ailleurs (b), est de 0,24 μ. Les monocristaux d'aluminium ne représentent pas tous des sauts aussi importants, mais le début de leur fluage est souvent irrégulier.

Ces sauts, qui se produisent spontanément au début du fluage quand le métal n'est pas encore écroui, on peut les reproduire artificiellement en cours d'essai par un ébranlement, même minime, communiqué à l'appareil. La figure 22 représente la forme des sauts enregistrés

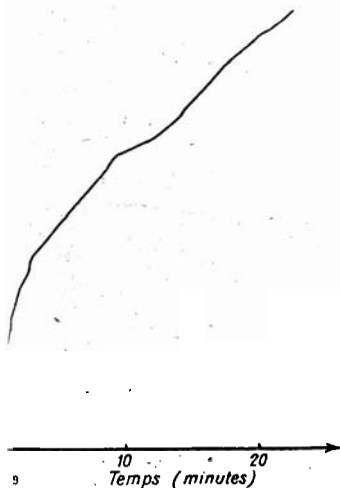


Fig. 20. — Courbe de fluage d'une éprouvette de zinc après mise en charge brusque.

un mono et un polycristal. On remarque qu'en le saut, l'allongement est complètement arrêté pour certain temps dans le cas d'un monocristal, alors se poursuit juste après le saut, en se ralentissant,

un polycristal. La raison de ce fait me semble la suivante : le « saut », dans le polycristal, ne doit se produire à la fois dans toute l'éprouvette, en sorte que toute partie subit un allongement et s'en trouve ralentie, alors qu'il subsiste des portions qui n'ont subi le saut, et s'en trouvent surchargées, ce qui provoque le petit fluage supplémentaire observé. Si l'on considère cette constatation de l'apparition de très brèves lignes fines pour les sauts à la mise en charge, on en déduit qu'un saut doit être une sorte de saut qui se communique à une grande partie de l'éprouvette, mais pas forcément à tous les grains d'un polycristal.

Ces sauts que nous venons de rencontrer dans des essais de fluage sous charge constante, nous avons pu les reproduire dans une machine à traction, par de très légers chocs communiqués à l'appareil au cours d'un essai (fig. 23), où l'on constate encore un fluage anormalement fort causé par ces sauts. On peut encore tendre rapidement le ressort dynamométrique, puis laisser l'éprouvette s'allonger par fluage au fur et à mesure que le ressort se débâte ; on constate, là encore, l'apparition spontanée de plusieurs sauts.

Les conditions d'apparition des sauts sont donc les suivantes : ou bien ils sont dus à des ébranlements communiqués extérieurement à une éprouvette sous tension, ou bien, s'ils sont

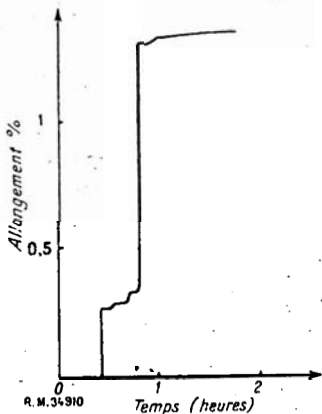


Fig. 21. — Sauts à la mise en charge d'un cristal d'aluminium.

spontanés, ils sont dus non pas tant à la vitesse de déformation (puisqu'ils se produisent après des périodes d'allongement assez lent) ni à la simple action de la charge, mais à une sorte de déséquilibre entre la tension et la résistance de l'éprouvette : quand l'écroutissage est faible, ou que la tension augmente brusquement d'une quantité assez forte, un régime de déformation différent tend à s'amorcer, plus rapide, mais qui conduit à un blocage des glissements (ou écroutissage) plus énergétique.

Le rapprochement entre ces sauts et les oscillations des courbes de fluage signalées plus haut (§ α) est évident. Si l'on remarque que les oscillations existent aussi bien dans le cas du zinc que dans celui de l'aluminium, et que d'autre part j'ai observé et enregistré des sauts à la mise en charge d'éprouvette de cuivre, on en peut conclure qu'il s'agit là d'une propriété caractéristique de la plasticité des métaux.

γ) Réactivité. — L'étude de la réactivité (ou raccourcissement spontané et progressif d'une éprouvette après essai de fluage et décharge) va nous permettre de faire un nouveau pas en avant dans la connaissance de ces sauts ou allongements rapides. M. de Lacombe (23) a signalé l'absence de réactivité après allongement rapide à la mise en charge, dans certains cas. J'ai vérifié cette propriété sur de l'aluminium extra-pur : quand l'allongement initial est brusque, la réactivité en vingt-quatre heures est indécélable (c'est-à-dire inférieure à $0,3 \cdot 10^{-5}$) alors qu'elle atteint de 3 à $24 \cdot 10^{-5}$ quand l'allongement s'est produit lentement, par fluage sous charge constante.

Je me suis ensuite adressé à des métaux moins purs. Leur tendance à la réactivité croît avec la teneur en impuretés, comme je l'ai constaté sur des aluminiums de teneur en impuretés (Si et Fe) allant de 0,20 à 0,86 %. Sur ces métaux, les phénomènes ne sont pas aussi tran-

23) Rev. Metall., « Mémoires », 1942, p. 182.

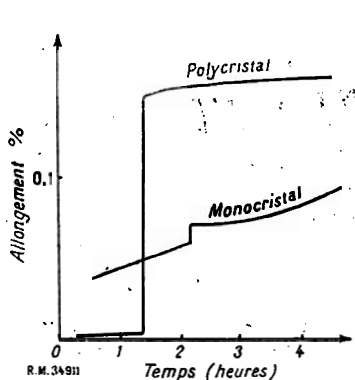


Fig. 22. — Sauts en cours de fluage.

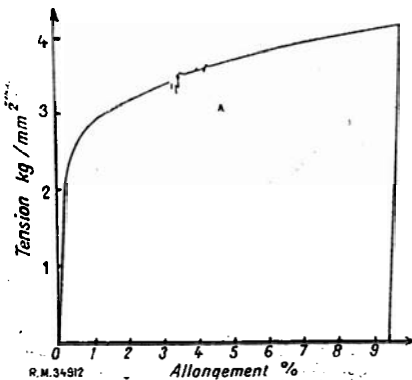


Fig. 23. — Sauts provoqués en cours de traction.

TABLEAU I

N° de l'essai	Tension de fluage	Allongement de fluage en μ	Allongement rapide en fin de fluage (éventuellement) en μ	Réactivité en 24 heures en μ	Rapport réactivité allongement fluage
1 ^{re} éprouvette	5,5 kg/mm ²	23,4	Nul	11,6	0,50
	5,5 kg/mm ²	29,5	113	4,1	0,37
	5,5 kg/mm ²	18,3	370	11,0	0,22
2 ^e éprouvette	3,35 kg/mm ²	31,5	Nul	4,2	0,04
	3,35 kg/mm ²	54	400	2,3	0,13

que sur métal extra-pur : des allongements rapides ont des réactivités non nulles mais très faibles par rapport à tout. Ainsi, après un allongement lent de 83 μ , à 4,5 kg/mm², une éprouvette présente une réactivité de 7,1 μ , en cinq heures, alors qu'en lui imposant un allongement presque instantané de 100 μ , on n'obtient qu'un raccourcissement de 1 μ en cinq heures. On retrouve une différence du même ordre quand on compare un fer pur comme le fer ARMCO à un acier. Tout ceci prouve qu'une déformation produit beaucoup moins de réactivité lorsqu'elle est rapide que lorsqu'elle est lente. Une question se pose alors : est-ce que les portions de métal déformées dans ces deux cas sont différentes ? S'il en est ainsi, on concevrait que, suivant les cas, il puisse y avoir réactivité ou non ; alors les déformations lentes et rapides seraient quelque sorte indépendantes, elles se superposeraient. Cette remarque suggère une expérience simple, qui va me permettre de répondre à la question posée. Il suffit en effet de prendre une éprouvette que l'on fait fluier sous charge constante ; puis, juste avant la rupture, de lui imposer un allongement rapide supplémentaire. Si les déformations lentes et rapides sont indépendantes, la réactivité doit être la même qu'après un simple essai de fluage. Le tableau I donne les résultats pour deux éprouvettes.

L'examen de ces chiffres prouve que la déformation rapide affecte fortement la réactivité et la diminue. On peut conclure que les déformations rapides et lentes ne sont pas produites par des mécanismes distincts, mais qu'elles sont localisées aux mêmes endroits.

* * *

Nous pouvons maintenant, de toutes ces observations, tirer une conclusion générale sur le rôle de la vitesse. Il existe deux domaines de vitesse. L'un correspond aux déformations lentes, caractérisées par une grande régularité de forme des courbes de traction ou de fluage, et par la progressivité d'apparition des lignes de glissement.

L'autre correspond aux déformations rapides, qui se produisent par sauts, les lignes de glissement apparaissant brusquement et atteignant d'emblée une importance qui dépend des conditions expérimentales (énergie de choc, ébranlement, charge brusque, etc.) ; de tels glissements perturbent la régularité des déformations ultérieures et produisent un violent écrouissage avec de notables irrégularités de la structure du métal.

La limite entre les deux domaines ne peut être située avec grande précision. Cette impossibilité est sans doute foncière, le passage se faisant graduellement d'un domaine à l'autre. Pour l'aluminium à l'ambiante, en comparant les vitesses que j'ai indiquées au § α à propos des oscillations de courbes et celles signalées au § 1, 2^o, a) dans la phénoménologie des glissements, on voit que la limite des deux domaines se situe sans doute aux environs d'une vitesse d'allongement de quelques % par seconde.

Dans le domaine lent, nous avons vu que les lignes de glissement sont d'autant plus importantes et régulières que la vitesse est plus lente. Autrement dit l'allongement-limite est fonction décroissante et la perturbation de structure (24) fonction croissante de la vitesse.

Dans le domaine rapide au contraire, l'importance des lignes n'est plus une fonction simple de la vitesse, mais dépend des conditions de la déformation ; elle aurait plutôt tendance à croître avec la vitesse. Au contraire du cas des vitesses lentes, il semble ici que ce soit, non la vitesse, mais la tension qui agisse, et en particulier qui détermine le passage dans le domaine rapide ; ou plus exactement, les sauts apparaissent quand l'écart est grand entre la tension et la résistance mécanique (ou écrouissage) du métal. Tant que la tension est faible ou la sollicitation progressive, les dislocations qui produisent les glissements doivent se succéder une à une, et la déformation est très continue. Mais si la tension monte brusquement avant qu'une déformation

(24) Évaluée en particulier d'après l'importance de l'astérisme aux rayons X.

ait eu le temps d'écrouter le métal et d'accroître sa résistance, ou si un ébranlement extérieur vient perturber le phénomène, on voit se produire un allongement brusque qui correspond forcément à une avalanche de dislocations se produisant en très peu de temps.

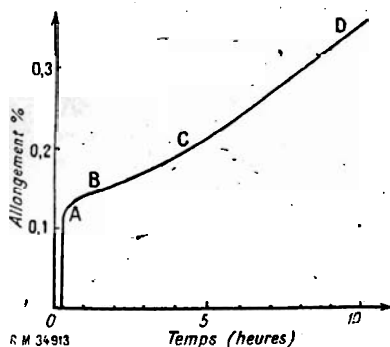


Fig. 24. — Début de courbe de fluage d'un cristal d'aluminium à 200°.

S'effectue dent par dent. S'il est très fort, on pourra sauter plusieurs dents à la fois. Mais pourquoi ces avalanches de dislocations produisent-elles un écrouissage si énergétique ? Comment perturbent-elles la structure ? Beilby avait, il y a déjà longtemps, pensé qu'une fusion locale peut se produire dans les plans de glissement. Ce n'est pas impossible, mais aucune expérience ne confirme à l'heure actuelle cette idée, et sa discussion théorique nous entraînerait trop loin dans le domaine hypothétique de la structure mosaïque des métaux et de ses relations avec les glissements.

2° Influence de la température

Si je me suis étendu assez longuement sur le rôle de la vitesse, c'est qu'il prête à discussion et que l'interprétation des faits est délicate, car l'influence de la vitesse sur les glissements est assez faible. Celle de la température, au contraire, est considérable ; et pour voir que les lignes qui se forment à haute température ont une allure spéciale, point n'est besoin d'un examen très minutieux. C'est ce que nous allons constater dans quelques expériences de fluage.

Si, aux environs de 200° (ce que, pour l'aluminium on peut appeler une haute température) on met à fluer sous charge faible un cristal d'aluminium, la courbe est, au début ralentie et parabolique comme toutes les courbes de ce genre (fig. 24). Mais cette partie (AB) est courte, on voit lui succéder, souvent, une réaccélération (BC), puis la vitesse d'allongement finit par se stabiliser (CD). Vue au microscope l'éprouvette présente, immédiatement après la mise en charge, des lignes de glissement fines et à peine marquées. Mais au bout d'un long fluage à vitesse constante, on n'aperçoit plus que quelques grosses lignes, espacées, dont

l'épaisseur, considérable, peut atteindre 10 μ (fig. 25).

Des examens successifs d'un même endroit de l'éprouvette prouvent que, de toutes les lignes apparues à la mise en charge, seules quelques-unes, parmi les plus grosses, se développent par la suite. Ce développement se fait en général par élargissement, les lignes restant des ondulations peu accentuées ; c'est le cas quand les lignes sont peu nombreuses. Mais il peut se produire que le glissement se poursuive indéfiniment sur le même plan, conduisant à une véritable marche d'escalier. Je n'ai pas encore pu déterminer quelles conditions spéciales produisaient cet aspect.

De toutes façons, si les glissements à haute température peuvent se poursuivre et se développer ainsi, c'est grâce à un recuit. Au début se produit un écrouissage rapide à la mise en charge, ou immédiatement après, ce qui bloque les glissements ; puis les parties ainsi perturbées subissent un réarrangement sous l'effet de l'agitation thermique. Ces deux stades, blocage (ou écrouissage) et déblocage (ou recuit) sont souvent séparés, dans le temps, pour toutes les lignes à la fois ; c'est ce que montre particulièrement bien la figure 24. Mais il arrive que les deux phénomènes se produisent simultanément, soit dans une même ligne, soit que certaines lignes s'écrouissent pendant que d'autres subissent le recuit. Dans ce cas, les courbes de fluage ont la forme parabolique ordinaire sans période de réaccélération, et la vitesse tend à devenir constante, mais seulement au bout d'un allongement beaucoup plus important que dans le cas de la figure 24.

Une conséquence de ce recuit est qu'il n'y a plus d'allongement-limite pour les lignes de glissement. Une

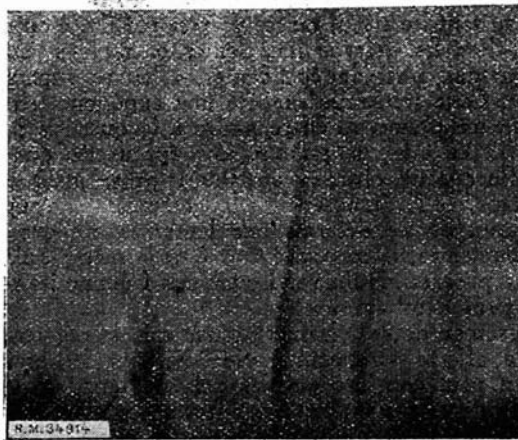


Fig. 25. — Photographie de lignes de glissement après fluage à 200°. — $\times 150$.

fois amorcé le régime d'écoulement visqueux à vitesse constante, plus rien ne vient arrêter le développement des lignes ; leur allongement est en quelque sorte indifférent, et n'agit pas sur les propriétés mécaniques ou l'écrouissage.

recuit est donc le trait essentiel de l'action de la brature. Quand d'ailleurs nous parlons ainsi, il prend garde que le recuit existe à toute température comme l'agitation thermique qui en est la cause ; dans un certain domaine de températures il devient actif pour produire des effets sensibles, alors qu'en us son action est trop lente pour les durées normales d'expérience.

Cette zone d'accélération des phénomènes thermiques, pour l'aluminium extra-pur j'ai pu situer vers 70°, joué un rôle très important pour toutes sortes d'opérations, comme la restauration, la recristallisation, voire l'équicohésion.

Équivalence des facteurs vitesse et température

On remarque qu'il est possible d'augmenter l'épaisseur d'importance des lignes de glissement aussi bien en augmentant la déformation qu'en élevant la température. Certes, sous ce rapport, une petite variation de température équivalait à une grande variation de vitesse. Les lignes de glissement ont à peu près le même aspect après une traction à 200° à la vitesse d'environ 1 cm par seconde qu'à 30° après un fluage lent (environ

15 % en une heure) : dans les deux cas l'allongement moyen par ligne vaut 1 μ.

Bien que les variations de la vitesse ou de la température n'agissent pas avec la même intensité, il y a là une analogie foncière, analogie très naturelle d'ailleurs, puisque le recuit existe à toutes températures ; ralentir la déformation augmente ses chances de se manifester, et élever la température aussi. C'est une question de probabilité.

On peut néanmoins douter que cette équivalence, vraie en gros, le soit aussi dans le détail. Nous avons vu que deux éprouvettes déformées, qui présentent des lignes de glissement analogues et également développées, peuvent présenter de grandes différences au point de vue mécanique : c'est le cas quand une déformation a été faite par choc, l'autre par fluage. De même, si deux éprouvettes déformées l'une lentement à froid, l'autre rapidement à chaud, présentent des lignes de glissement identiques, rien ne prouve qu'elles soient écrouies de la même façon. La morphologie des glissements est insuffisante, et il nous faut donc analyser de plus près la notion d'écrouissage et celle, corrélatrice, du recuit. Le prochain chapitre a pour but de présenter quelques expériences capables d'apporter un peu de lumière dans la question.

III. RECUIT ET ÉCROUISSAGE

En ce que j'ai surtout parlé jusqu'ici de l'aspect des lignes de glissement, je n'ai pu m'empêcher de dire certains cas que les glissements étaient comme débloqués, dans d'autres débloqués. C'est là faire une thèse sur le mécanisme intime, submicroscopique de la déformation ; mais hypothèse bien banale et naturelle qui traduit par des images simples les notions

courantes d'écrouissage et de recuit. Ces notions ont d'ailleurs besoin d'être précisées, et c'est ce que nous allons faire.

Prenons une courbe de traction. La tension à chaque instant est la somme de la limite élastique vraie (B'C sur la figure 26) et d'une quantité (CB) qui permet à la déformation de se produire à une vitesse non nulle. La première est une résistance statique

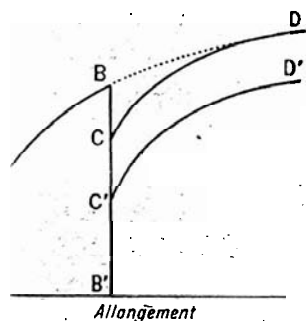


Fig. 26. — Recuit dynamique et recuit statique.

mesure l'écrouissage ou augmentation de résistance à la perturbation de structure ; la seconde est la résistance dynamique, inhérente à la vitesse de déformation.

Interrompons la traction, puis reprenons-la immédiatement après ; la déformation plastique reprend dès qu'on a dépassé la limite élastique B'C, en sorte que la courbe se infléchit dès le point C. Il y a une sorte de recuit apparent mesuré par la quantité BC et que nous appellerons *recuit dynamique* (25).

Si avant de reprendre la traction, on avait recuit l'éprouvette, soit en la chauffant, soit simplement en la laissant séjourner à la température de l'essai, on constate que la courbe de traction (B'C'D') part en dessous de la précédente. Il y a un recuit réel ou *recuit statique*, mesuré par la baisse de C à C', qui dépend de la température et de la durée du recuit.

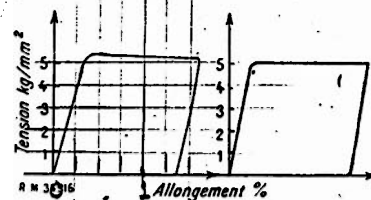


Fig. 27. — Courbes de traction enregistrées après choc.

1° Effet de la vitesse

Commençons par examiner l'influence de la vitesse sur l'écrouissage, et notamment par voir quelques

(25) Nom donné par Orowan, qui a introduit la distinction entre les deux recuits [Z. R. Phys., 1934 (89), 605].

ples de l'effet dynamique que je viens de signaler. L'effet étant d'autant plus important que la vitesse est plus grande, je m'adresserai aux expériences de traction successives que j'ai décrites plus haut (II, 1^o, a),

les tensions atteintes étaient relativement élevées. Dans des éprouvettes polycristallines d'aluminium à grain (2 mm²). Alors que dans une courbe enregistrée normalement à la micromachine la tension au choc de 17 % d'allongement atteint 3,5 kg/mm², après à 2 m/sec. conduisant au même allongement, elle n'est que de 5,65 kg/mm².

On voit si cet effet est dynamique ou correspond à un écrouissage réel, j'ai immédiatement, après choc, essayé de changer d'appareil : trois minutes), enregistré sur un autre bout de courbe de traction à la micromachine, un autre après vingt-quatre heures de repos (toujours à l'ambiante). Ces deux courbes sont reproduites en fig. 27. On constate sur la première que la tension maximale atteinte vaut $T_1 = 5,33 \text{ kg/mm}^2$ mais qu'elle est un peu plus faible pour former un palier à $T'_1 = 5,03 \text{ kg/mm}^2$. Sur la deuxième, le palier n'est plus qu'à $T_2 = 4,86 \text{ kg/mm}^2$. Ces chiffres nous donnent des renseignements ombreux et intéressants :

La comparaison de T_2 à T'_1 prouve qu'il y a un effet réel (ou statique) dès l'ambiante, sensible après vingt-quatre heures ;

La comparaison de T_1 (ou T'_1) à la valeur de la tension en fin de choc (certainement supérieure à 5 kg/mm², qui est une valeur moyenne pendant le choc) prouve qu'il y a aussi un *recuit dynamique* notable ;

La comparaison de ces tensions T_1 et T'_1 à celles obtenues dans une traction ordinaire prouve le fait suivant : *l'état d'écrouissage dépend non seulement de l'allongement et de la vitesse actuelle de déformation, surtout de celle à laquelle a été faite toute la déformation antérieure* (26). Interprété en termes de notre expérience, cela signifie que le développement des lignes de glissement dépend non seulement de la vitesse actuelle, mais de toute l'histoire antérieure de la déformation ;

Enfin, un des faits les plus curieux est la baisse de tension de T_1 à T'_1 dans la première courbe. Je le rattacherais au phénomène suivant, que j'ai observé dans des essais de fluage sur éprouvette monocristalline : après un premier allongement rapide de 0,2 % quelques minutes sous 320 gr/mm², j'ai déchargé complètement à 170 gr/mm² ; pendant vingt-quatre heures la longueur n'a pas bougé. Puis j'ai rechargé de façon à avoir une tension de 274 gr/mm², inférieure à la première. La vitesse de fluage, d'abord nulle au début, remise à croître pour atteindre une valeur constante tout de deux heures. Il ne pouvait s'agir ici d'un simple recuit, qui aurait eu largement le temps de se faire pendant les vingt-quatre heures de repos à une vitesse plus faible. S'il ne s'est pas produit, c'est que le fluage est nécessaire à cet effet, qui est donc de nature mécanique. Il existe une certaine analogie entre les

deux faits que je viens de rapprocher ; ils prouvent qu'après une certaine déformation, un allongement plus lent sous plus faible tension facilite et accélère le déblocage des glissements ; c'est une sorte de recuit provoqué par la déformation même, ou si l'on veut, d'écrouissage négatif. Son interprétation est incertaine, mais il doit exister un rapport avec les oscillations de courbes de fluage dont j'ai déjà parlé (II, 1^o, c, α).

Toutes ces remarques avaient pour but de montrer la complexité de l'influence de la vitesse sur l'écrouissage, et la variété des « recuits » qui s'y rapportent.

2^o Influence de la température

Pour définir l'écrouissage produit par une déformation, nous avons vu que la meilleure méthode consistait à enregistrer après coup une courbe de traction. La nouvelle limite élastique que l'on note et la forme du début de la courbe nous donnent les renseignements cherchés, et en faisant varier la température à laquelle se fait la première déformation, on peut noter l'influence de cette variable sur l'écrouissage. C'est ce que j'ai fait, en enregistrant des courbes de traction (à l'ambiante) après fluage à des températures allant de 20° à 200°. L'avantage de fluage est que, la vitesse étant lente, l'effet de résistance dynamique est faible, et l'on est sûr que la limite élastique est voisine de la tension en fin de fluage.

Considérons (fig. 28) une courbe de traction de référence OABC enregistrée sur une autre éprouvette semblable à celle essayée (27). Supposons que le fluage initial se fasse sous une charge égale à B'B. L'allongement à la mise en charge (en négligeant l'effet dynamique) doit être égal à OB'. Si l'on enregistrait la courbe de traction immédiatement après la mise en charge, on devrait trouver une courbe ayant la forme B'BC. Si après un certain temps de fluage, la courbe a une forme différente telle que B'BD, c'est que les propriétés mécaniques ont été modifiées par l'écoulement sous charge constante, c'est-à-dire qu'il y a eu écrouissage (même si la limite élastique reste égale à B'B).

Or qu'observe-t-on ? A chaud, après des essais de fluage effectués à 100 ou 200°, l'écrouissage par fluage

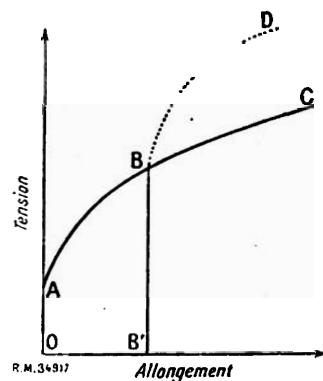


Fig. 28.

Kochendörfer avait déjà établi ce résultat pour des cristaux de phtalane. *Plastische Eigenschaften der Metalle*, P. 43 S. 99.

(27) En réalité, s'agissant de monocristaux, les courbes de traction présentent une forte dispersion ; mais leur forme dépendant en gros d'un seul paramètre, celui-ci est déterminé par le fait même que l'expérience de fluage donne les coordonnées du point B. D'où la courbe de référence.

est sensiblement nul, c'est-à-dire que la limite élastique en fin de fluage est à peu près égale à la tension de fluage (un peu inférieure même, à cause d'un certain recuit) et la courbe de traction a la forme B'BC, se superposant très exactement à la courbe de référence.

A froid au contraire, vers 20-30°, le fluage a un effet écrouissant marqué, car, si la nouvelle limite élastique est à peu près égale à la tension de fluage (tantôt inférieure, tantôt supérieure, sans jamais s'écarter de plus de 10 %), par contre le début de la courbe enregistrée s'écarte fortement de la courbe de référence et présente une forme telle que B'BD.

Ainsi, ces expériences quantitatives viennent confirmer ce que nous avait suggéré la morphologie des glissements, à savoir qu'un allongement visqueux produit à haute température n'écrouit pas le métal. Les lignes de glissement se développent sans modifier la résistance mécanique du métal (au moins tant qu'une striction ne s'amorce pas).

Au contraire, à froid, les lignes apparues à la mise en charge continuent de se développer, mais en rencontrant une résistance croissante. D'autres lignes apparaissent, dont le seuil de tension est supérieure à la tension de fluage, tout en restant proche; mais nous savons qu'elles sont peu nombreuses, en sorte que la

limite élastique peut être supérieure à la tension de fluage, mais de peu. L'effet d'écrouissage le plus important réside en ceci : au fur et à mesure de l'allongement visqueux, la résistance au glissement augmente dans les lignes actives (28), en sorte qu'au cours de la traction enregistrée après coup, la tension monte plus rapidement que s'il n'y avait pas eu de fluage, comme le représente la courbe B'BD. La forme de cette courbe constitue une preuve supplémentaire du fait que le fluage se produit principalement par développement des lignes apparues à la mise en charge, mais un peu aussi par apparition de nouvelles lignes.

Toutes ces expériences sont loin de faire complètement la lumière sur l'écrouissage et le recuit. Elles établissent quelques propriétés importantes, et montrent la complexité de l'ensemble de la question; on voit notamment que le développement des lignes de glissement n'est pas fonction univoque de la température, de la déformation et de la vitesse (ou tension) actuelle, mais de toute l'histoire thermique et mécanique du métal.

(28) Dans le cas d'éprouvettes polycristallines d'aluminium, à l'ambiante, un examen des diagrammes de rayons X m'a montré que la perturbation de structure est la même après un allongement visqueux lent qu'après une traction rapide d'amplitude égale.

IV. INFLUENCE DES JOINTS INTERGRANULAIRES

Quoique presque toutes les expériences décrites jusqu'ici aient été faites sur des cristaux uniques, je n'ai pas été sans y mélanger quelques essais effectués sur éprouvettes polycristallines; encore ne l'ai-je fait que dans le but d'éliminer la dispersion, parfois gênante, des monocristaux, ou lorsque j'avais des raisons *a priori* de croire que la présence de joints intergranulaires ne perturbait guère le phénomène. Néanmoins, pour justifier les résultats, il est bon de voir quelle peut être l'action, qualitative et quantitative, des joints sur les glissements.

Qualitativement, l'observation au microscope montre que les joints constituent une gêne considérable à la progression des glissements. Certes, il arrive que des lignes de glissement se prolongent, se relaient de part et d'autre d'un joint; c'est le cas quand leur orientation est peu différente (mettons une quinzaine de degrés au plus) d'un grain à l'autre. Mais en général ce relais de glissement est très difficile : ou bien on voit une ligne, arrivant à un joint, se prolonger de l'autre côté, comme en hésitant, par de petits bouts de ligne brisés ou ramifiés, et finir par donner dans le grain voisin une nouvelle ligne d'orientation bien différente; ou bien l'on voit la ligne mourir avant d'arriver au joint, en se terminant en pointe effilée.

Sans préjuger de la nature du joint — qu'on le considère comme une couche amorphe, ou à forte concentration d'impuretés, ou comme une simple surface de transition entre deux réseaux — les observations précédentes montrent qu'il constitue un obstacle aux glis-

sements, d'autant plus gênant que les orientations des réseaux qu'il sépare sont différentes, et où les perturbations de structure viennent s'accumuler, produisant ainsi autour du joint une couche très écrouie.

Au point de vue quantitatif, cette couche écrouie va accroître la résistance mécanique du métal. Certains auteurs ont prétendu que, dans les métaux purs autres que le fer, la résistance supplémentaire opposée par les joints restait constante tout le long de la traction (29). S'il en était ainsi, la courbe de traction d'une éprouvette polycristalline se déduirait de celle d'un monocristal (moyen) en y ajoutant simplement à la tension une quantité constante. Il y a là une approximation très grossière, valable peut-être pour certains métaux, ou pour l'aluminium, à partir d'un allongement assez fort, mais pas au début de la traction (dans les premiers 15 % d'allongement), comme me l'ont montré des enregistrements photographiques très précis faits à la micro-machine Chevenard.

Pour rendre compte de ces expériences sans avoir à figurer toutes les courbes, il suffit d'introduire la représentation mathématique que j'ai utilisée ailleurs (5) pour lier la tension σ à l'allongement l .

$$\sigma = \sigma_0 + A l^M$$

où σ_0 représente la limite élastique, A et M deux constantes. Le tableau II donne quelques valeurs de ces deux dernières.

(29) Cf. Kochendörfer, *Plastische Eigenschaften der Kristallen*, p. 228.

TABLEAU II

Grain	A	M
Monocrystal	0,43	0,64
Monocrystal	0,67	0,505
Polycrystal		
grain 1,1 mm ²	0,98	0,53
0,21	1,13	0,61
0,08	1,33	0,57
0,03	1,40	0,58

es valeurs de M présentent une certaine dispersion les monocristaux qui disparaît presque pour les cristallins, mais à part cela on constate que les joints hantent guère M. Le coefficient A par contre, en ant des monocristaux aux éprouvettes à grain fin, des variations considérables, dans le rapport de 1 5. Par conséquent, au delà de la limite élastique, la e des courbes de traction diffère, et l'écart de ten- entre les diverses courbes ne reste pas constant.

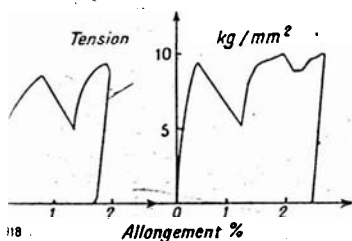
ces résultats contredisent les affirmations de hendörfer, ils s'interprètent par contre très bien

dans le cadre de nos idées, en admettant simple- ment que la présence des joints réduit dans une proportion constante l'allongement-limite des lignes de glissement. C'est d'ail- leurs ce que j'ai pu vérifier par des

ptages de lignes sur éprouvettes polycristallines, m'ont prouvé que l'allongement moyen tendait très lement vers une valeur de 0,13 μ , beaucoup plus e que celles que j'ai signalées pour des monocristaux fig. 13). Ainsi, à tension égale, l'allongement est it dans un rapport constant, ce qui correspond à augmentation de A.

es expériences laissent dans l'obscurité ce qui se e tout au début de la courbe, près de la limite élas- e. Pour éclaircir ce point, je me suis adressé à des uvettes polycristallines de zinc.

l'on enregistre sur ces éprouvettes une courbe de ion (fig. 29), on voit au début une partie rectiligne z longue, à laquelle succède un arrondi. On pourrait e à première vue que la portion droite correspond à déformation élastique et le départ de l'arrondi à la te élastique, qui aurait alors des valeurs allant de à 4 kg/mm², beaucoup plus fortes que les 100 à gr/mm² que l'on rencontre pour les monocristaux. s en y regardant de plus près, on constate que la e de cette partie varie avec la vitesse de traction, et



29. — Courbes de traction du zinc.

qu'elle est toujours inférieure à la pente théorique calculée à l'aide du module élastique (30) ; c'est ce que prouve le tableau III.

TABLEAU III

Vitesse d'allongement	Grain	Pente théorique	Pente enregistrée
0,7 % par minute	Fin	38,2	9,1
0,7 % par minute	Gros	36,9	4,4
45 % par minute	Fin	30,6	23,7

Il y a donc fluage pour ainsi dire dès le départ de la courbe. Il est de nature visqueuse, car si l'on arrête la traction au milieu de la partie rectiligne et si l'on abandonne l'éprouvette sous la tension du ressort, on la voit s'allonger un peu (0,1 % environ).

J'ai vérifié ce fait de façon plus précise par des essais statiques à la machine T.R., en ajoutant régulièrement une petite surcharge (266 gr/mm²) toutes les 15 secondes, ce qui produit un allongement par paliers, mais à vitesse moyenne constante. Les résultats, sortes de courbes de traction par points, sont représentés fig. 30, pour deux éprouvettes de grain respectivement égal à 0,01 mm² et 1 mm². J'ai porté sur le même diagramme la droite élastique théorique, calculée d'après le module, et deux courbes de traction à la micro-

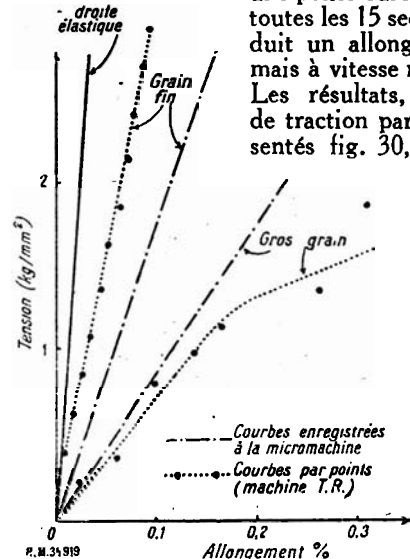
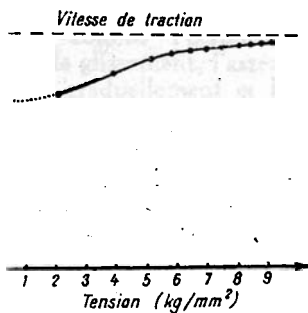


Fig. 30. — Courbes de traction du zinc, enregistrées à la micromachine, ou par points à la machine T.R.

machine, faites sur des éprouvettes à grain comparable et à même vitesse moyenne (obtenues par extrapolation). On voit que l'accord entre les deux méthodes est bon. On voit aussi que le fluage apparaît très tôt : il existe des 266 gr/mm² pour l'éprouvette à gros grain, ce qui laisse supposer

(30) Cet écart se retrouve dans d'autres métaux plastiques.

limite élastique réelle est de l'ordre de celle des cristaux. Quand la charge croît à partir de cette limite, il se produit pour la vitesse de fluage une compensation entre deux actions antagonistes, une augmentation due à la tension croissante, jusqu'à une



— Variation de la vitesse de traction en cours de traction (zinc).

diminution par écrouissage. Par cet effet, la vitesse reste stationnaire jusqu'à une tension assez élevée, qui termine la partie rectiligne de la courbe apparente, et qui, loin de constituer une limite élastique, n'est que le point où la vitesse de fluage cesse d'être constante. Cette vitesse est facile à calculer sur un enregistrement de traction ; j'en ai représenté la courbe est incertaine. Divers facteurs influent sur la vitesse stationnaire : la grosseur du grain, la vitesse de traction, d'écrouissage du métal ; pour ce dernier, j'ai remarqué qu'en reprenant la traction sur un certain temps sous la tension du ressort, la courbe de la nouvelle traction est au début à très peu près à celle de la droite élastique théorique (cf. fig. 29, 30, 31, 32, 33, 34, 35, 36, 37, 38, 39, 40, 41, 42, 43, 44, 45, 46, 47, 48, 49, 50, 51, 52, 53, 54, 55, 56, 57, 58, 59, 60, 61, 62, 63, 64, 65, 66, 67, 68, 69, 70, 71, 72, 73, 74, 75, 76, 77, 78, 79, 80, 81, 82, 83, 84, 85, 86, 87, 88, 89, 90, 91, 92, 93, 94, 95, 96, 97, 98, 99, 100), c'est-à-dire que la vitesse stationnaire est la même dans ce cas.

En résumé, la résistance du joint à la déformation ne se

manifeste pas dès le début (31), mais croît rapidement dès qu'apparaît une déformation, même très petite. Au bout d'un certain allongement (0,2 % pour le zinc), on retrouve la courbe de traction incurvée, parabolique ; à ce moment, l'interprétation que j'ai donnée plus haut devient valable, à savoir que les joints réduisent l'allongement-limite par ligne de glissement (32).

L'action des joints sur les glissements n'est donc pas simple. A l'état naturel, les joints ne constituent pas (dans les métaux purs) de couche à structure spéciale ayant une résistance propre ; leur résistance, ils ne l'acquiescent qu'au bout d'une certaine déformation (0,2 % pour le zinc) au cours de laquelle ils s'entourent d'une couche écrouie, dont la formation est due très certainement à l'incompatibilité de glissements de part et d'autre d'un joint séparant deux cristaux différemment orientés. C'est ce que suggèrent les observations micrographiques que j'ai signalées ; c'est aussi ce que confirme la différence de comportement des métaux cubiques et hexagonaux. Dans ces derniers, en effet, il n'y a qu'un plan de glissement facile, et la compatibilité des déformations dans deux grains voisins est plus difficile à assurer ; aussi la période de formation de la couche écrouie des joints dure-t-elle plus longtemps, comme on le constate d'ailleurs à la longueur de la partie rectiligne que je viens d'étudier dans les courbes de traction. C'est pourquoi j'ai choisi le zinc pour mettre cet effet en évidence.

(31) Cela dépend en réalité de la précision des appareils ; car Chalmers, avec un extensomètre interférométrique très sensible (*Proc. Roy. Soc. A.*, 1936] (156), p. 427) a montré que la présence de joints supprimait un fluage de très faible amplitude, existant pour les monocristaux pour les tensions les plus faibles, et qu'il appelle *microfluage*.

(32) Des expériences récentes, sur le pouvoir de recristallisation des joints dans les éprouvettes polycristallines de zinc, m'ont montré qu'au bout de cette portion parabolique très courte, la résistance des joints cesse de croître. Les idées de Kochendörfer deviennent alors valables.

CONCLUSION

Il faut bien reconnaître que les mesures citées au cours de cette étude sont en général assez imprécises ; les sommes loin de ces domaines de la physique où l'on peut discuter du sixième ou du septième chiffre décimal. Ici, nous devons souvent nous contenter d'une vérification à 10 %, voire 20 % près. Aussi cette étude, que nous ne pouvons demander à une seule expérience exacte, faut-il chercher à l'obtenir par la répétition de nombreuses expériences. Je me suis d'ailleurs gardé, dans des cas, d'énoncer des résultats d'une rigueur excessive ; mais au fur et à mesure que le nombre des expériences augmentera, croîtra aussi la confiance que l'on peut avoir dans les résultats obtenus.

Il y a plusieurs propriétés qui semblaient intéressantes, il a fallu, non seulement multiplier les expériences, mais varier les méthodes d'essai ; et comme le problème est assez compliqué, on obtient ainsi un tissu de données qui se recoupent et se complètent. La nécessité

d'un exposé discursif m'a parfois obligé de faire figurer une même question dans plusieurs chapitres différents. Mais dans une conclusion, on peut précisément changer un peu l'ordre d'exposition et rétablir certaines synthèses.

Ainsi la question de l'influence de la vitesse de déformation est dispersée entre les trois chapitres (I, 2^o a, b, et c ; II, 1^o et III, 1^o). Les méthodes d'étude sont variées : observation qualitative du développement et du groupement des lignes de glissement, mesures de l'allongement moyen, enregistrement de courbes de fluage et de traction avec sauts ou oscillations, étude de la réactivité. Néanmoins, on voit s'en dégager un phénomène très important : l'existence de deux régimes de la déformation, l'un lent, progressif, correspondant à une déformation presque équilibrée ; l'autre rapide, irrégulier, correspondant à un fort déséquilibre entre la tension appliquée et la résistance du métal. Dans ce

ier cas, les glissements sont fortement bloqués, à un écrouissage énergétique et la tension peut, dans certains cas (chocs) atteindre des valeurs élevées ; une expérience plus précise montre que l'écrouissage ainsi obtenu est partiellement apparent, d'origine dynamique, mais essentiellement aussi — et en grande partie — réel. Dans le domaine des déformations lentes, les diverses propriétés comme l'écrouissage, le développement des lignes de glissement, l'astérisme des clichés de rayons X, varient graduellement et lentement avec la vitesse.

Posons maintenant la question de la progression des lignes de glissement. Au cours de l'exposé, j'ai souvent fait des essais de traction et de fluage. Dans le cas de la traction, l'existence d'un développement-limite des lignes est parfaitement établi ; le principal facteur qui agit sur la forme des courbes de traction est la loi de répartition des tensions auxquelles apparaissent les diverses lignes de glissement qui se forment successivement.

Je fais le cas des essais de fluage sous charge constante, plus compliqué. Je vais en préciser divers aspects : imaginons une ligne de glissement, que l'on peut observer comme nous l'avons vu — caractériser par sa tension de parition, son « seuil ». Divers cas peuvent se présenter :

- Ou bien la tension appliquée est nettement inférieure au seuil. Rien ne se produit ;

- Ou bien la tension appliquée est de peu inférieure au seuil. La ligne n'apparaît pas tout de suite, mais à une certaine probabilité d'apparaître par la suite. On constate de fait qu'un petit nombre de lignes se forment. Leur proportion, restreinte, mesure la marge d'imprécision dans la définition pratique de la tension de parition, due à ce que le glissement est un phénomène probabiliste ;

- Ou bien la tension appliquée est au-dessus du seuil. Si l'écart est faible, la ligne de glissement se développe progressivement, puis cesse de croître au bout d'un certain temps, l'allongement atteint alors une valeur croissante de la charge. Ceci correspond aux courbes de fluage où la vitesse décroît indéfiniment tend vers zéro. Si l'écart est fort, il peut arriver que la ligne subisse un « saut », d'où un blocage énergétique, suivi de recuit ; la courbe dans ce cas présente des irrégularités au départ. Mais il peut arriver que blocage et recuit agissent simultanément et que le fluage se poursuive régulièrement ; la vitesse met très longtemps à

tomber pratiquement à zéro, aussi la notion d'allongement-limite devient-elle ici moins claire, surtout si l'on se rappelle qu'il dépend de la vitesse. D'ailleurs, si la charge est forte ou la température élevée (relativement au point de fusion du métal), la vitesse ne tombe pas à zéro, mais tend vers une valeur constante pour se réaccélérer après un long palier. A ce moment, il n'y a plus du tout d'allongement-limite, et si la courbe qui représente l'allongement de la ligne en fonction du temps possède une asymptote, celle-ci est oblique. C'est un effet du recuit, qui se porte sur les parties les plus perturbées et écrouies, et fait disparaître localement les causes de blocage des dislocations. On peut ainsi obtenir des lignes très développées, très épaisses. On voit donc qu'il existe un passage continu du cas où le développement des lignes est limité à celui où il ne l'est point.

Cet exposé ouvre deux directions de recherche. D'abord les physiciens des métaux auront à préciser la nature du recuit dont je viens de parler, pour savoir si c'est le même phénomène qui fait varier le développement-limite des lignes avec la vitesse et qui supprime l'écrouissage dans le cas des fluages à vitesse constante. Ensuite vient toute la question de la naissance des glissements, des « dislocations », de leur rapport avec la structure mosaïque, des causes de l'écrouissage, etc. L'espacement minimum de $0,7 \mu$ que j'ai signalé semble attribuable à la structure mosaïque. L'étude de ces sujets est bien entamée, notamment par Kochendörfer (4), et je n'ai pas la place d'indiquer ici toutes les questions qu'elle soulève.

Une seconde voie de recherche est ouverte, celle-ci intéressant plutôt les techniciens. Par la connaissance des lois des glissements et l'application des formules mathématiques dont j'ai parlé (5), on peut espérer pouvoir prévoir la déformation des métaux avec plus de sûreté, et mieux agir sur elle. Mais pour être sûr que les lois établies dans la présente étude sont générales, il faut les vérifier sur des métaux variés. Des expériences sont en cours à ce sujet, et nous espérons qu'elles donneront un degré de certitude suffisant pour développer alors nos théories mathématiques. En nous engageant dans cette voie, nous rompons délibérément avec les méthodes classiques où l'on considère les métaux comme des milieux continus et homogènes dont on cherche à déterminer le coefficient de viscosité, et nous essayons de serrer de plus près la réalité observable.