

| | |
|---------------------|--|
| Zeitschrift: | Bulletin technique de la Suisse romande |
| Band: | 80 (1954) |
| Heft: | 1 |
| Artikel: | Une nouvelle méthode d'essais micro-mécaniques des métaux: essais localisés de la plasticité |
| Autor: | Mironoff, Nicolas |
| DOI: | https://doi.org/10.5169/seals-60692 |

Nutzungsbedingungen

Die ETH-Bibliothek ist die Anbieterin der digitalisierten Zeitschriften auf E-Periodica. Sie besitzt keine Urheberrechte an den Zeitschriften und ist nicht verantwortlich für deren Inhalte. Die Rechte liegen in der Regel bei den Herausgebern beziehungsweise den externen Rechteinhabern. Das Veröffentlichen von Bildern in Print- und Online-Publikationen sowie auf Social Media-Kanälen oder Webseiten ist nur mit vorheriger Genehmigung der Rechteinhaber erlaubt. [Mehr erfahren](#)

Conditions d'utilisation

L'ETH Library est le fournisseur des revues numérisées. Elle ne détient aucun droit d'auteur sur les revues et n'est pas responsable de leur contenu. En règle générale, les droits sont détenus par les éditeurs ou les détenteurs de droits externes. La reproduction d'images dans des publications imprimées ou en ligne ainsi que sur des canaux de médias sociaux ou des sites web n'est autorisée qu'avec l'accord préalable des détenteurs des droits. [En savoir plus](#)

Terms of use

The ETH Library is the provider of the digitised journals. It does not own any copyrights to the journals and is not responsible for their content. The rights usually lie with the publishers or the external rights holders. Publishing images in print and online publications, as well as on social media channels or websites, is only permitted with the prior consent of the rights holders. [Find out more](#)

Download PDF: 11.01.2026

ETH-Bibliothek Zürich, E-Periodica, <https://www.e-periodica.ch>

ceux qui les connaissent à fond peuvent en tenir les leviers de commande, c'est-à-dire ni les ouvriers ni les porteurs d'actions, mais bien ceux qu'en Amérique on désigne sous le terme générique de « managers », que je traduis, faute de mieux, par gérants. Cette évolution avait été clairement décelée en 1941 déjà par l'essayiste américain James Burnham dans son étude « The managerial revolution ». Il y montrait que ces gérants qui ont la haute main sur les moyens de production sont, en fait, les maîtres des entreprises.

Je n'ai pas l'intention d'examiner de plus près les thèses de Burnham dont certaines sont discutables par le fait notamment qu'il a sous-estimé l'importance du rôle de l'Etat, ni de revendiquer la création de quelque technocratie, mais il n'en reste pas moins qu'il a, pour la première fois je crois, attiré l'attention sur la montée de cette génération nouvelle.

Or, qui sont les gérants, administrateurs, directeurs, chefs de service ? Plusieurs formations conviennent à ceux qui assume ces responsabilités : juristes, économistes, mais surtout ingénieurs.

Il est clair qu'il n'y a que de lointains rapports entre l'ingénieur qui calcule des machines, si complexes soient-elles, et celui qui assume les responsabilités multiples de la gérance d'une entreprise. Or, si les écoles forment parfaitement les ingénieurs de la première catégorie, on ne peut en dire autant pour ceux de la seconde, pour la simple raison que dans ce

domaine un enseignement *ex cathedra* ne peut remplacer l'expérience des hommes et des choses qui s'acquiert tout au long d'une carrière.

Mais on peut aider le jeune ingénieur en lui facilitant des échanges de vues avec ses aînés, en lui apportant le fruit des expériences de ceux qui assument des fonctions directoriales. C'est là aussi une tâche du groupe des ingénieurs de l'industrie qui vient de se fonder. Il y en a d'autres encore, mais il suffit de constater que la S.I.A. est décidée, dans la mesure de ses moyens, à maintenir le contact le plus étroit possible entre l'humanisme et la technique et à aider à la formation de cette élite technique appelée à jouer un rôle de plus en plus important dans les entreprises, pour montrer à quel point le nouveau groupe des ingénieurs dans l'industrie arrive à son heure et combien nous devons être reconnaissants à tous ceux qui ont contribué à sa formation.

Nos amis les architectes comme d'ailleurs les ingénieurs civils voudront bien m'excuser si aujourd'hui il a peu été parlé de leur activité, mais il m'a semblé que, dans le court moment dont je pouvais disposer, mieux valait me borner au dernier-né des groupes professionnels de notre société pour lui montrer que tous, nous savons quelle tâche difficile il entreprend, mais que nous lui faisons entière confiance pour la mener à chef dans l'esprit qui anime la S.I.A., pour le plus grand bien de l'industrie et du pays.

UNE NOUVELLE MÉTHODE D'ESSAIS MICRO-MÉCANIQUES DES MÉTAUX

620.177

Essais localisés de la plasticité

par NICOLAS MIRONOFF, ingénieur, Genève

1. Introduction

Deux traits saillants caractérisent particulièrement la construction et la fabrication métallique moderne : 1^o l'utilisation rationnelle et économique du métal et 2^o l'emploi de plus en plus répandu des traitements locaux des métaux.

La nécessité de connaître les propriétés mécaniques du métal en un endroit déterminé de celui-ci, se présente de plus en plus souvent ; surtout dans des nombreux cas d'assemblage par soudure, de trempe superficielle, ainsi que dans la fabrication des pièces embouties, étirées, estampées, etc... Dans tous ces cas l'état structural ou physico-chimique du métal subit d'importants changements et une exploration de ses propriétés mécaniques est d'une grande utilité.

Comme exemple typique d'un traitement local du métal, produisant des changements brusques de ses propriétés physiques, citons la soudure, où la température élevée de l'arc ou du chalumeau produit des modifications structurales locales qui influencent profondément les qualités mécaniques du métal.

Un autre exemple, non moins typique, est celui de l'emboutissage profond (comme c'est le cas dans la fabrication des douilles de cartouches pour fusils ou pièces d'artillerie). Ici ce sont des procédés mécaniques et thermiques combinés qui produisent toute une série de modifications compliquées de l'état du métal et de ses qualités mécaniques, dont la connaissance exacte est un problème vital pour l'organisation rationnelle et le contrôle efficace de la fabrication.

Le but de ces essais mécaniques locaux sera donc de déterminer et d'apprécier la valeur réelle de toutes ces modifications internes. Ces essais deviennent d'autant plus intéressants que *la zone d'expérimentation est plus localisée* et que *les résultats de chaque essai sont plus précis*. De ce fait on peut, à juste titre, les appeler « les essais micro-mécaniques ».

Malgré toute l'importance des investigations locales des propriétés mécaniques des métaux, les méthodes qui ont été utilisées jusqu'à présent se limitaient pratiquement aux seuls essais de *dureté*, telles que les méthodes Brinell, Rockwell, Vickers, etc. Or, parmi les

nombreuses propriétés mécaniques des métaux dont la détermination est recherchée par les essais locaux, la *plasticité* joue un rôle particulièrement important. En effet, ce sont les qualités plastiques (la capacité du métal de subir des déformations permanentes) ou, inversement, sa *fragilité* qui, par exemple, déterminent les qualités ou défauts d'une soudure ou d'un matériau devant servir à la fabrication de pièces embouties, étirées, etc. C'est encore la plasticité du métal qui est particulièrement mise à l'épreuve par la plupart des traitements locaux — thermiques ou mécaniques — et son évaluation, en un endroit déterminé du métal, présente un intérêt évident dans un grand nombre de cas.

Les méthodes qu'on utilise actuellement pour explorer la plasticité du métal dans un endroit plus ou moins localisé de celui-ci ne donnent en général que des indications indirectes et très discutables. Celles qui prétendent fournir des données plus précises exigent une préparation spéciale et particulièrement soignée des micro-éprouvettes, à tel point que cela devient un véritable obstacle pour une exploration industrielle poussée du métal.

Il existe cependant une méthode répondant à toutes les exigences des essais localisés de plasticité qui, par sa simplicité et la facilité d'interprétation de ses résultats, peut devenir une méthode de choix et avoir une large application dans la pratique industrielle ; elle se prête en outre très bien aux recherches de laboratoire les plus subtiles. Il s'agit de la méthode des pliages alternés.

Une longue étude de la question nous a permis de mettre au point cette méthode sur une base scientifique totalement nouvelle, en lui donnant la possibilité d'un développement vaste et mérité.

Le présent article est consacré à l'application de la nouvelle méthode aux essais de la plasticité.

Dans les articles qui suivront, nous montrerons l'application de cette méthode à l'étude de toutes les autres qualités mécaniques des métaux.

2. Développement du principe d'essais par pliages alternés

Les essais par pliages alternés ont une longue histoire. L'idée d'essayer les métaux en les soumettant aux pliages alternés est probablement l'une des plus anciennes. Cette façon d'apprécier les qualités d'un matériau métallique est apparue toujours, non seulement comme une des plus pratiques et simples, mais aussi comme s'approchant le plus des conditions réelles dans lesquelles le métal travaille généralement.

A l'époque où il n'existe pas encore de véritables laboratoires d'essai des matériaux, c'est à cette méthode que recouraient, souvent presque inconsciemment, les artisans et ouvriers lorsqu'ils voulaient s'assurer que le métal convenait pour telle ou telle fabrication. C'est ainsi que, par exemple, les anciens spécialistes des travaux de repoussage arrivaient à une sensibilité qui leur permettait d'apprécier les qualités d'une tôle fine simplement en pliant plusieurs fois à la main un fragment de celle-ci.

Il est assez difficile de préciser quand et comment furent créés les premiers appareils de pliage. Toutefois,

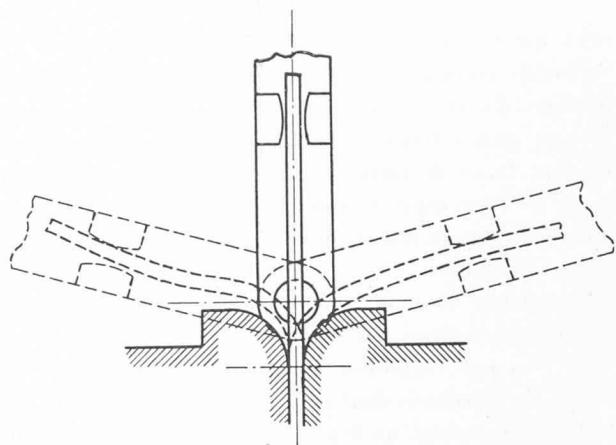


Fig. 2-1.

les essais de pliages alternés commencèrent à s'imposer officiellement dans la pratique industrielle dès le début de ce siècle et ceci à cause de la nécessité, de plus en plus grande, d'effectuer les essais sur des échantillons de dimensions réduites et surtout sans devoir pour cela usiner des éprouvettes spéciales.

Les premiers appareils de pliage étaient de construction assez rudimentaire ; ils sont restés pratiquement sans changements appréciables. Le délaissement du principe d'essai par pliages alternés eut pour cause le fait que les résultats obtenus à l'aide de ces appareils (construits, en outre, suivant un principe erroné) étaient nettement insuffisants ; en outre le développement des essais de traction (considérés comme seuls dignes d'être appelés « classiques ») retint seul l'attention des constructeurs.

L'insuffisance des anciens appareils de pliage (qui, malgré tout, sont souvent utilisés dans les laboratoires d'essai des matériaux) est bien connue. Le schéma de leur fonctionnement est donné à la figure 2-1.

Dans ces appareils les conditions de déformation de l'éprouvette ne sont pas suffisamment étudiées. Celle-ci, au cours des pliages successifs, est soumise à une action incontrôlable de différentes tensions « parasites ». Ces tensions et la propriété qu'ont les métaux de durcir au cours des déformations plastiques, produisent des déformations additionnelles en déplaçant constamment la zone soumise à l'essai ; il en résulte une très grande dispersion des résultats.

La figure 2-2 B reproduit une macrographie de l'éprouvette retirée de l'un de ces appareils, après quelques pliages. L'irrégularité de sa zone déformée se voit

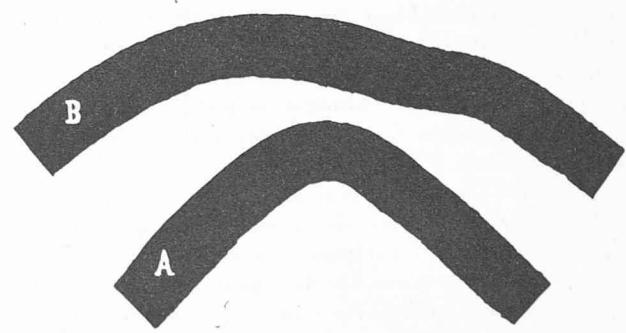


Fig. 2-2.

nettement. Cette irrégularité est d'autant plus nuisible que l'intervention des différents phénomènes parasites qui la provoquent se produit d'une façon très variable et cela non seulement dans les différents essais, mais au cours d'un seul essai.

Tout cela montre clairement que le principe fondamental de ces essais a été mal choisi et, on peut même dire, mal déterminé.

Les différents perfectionnements qui ont été apportés dans la construction des appareils de pliage visaient essentiellement à la suppression des déformations additionnelles de l'éprouvette et à une meilleure localisation de la zone d'essai et, de ce fait, ne tendaient qu'à une amélioration des conditions purement extérieures ou apparentes du pliage.

Ainsi, malgré une certaine amélioration générale de l'essai, les conditions permettant le contrôle effectif du processus interne de déformation de l'éprouvette par pliages successifs, ne furent pas créées. Ces essais ne permettaient aucune évaluation objective, scientifique, et exacte de la qualité du métal.

Il fallait réexaminer à fond la question et définir, tout d'abord, un principe de base nouveau conférant aux essais par pliages alternés toute leur précision et toute leur valeur scientifique.

3. Le principe des nouveaux essais de pliage

La théorie et l'expérience montrent que pour satisfaire aux conditions requises, la déformation de l'éprouvette ne doit pas résulter du pliage de celle-ci autour d'un point ou appui quelconque ou autour d'une extrémité de mâchoire de serrage, ayant un certain rayon d'arrondi, mais d'une *flexion pure*, par application de deux couples de forces de sens contraire; le pliage de l'éprouvette doit pouvoir être assimilé à la sollicitation d'une poutre *encastrée à ses deux extrémités*, comme le représente la figure 3-1. Dans ces conditions il est facile de voir que la zone déformée de l'éprouvette est limitée, de chaque côté, par le début de l'encastrément ou, autrement dit, par les extrémités opposées des deux paires de mâchoires convergentes de l'appareil (points 1, 2, 3 et 4).

Il est clair que dans la flexion pure, la déformation d'une éprouvette (dont on connaît la rigidité de flexion) est complètement définie par le diagramme des moments de flexion (diagramme MF de la figure 3-1, qui se rapporte à la fibre moyenne FM de l'éprouvette). En effet, l'absence des efforts tranchants dans la zone des déformations entre les deux extrémités des mâchoires, la constance du moment de flexion dans toute cette zone, ainsi que les sections planes (sections m-n) de la zone déformée font que l'éprouvette se déforme suivant un arc de cercle. L'intensité de cette déformation, est exprimée par la formule connue :

$$\frac{1}{R} = \frac{M}{EJ}$$

ou autrement dit, cette déformation est proportionnelle au moment de flexion M et inversement proportionnelle au produit EJ (le module d'élasticité du matériau par le moment d'inertie de la section), qui exprime la rigidité de la section.

Les tensions dans les fibres extrêmes de l'éprouvette

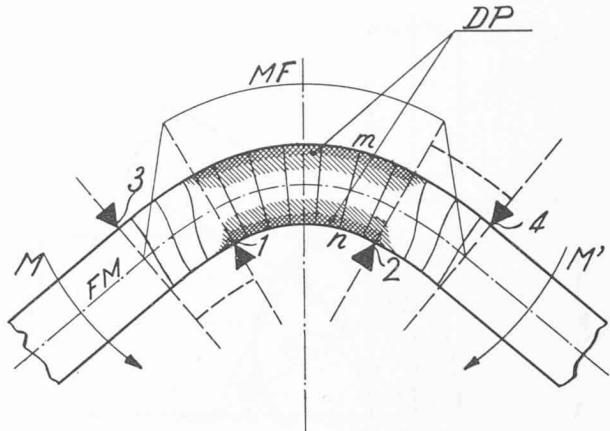


Fig. 3-1.

(les fibres de l'extrados et de l'intrados) sont données par les formules suivantes :

$$(\sigma_x)_{\max} = \frac{Mh}{2J} \quad \text{et} \quad (\sigma_x)_{\min} = \frac{Mh}{2J}.$$

Lorsque, par suite de l'intensité du pliage, apparaissent les déformations plastiques, celles-ci affectent, tout d'abord, les fibres extrêmes de l'éprouvette puis elles gagnent rapidement en profondeur pour atteindre finalement la fibre moyenne occupant pratiquement la totalité de la zone déformée comme il est représenté sur la figure 3-1, où DP sont des déformations plastiques.

Le fait d'appliquer symétriquement l'action des deux couples de forces, suffisamment rapprochés l'un de l'autre (la distance entre les points 1 et 2, figure 3-1, est généralement de l'ordre de deux ou trois fois l'épaisseur de l'éprouvette) assure une grande homogénéité de la déformation. Dans ces conditions, les déformations plastiques apparaissent pratiquement en même temps et d'une façon suffisamment régulière sur toute la longueur de la zone déformée. Il s'en suit donc que l'affaiblissement de la résistance de l'éprouvette se produit également sur toute cette longueur et que l'effet du moment fléchissant ne varie pas d'une section à l'autre. Ce nouveau moment de flexion s'exprime par la formule suivante :

$$M = \frac{E_r J}{R}$$

où E_r représente le *module réduit*.

Lorsque pratiquement tout le métal de la zone d'essai a passé dans le stade de déformations plastiques, le module réduit E_r devient le module de plasticité D et :

$$M_{\text{plastique}} = \frac{D J}{R}.$$

Un autre avantage très important de cette disposition c'est que la zone de déformations peut être rigoureusement limitée par la distance entre les points d'appui des deux couples de forces; ce qui donne la possibilité d'adapter la longueur de cette zone, et partant l'intensité de la déformation, aux conditions de l'expérience et à la nature du métal.

En effet, l'expérience montre toute l'importance de la conservation de la valeur constante de la zone de

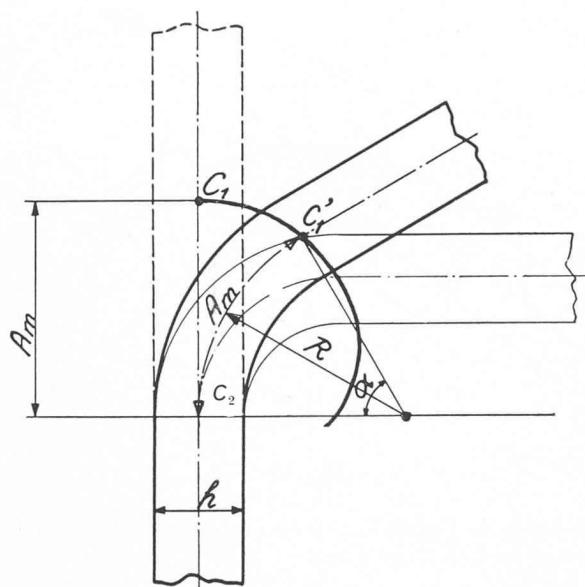


Fig. 3-2.

déformations pendant toute la durée de l'essai. Le choix de la longueur de cette zone et son rapport à l'épaisseur de l'éprouvette (autrement dit le volume relatif du métal engagé dans l'essai) est basé sur des considérations théoriques, ainsi que sur les données de l'expérience. Une modification arbitraire de cette zone entraînerait les mêmes conséquences que la modification de la longueur des éprouvettes standardisées de traction, c'est à dire fausserait complètement les résultats des essais.

Si donc on effectue le pliage de l'éprouvette dans les conditions précitées (flexion pure et constance de la zone d'essai), elle se déformerà suivant une loi particulière, qui a fait l'objet d'une étude spéciale.

La figure 3-2 présente le pliage théorique d'une telle

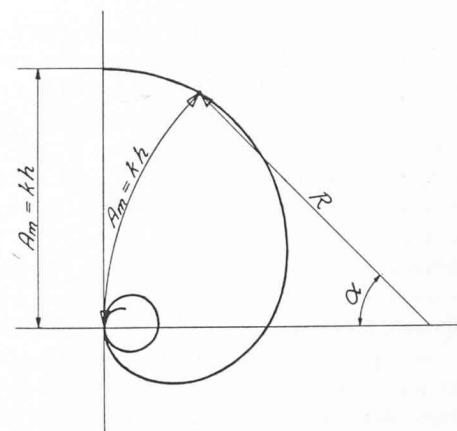


Fig. 3-3.

éprouvette. La zone des déformations — mesurée par la longueur de la fibre moyenne A_m — est constante.

En se basant sur le principe des sections planes, l'absence des efforts tranchants dans la zone des déformations principales et, par conséquent, sur la déformation suivant un arc de cercle, en supposant le point

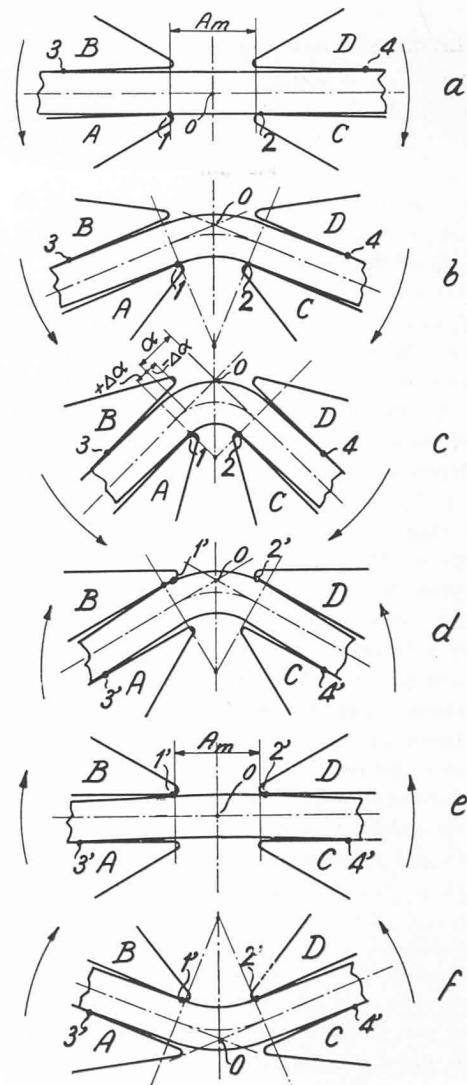


Fig. 3-5.

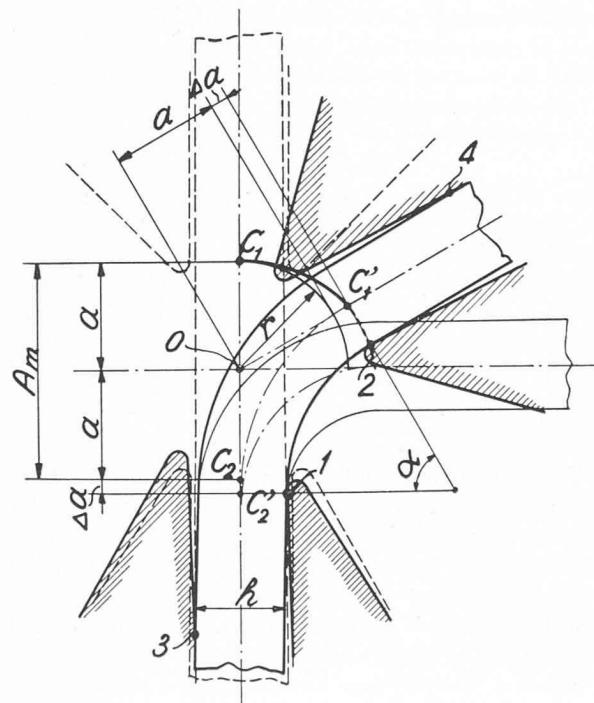


Fig. 3-4.

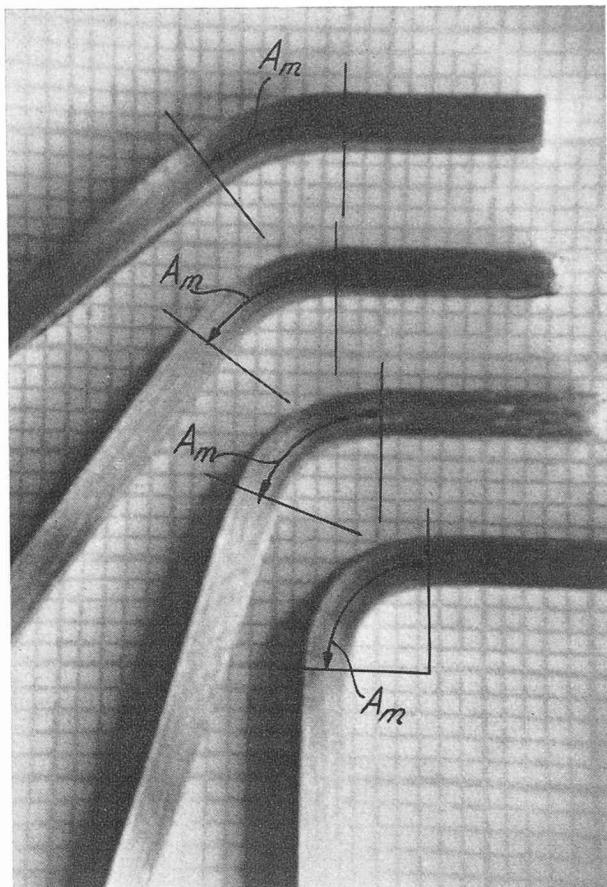


Fig. 3-6.

C_2 fixe, le point C_1 , au cours du pliage, décrit une courbe, dont l'expression analytique est :

$$2 \cos^2 \alpha + \cos \left(\frac{360}{\pi} \cdot \frac{A_m}{R} \cdot \cos \alpha \right) = 1.$$

La figure 3-3 donne l'aspect général de cette courbe.

Il est facile de constater selon la figure 3-4, qu'au cours du pliage, les distances a du centre de pivotement de l'appareil aux extrémités agissantes des mâchoires, augmentent progressivement de sorte que pour un angle de pliage α , ils prennent la valeur : $a + \Delta a$.

En outre, l'expérience montre aussi que, pour reproduire les mêmes conditions de déformation lors du pliage dans l'autre sens, il faut que l'éprouvette passe par un redressement parfait, de façon qu'il ne subsiste aucune trace de déformations provenant du pliage précédent. En effet, cela est extrêmement important car le raidissement du métal provoqué par les déformations plastiques peut être la cause d'une irrégularité de la déformation et fausser les résultats des essais.

Ces deux conditions essentielles d'un pliage rationnel, c'est à dire la conservation de la valeur constante de la zone d'essai et le pliage pur et exempt de déformations parasites, sont réalisées par une construction spéciale (brevetée) de l'appareil, assurant un mouvement approprié des deux paires de mâchoires au cours des pliages. La figure 3-5 a, b, c, d, e et f montre les différents stades du pliage.

Comme il a été déjà dit, l'appareil donne la possibilité d'adapter la longueur de la zone d'essai aux con-

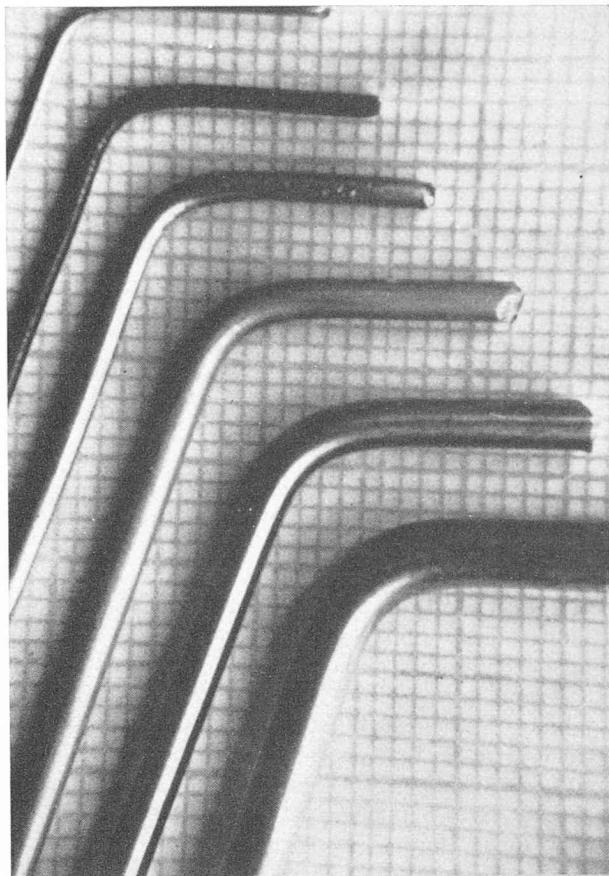


Fig. 3-7.

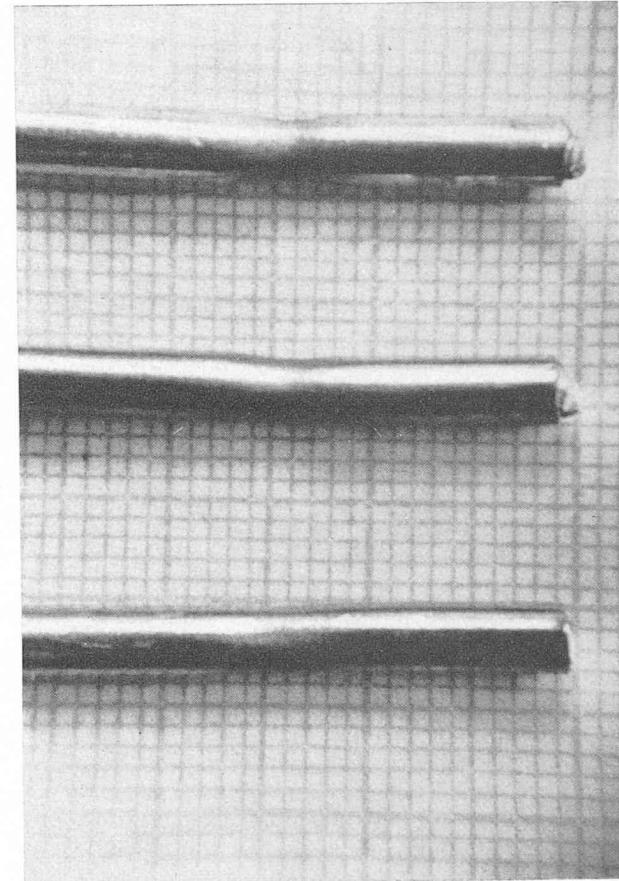


Fig. 3-8.

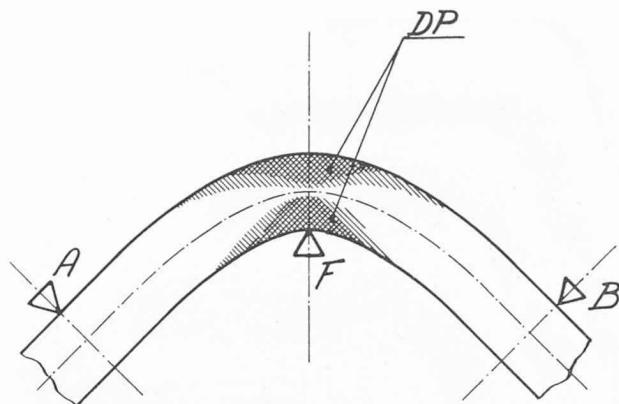


Fig. 3-9.

ditions d'expérimentation. Cette zone, au besoin, peut être réduite à un minimum ; on peut donc la fixer pratiquement à n'importe quelle valeur.

La macrographie A de la figure 2-2 montre l'aspect d'une telle éprouvette retirée de l'appareil après un certain nombre de pliages.

Les macroographies de la figure 3-6 donnent l'aspect des éprouvettes dans les différents stades du pliage.

La figure 3-7 représente les éprouvettes de différentes épaisseurs et enfin la figure 3-8 montre une éprouvette, passant par la phase de redressement, a) après quatre pliages ; b) après huit pliages et c) après douze pliages, juste avant sa rupture.

Dans le cas où la déformation de l'éprouvette ne résulterait pas de l'action symétrique de deux couples de forces et aurait comme principe une autre disposition, on ne pourrait tirer aucun résultat exact des essais. En effet, supposons que la déformation de l'éprouvette soit conditionnée par l'application d'une force F (fig. 3-9) concentrée et que l'éprouvette s'appuie contre deux appuis A et B ; le moment de flexion atteindra sa valeur maximum sous le point d'application de cette force F , la courbe de l'éprouvette déformée aura la forme d'une parabole et, au-delà de la limite élastique, tendra vers un hyperbole. Le volume du métal engagé dans les déformations plastiques, sera, dans ce cas, totalement indéterminé et aucune mesure sérieuse ne sera possible.

4. La nature de la déformation plastique des métaux résultant des essais suivant la nouvelle méthode

On sait que la déformation plastique des métaux est un processus de glissement ou de translation des cristaux ou des parties de cristaux. Ce glissement s'effectue suivant les plans cristallographiques bien déterminés. Il est connu que ces plans cristallographiques sont ceux qui passent par le plus grand nombre d'atomes ou, autrement dit, qui correspondent à la plus grande densité atomique dans le réseau cristallin.

La mesure de la véritable plasticité d'un métal devrait donc s'exprimer par la valeur maximum possible de ce glissement.

Toutefois, le glissement des cristaux pendant la déformation plastique n'est pas un phénomène simple et un certain nombre de processus physiques interviennent, soit séparément soit simultanément, au cours de cette déformation.

Les méthodes d'analyse spectroradiographiques ont permis de déceler certains de ces processus. Parmi ceux-ci nous tenons surtout à souligner les principaux :

1. Glissement des cristaux par translation ou déplacement global des parties entières du réseau cristallin parallèlement à un plan réticulaire. Ce phénomène est particulièrement propre à la déformation plastique des monocristaux et peut être observé, à l'échelle macroscopique, par l'apparition des lignes caractéristiques sur la surface du monocrystal.

L'analyse spectroradiographique ne relève aucune modification structurale à l'échelle microscopique, la disposition générale des plans réticulaires restant inchangée.

2. Déformation des mailles ou distorsion des réseaux pouvant être accompagnée par une flexion des plans réticulaires. Ce phénomène joue le rôle prépondérant dans les grandes déformations plastiques à froid.

Les spectroradiogrammes sont caractérisées par un étirement radial des taches ou par un cercle unique et continu.

3. Orientation progressive des cristaux ou des parties de cristaux autour des directions privilégiées. Ce phénomène est particulièrement marqué dans les modifications structurales provoquées par le laminage à froid.

Les spectroradiogrammes montrent clairement des maxima d'intensité caractéristiques.

4. Enfin il faut noter une dislocation progressive des réseaux cristallins par suite des glissements répétés et alternés des mailles. Dans ce cas la structure cristalline du métal ne subit pas de très fortes distorsions, mais ce processus peut aboutir à la destruction du métal qui résultera d'une *dislocation progressive des cristaux* à l'échelle microscopique.

On peut appeler avec raison ce phénomène *dislocation par la fatigue plastique*.

Les spectroradiogrammes sont caractérisés par l'apparition des deux cercles continus.

Au cours de différentes déformations plastiques ces processus interviennent toujours dans une mesure inégale et leur rôle dépend du genre de la déformation elle-même aussi bien que du mode de sollicitation.

La figure 4-1 illustre, dans une forme schématique, ces différents processus de la déformation plastique au point de vue de la physique interne, ainsi que leur détection par les différents aspects des spectroradiogrammes.

* * *

Une étude approfondie de la question a bien montré que, dans le cas des essais par pliages suivant la nouvelle méthode, les déformations plastiques de l'éprouvette se caractérisent principalement par une *dislocation progressive et régulière des réseaux cristallins du métal*. Cette dislocation se répand de manière très homogène sur toute la longueur de la zone d'essai et augmente progressivement avec les pliages successifs, jusqu'à la rupture de l'échantillon.

Aucun effet d'orientation privilégiée des cristaux n'a été observé, ni dans les différents stades de la déformation, ni après la rupture de l'échantillon. En outre, cette étude spectroradiographique a montré que les effets de la déformation sont suffisamment bien localisés dans la zone d'essai, pour pouvoir parler d'un volume déterminé du métal en sollicitation.

5. Mesure de la plasticité par la nouvelle méthode

Il est clair que quelle que soit la méthode d'évaluation de la plasticité d'un métal, c'est toujours la *limite de sa déformabilité plastique* qui constitue, en

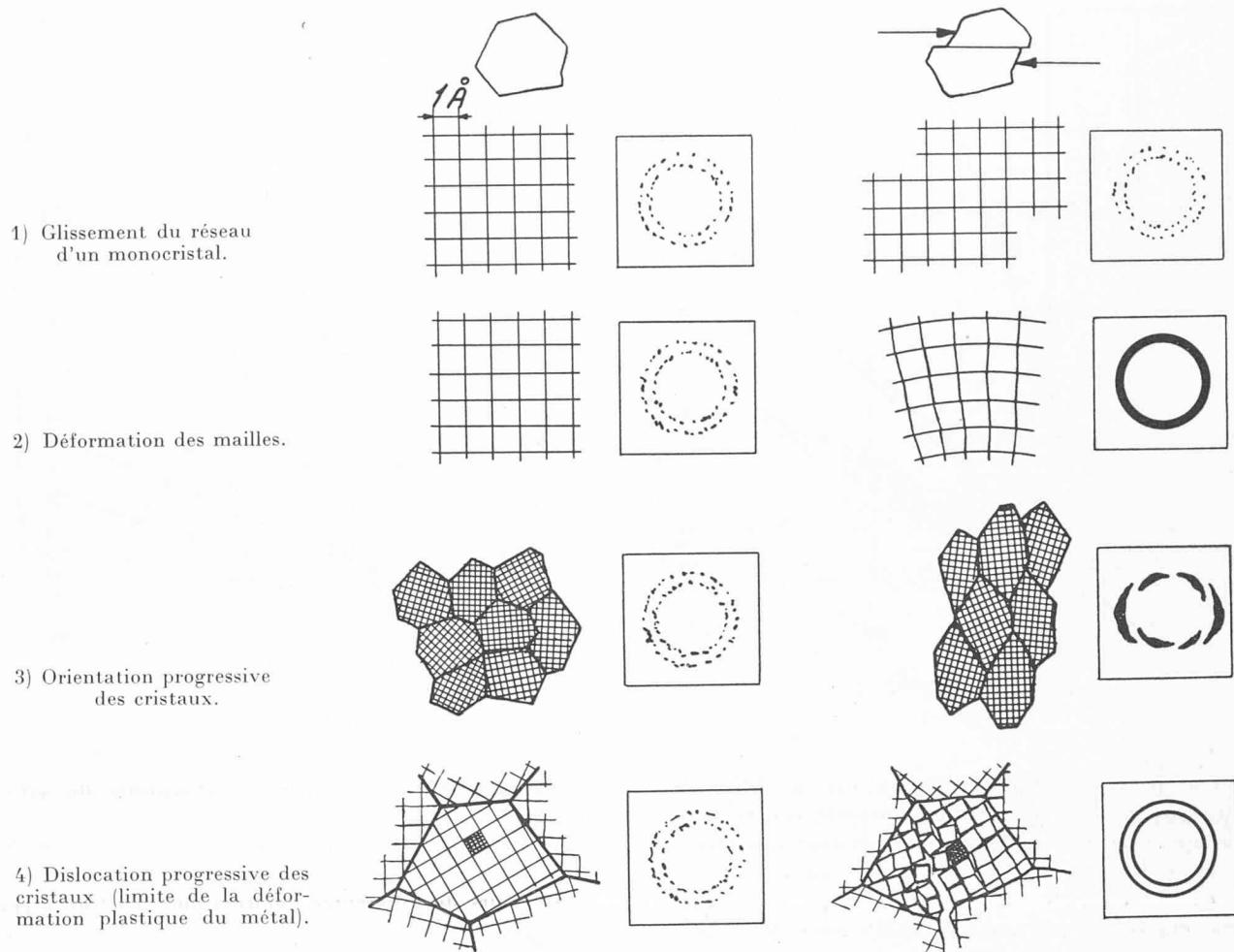


Fig. 4-1.

compte final, le critère qui permet de juger de sa plasticité.

Dans la nouvelle méthode d'essai, cette limite de la déformabilité plastique est caractérisée par *la somme totale des déformations que le métal peut supporter avant sa destruction*. Or, cette somme des déformations s'exprime par le produit de la déformation angulaire unitaire (déformation que l'éprouvette subit au cours d'un seul pliage) par le nombre des pliages avant rupture.

Il n'est pas difficile de constater que cette déformation angulaire est caractérisée par deux facteurs essentiels :

- 1^o l'intensité de la déformation, qui s'exprime par le rapport de la longueur de la zone déformée à l'épaisseur de l'éprouvette, et
- 2^o l'amplitude de la déformation, qui est mesurée par l'amplitude de l'angle de pliage.

Si la valeur de chacun de ces deux facteurs est maintenue constante durant tout l'essai, la déformation angulaire unitaire devient la véritable *unité de mesure*.

Lorsqu'il s'agit d'une mesure physique, en général, il va de soi que la modification de l'unité de mesure est sans effet sur la valeur même de cette mesure. En effet, le choix d'une unité deux fois plus petite double automatiquement les nombres des unités. Le produit de ces deux grandeurs (unités de mesures multipliées par le nombre de ces unités), exprime toujours *la mesure réelle* et reste, par conséquent, inchangée.

Comme nous l'avons déjà dit, dans la nouvelle méthode d'essai, c'est le produit de la déformation angulaire unitaire par le nombre des pliages à la rupture, qui caractérise la déformation plastique totale du métal et constitue *la vraie mesure de la plasticité*.

Dans la représentation graphique de ce phénomène ;

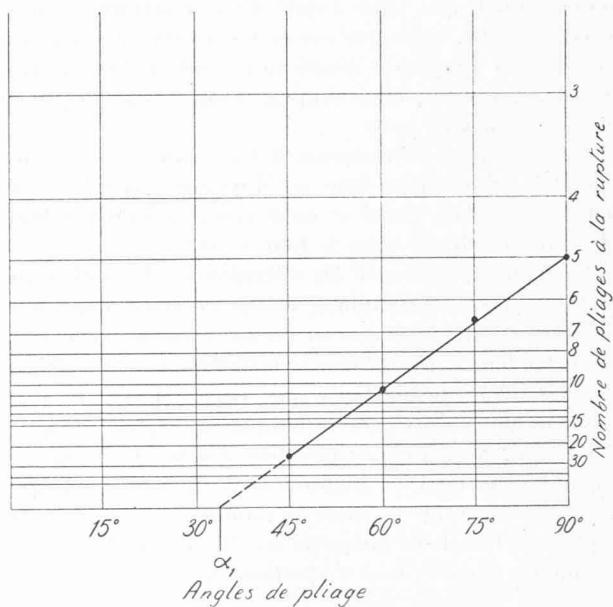


Fig. 5-1.

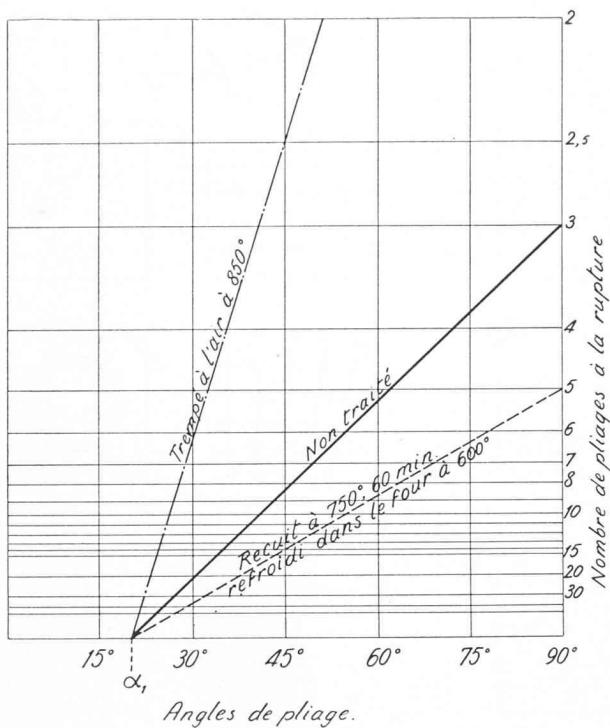


Fig. 5-2.

si l'on porte en abscisses les valeurs de différentes unités de mesure (qui, à une intensité constante, se traduisent par la valeur des différents angles de pliage), et en ordonnées — l'inverse ($1/N$) du nombre des pliages à la rupture, la mesure réelle de la plasticité sera caractérisée par une ligne droite issue de l'origine. La tangente de cette droite sera inversement proportionnelle au degré de la plasticité du métal essayé.

En effet, représentés sous cette forme, les résultats des essais se placent, en fonction de l'angle de pliage, rigoureusement sur une ligne droite (fig. 5-1). Cette droite, prolongée jusqu'à son intersection avec l'axe des abscisses, coupe celui-ci pour un angle α_1 , qui est différent de 0 et qui, comme on le verra par la suite, est une caractéristique de matériau essayé. En même temps, quel que soit l'état d'un matériau donné, autrement dit, quels que soient les traitements qui ont modifié ses propriétés plastiques, c'est à dire la tendance des droites, elles coupent toutes l'axe des abscisses en *un seul point*.

Ainsi la figure 5-2 reproduit les résultats des essais effectués sur un acier dans ses différents états (trempé à l'air 850° , non traité et enfin recuit à 750° pendant 60 min, et refroidi dans le four à 600°).

La figure 5-3 montre les diagrammes des différents métaux (laiton, aluminium, cuivre et acier) dans leur différents états — écroui et recuit. Comme on le voit sur cette figure, ces différents métaux sont caractérisés par des lignes de plasticité qui coupent l'axe des abscisses en des points caractéristiques α_1 , α_2 , α_3 , et α_4 .

Pour comprendre la signification des points α_1 , α_2 ... on doit considérer le diagramme de la figure 5-4, qui représente le rapport entre le nombre de pliages à la rupture et l'angle de pliage à l'échelle simple. La courbe est une hyperbole dont l'équation est :

$$N \cdot (\alpha - \alpha_1) = C$$

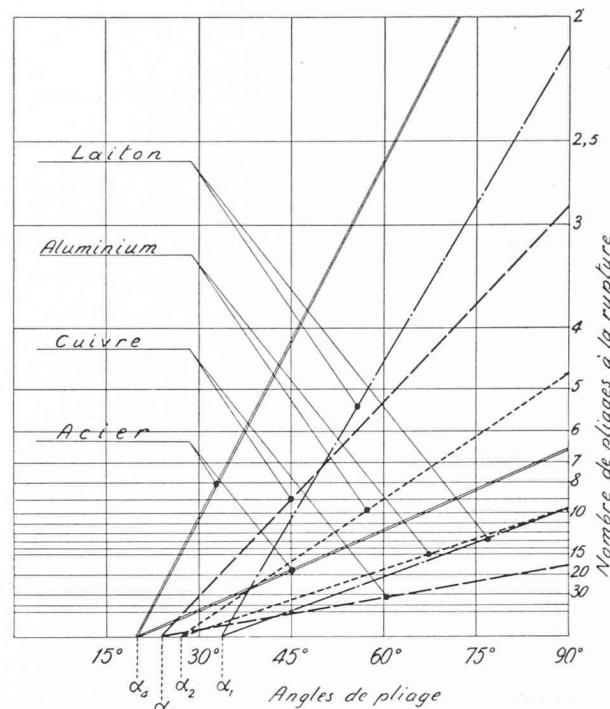


Fig. 5-3.

L'ordonnée de α_1 est l'une des asymptotes de cette hyperbole.

Au fait, cette courbe ne présente rien d'autre que le diagramme de fatigue, dans lequel l'échelle des charges est remplacée par celle des déformations. On voit alors

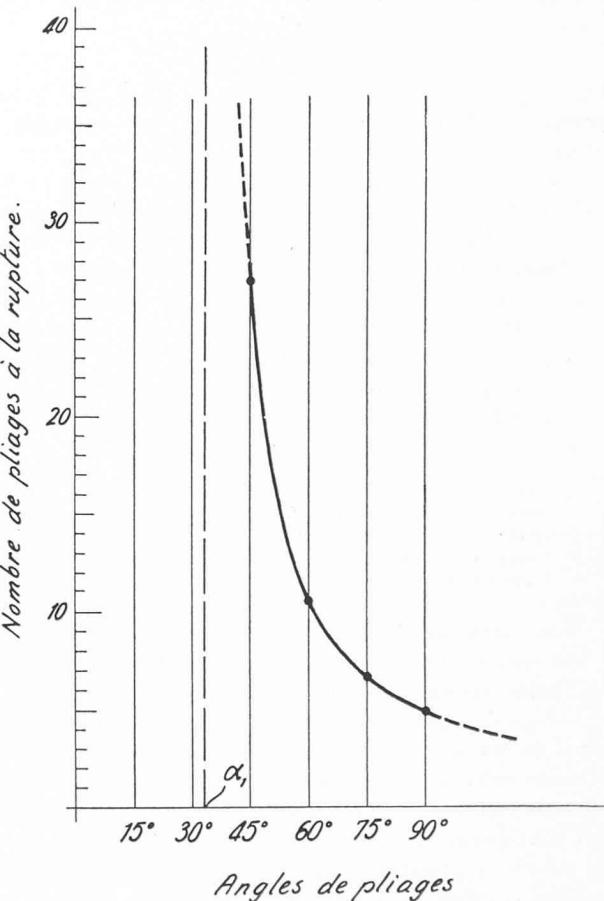


Fig. 5-4.

que l'asymptote α_1 est analogue à la limite de fatigue. On comprend aussi l'importance de la position du point α_1 sur les diagrammes de la figure 5-3, comme caractéristique du matériau.

6. Sensibilité et précision de la nouvelle méthode

La précision d'un appareil d'essai est ordinairement caractérisée par la *reproductibilité* des mesures prises séparément. Mais lorsque la mesure, comme c'est le cas pour les essais des qualités mécaniques des métaux, a une signification de *caractère technologique*, c'est-à-dire lorsqu'elle ne peut pas être contrôlée par des étalons fondamentaux C.G.S., sa reproductibilité dépend en outre de la sensibilité de l'appareil et de l'homogénéité du matériau essayé.

Dans ces conditions, la notion de la précision peut devenir relative et pour comparer la précision des deux méthodes d'essai destinées à fournir les caractéristiques technologiques semblables, il faut opérer sur le même matériau et dans la même zone de sensibilité.

Vue sous cet angle, la nouvelle méthode d'essai se place à un niveau nettement supérieur à celui des autres méthodes similaires actuellement employées. Ceci ressort clairement d'essais comparatifs.

A titre d'exemple, le tableau suivant résume quelques résultats de ces essais comparatifs.

| Matériau | Epaisseur, mm | Appareil de construction courante | | Appareil système « Mironoff » | |
|---------------------|---------------|-----------------------------------|--------------------|-------------------------------|--------------------|
| | | Nombre de pliages | Dispersion pliages | Nombre de pliages | Dispersion pliages |
| Acier doux (recuit) | 1,50 | 8,0 | 3,5 (44 %) | 10,0 | 0,5 (5,0 %) |
| C - 0,1 % | 1,25 | 10,0 | 4,0 (40 %) | 24,2 | 0,5 (2,1 %) |
| Mn - 0,4 % | 0,50 | 24,0 | 5,0 (21 %) | 34,0 | 2,0 (5,9 %) |
| Si - tr. | 0,30 | 41,0 | 4,0 (9,7 %) | 62,5 | 1,0 (1,6 %) |

(Tableau extrait du Rapport du Laboratoire de Connaissance des Matériaux de l'Université de Bruxelles ; Rapport n° 1130.)

On voit que pour un nombre moyen de plages à peu près équivalents, le nouvel appareil accuse une dispersion des résultats d'essais de 3,5 à 19 fois plus faible.

Toutefois, malgré l'intérêt certain que présentent les résultats de ces expériences — qui donnent une image très nette de la *précision relative* de la nouvelle méthode — il est intéressant d'apprécier cette précision d'une façon *plus objective* et de voir si la faible dispersion des résultats d'essais (de l'ordre de quelques pour-cent) est encore due à une certaine imperfection de l'appareil.

Il est indispensable d'évaluer pour cela le *degré de précision absolue* de la méthode, soit de trouver un critère permettant d'évaluer exactement le rôle joué dans ces dispersions par les variations propres à l'appareil et celles dues à l'inhomogénéité du matériau essayé. On trouvera ainsi le véritable degré de la reproductibilité des mesures.

Pour ce faire, on recourt à des essais sur un matériau d'une homogénéité

quasi absolue ou, à défaut, sur un matériau dont toutes les caractéristiques structurales, physico-chimiques et mécaniques sont exactement connues.

Etant donné le caractère localisé de ces essais, c'est surtout le *facteur structural* qui joue un rôle déterminant dans l'homogénéité du métal. Ce sont donc les essais effectués sur ces matériaux ayant des caractéristiques structurales différentes et bien définies que nous devrons considérer comme les plus concluants.

Sensibilité du nouvel appareil au facteur structural

On sait que la capacité de déformation d'un grain isolé du métal — qui, pour les besoins de l'essai, peut être grossi au point de devenir un véritable monocristal (fig. 6-1) — est une propriété vectorielle : elle varie suivant l'orientation du monocristal par rapport à la sollicitation. Cette particularité déjà mise en évidence par les essais de traction, apparaît également avec une grande netteté dans les essais de pliage suivant la nouvelle méthode.

Si l'on découpe dans une éprouvette (dans notre cas c'était une éprouvette d'aluminium de 0,5 mm d'épaisseur, désignée par 16 % sur la figure 6-1) des bandes dont la section ne contient qu'un seul grain, les résultats des essais varient fortement d'un grain à l'autre.

Grâce à la possibilité que donne la nouvelle méthode d'une parfaite localisation de la zone d'essai, localisation qui, pratiquement, peut être assimilée à l'essai d'une section déterminée de l'éprouvette, on peut effectuer les essais à une distance très rapprochée les uns des autres, ce qui permet de faire, dans certains cas, *plus d'un essai sur le même grain.*

La figure 6-2 montre les résultats de ces essais réalisés sur des grains séparés de l'éprouvette. On remarque que les essais effectués sur le même grain donnent *toujours* le même chiffre (même nombre de pliages à la rupture), alors que les essais faits sur des grains voisins montrent parfois une très grande différence. On voit ainsi que pour une moyenne de 21 pliages, la dispersion maxi-

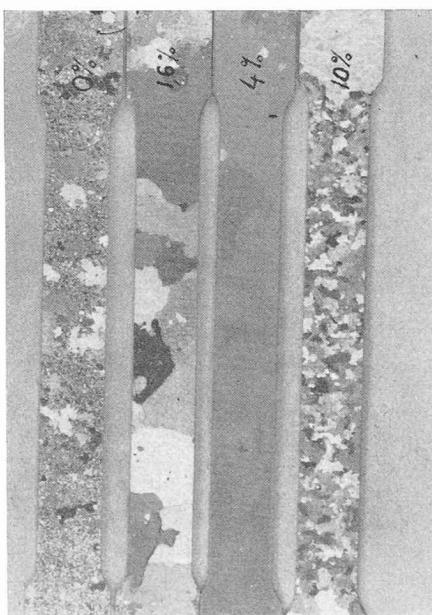


Fig. 6-1.

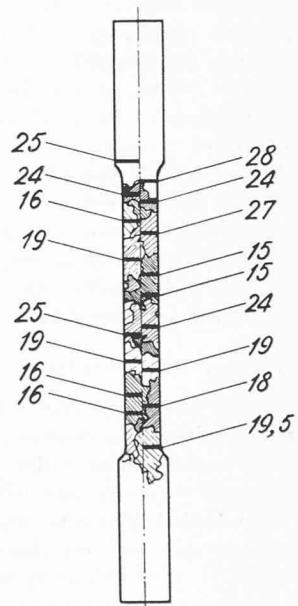


Fig. 6-2.

mum est de 13 pliages, c'est-à-dire de 62 % (le nombre maximum étant de 28 et minimum de 15 pliages).

On sait en outre que, lors d'essais sur des grains séparés, cette dispersion peut même devenir plus grande. Ainsi, dans l'essai de traction des monocristaux d'aluminium, l'allongement à la rupture peut varier suivant l'orientation (diagonale du cube ou diagonale de sa face parallèle à l'effort) de 19 à 68 %.

L'anisotropie de la déformation apparaît également lorsque le nombre de grains dans la section est insuffisant pour assurer une *homogénéité statistique*, ainsi qu'en attestent les résultats d'essais obtenus sur des bandes ayant une même grosseur de grains, mais des largeurs différentes. Par exemple les bandes de 6 et de 3 mm de largeur découpées dans des éprouvettes désignées par 10 % sur la figure 6-1.

Dans ce sens, les expériences ont été poussées plus loin encore : les essais ont été effectués sur différents métaux et dans les conditions les plus variées — différentes épaisseurs et largeurs des échantillons, différentes conditions d'expérimentation (différents angles de pliage, etc.).

Comme exemple, on peut représenter les résultats d'essais faits sur des bandes de métal de largeurs différentes. Ainsi la figure 6-3 donne une représentation graphique des résultats d'essais effectués sur des bandes de tôle d'acier (diagramme 1) et de laiton (diagramme 2). En abscisses de ces diagrammes sont portées les largeurs des bandes en millimètres et en ordonnées — la dispersion des résultats d'essais en pour-cent de leur valeur moyenne. Les lignes en traits interrompus représentent l'allure de ces diagrammes au-delà des largeurs explorées par l'expérience.

A titre de renseignement complémentaire, nous avons effectué les essais sur des éprouvettes à grains normaux (plus de 50 grains dans la section essayée). La faible dispersion des résultats — de l'ordre de 12 % — prouve que l'homogénéité statistique y est suffisante.

La figure 6-4 interprète sous une autre forme les données de ces essais : en ordonnées sont portées les dispersions des résultats d'essais, en pour-cent de leurs valeurs moyennes, et en abscisses figurent les nombres de grains dans la section de l'éprouvette essayée. Pour pouvoir représenter commodément sur le même diagramme les résultats relatifs à *un grain* et à *une centaine de grains*, l'échelle des abscisses est logarithmique.

En résumé, on peut dire que ces expériences ont démontré l'existence d'un rapport rigoureusement exact entre les dispersions des résultats des essais individuels et l'homogénéité structurale du métal essayé. Cela permet de conclure que, dans les limites des possibilités des essais technologiques, la reproductibilité des mesures individuelles du nouvel appareil et partant sa sensibilité sont totales.

Sensibilité à l'influence d'un traitement thermique

Pour étudier la sensibilité de la nouvelle méthode aux modifications causées par un traitement thermique, nous avons choisi celles qui résultent de la simple trempe des aciers aux différentes températures.

Les échantillons d'un acier Thomas, de qualité tout à fait courante, ont été chauffés aux températures allant de 100° C à 875° C et trempés à l'eau.

Dix essais de plasticité ont été effectués sur chaque échantillon. En outre, ces essais ont été combinés avec les essais de dureté Vickers, effectués aux mêmes endroits.

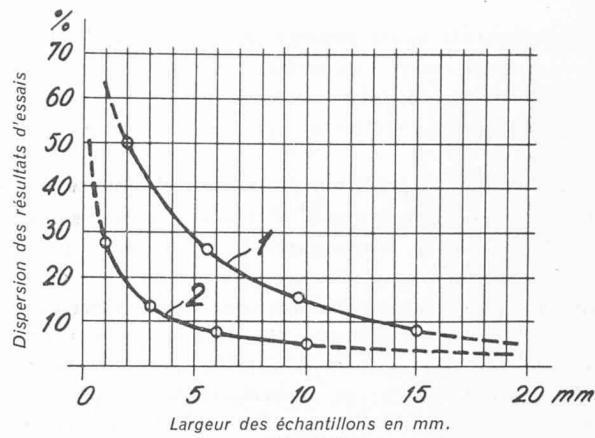


Fig. 6-3.

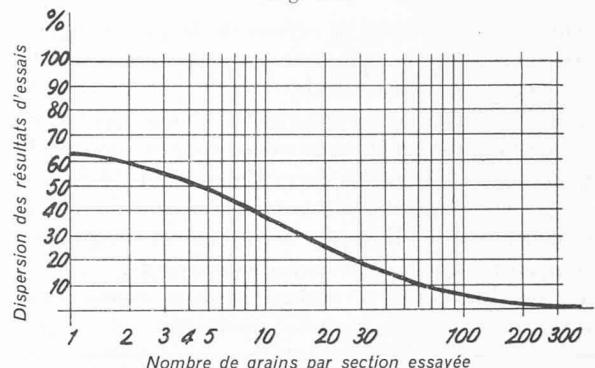


Fig. 6-4.

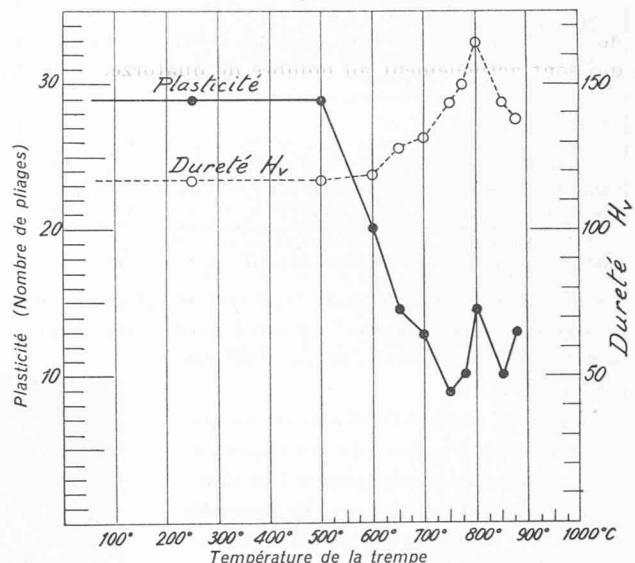


Fig. 6-5.

Le diagramme de la figure 6-5 résume ces essais :

Les essais effectués sur des échantillons trempés à 250° et 500° n'ont accusé aucune modification des qualités plastiques du métal aussi bien que de sa dureté. Les échantillons trempés à 600° n'ont pas montré d'une façon sensible l'augmentation de la dureté, tandis que la plasticité se trouve diminuée d'environ 30 %. Une perte très accusée de la plasticité se maintient jusqu'à la température de trempe de 750°, puis la plasticité remonte et atteint un sommet à 800°, ce qui correspond avec la valeur maximum de la dureté.

On voit donc nettement que les meilleures conditions de la trempe pour ce genre d'aciers est une trempe à 800°. Une trempe à 875° présente encore des conditions acceptables, tandis que la trempe à 750° est dangereuse à cause de manque de plasticité, le métal devient fragile.