

Conditions d'utilisation des contenus du Conservatoire numérique

1- [Le Conservatoire numérique](#) communément appelé [le Cnum](#) constitue une base de données, produite par le Conservatoire national des arts et métiers et protégée au sens des articles L341-1 et suivants du code de la propriété intellectuelle. La conception graphique du présent site a été réalisée par Eclydre (www.eclydre.fr).

2- Les contenus accessibles sur le site du Cnum sont majoritairement des reproductions numériques d'œuvres tombées dans le domaine public, provenant des collections patrimoniales imprimées du Cnam.

Leur réutilisation s'inscrit dans le cadre de la loi n° 78-753 du 17 juillet 1978 :

- la réutilisation non commerciale de ces contenus est libre et gratuite dans le respect de la législation en vigueur ; la mention de source doit être maintenue ([Cnum - Conservatoire numérique des Arts et Métiers - https://cnum.cnam.fr](#))
- la réutilisation commerciale de ces contenus doit faire l'objet d'une licence. Est entendue par réutilisation commerciale la revente de contenus sous forme de produits élaborés ou de fourniture de service.

3- Certains documents sont soumis à un régime de réutilisation particulier :

- les reproductions de documents protégés par le droit d'auteur, uniquement consultables dans l'enceinte de la bibliothèque centrale du Cnam. Ces reproductions ne peuvent être réutilisées, sauf dans le cadre de la copie privée, sans l'autorisation préalable du titulaire des droits.

4- Pour obtenir la reproduction numérique d'un document du Cnum en haute définition, contacter [cnum\(at\)cnam.fr](mailto:cnum(at)cnam.fr)

5- L'utilisateur s'engage à respecter les présentes conditions d'utilisation ainsi que la législation en vigueur. En cas de non respect de ces dispositions, il est notamment passible d'une amende prévue par la loi du 17 juillet 1978.

6- Les présentes conditions d'utilisation des contenus du Cnum sont régies par la loi française. En cas de réutilisation prévue dans un autre pays, il appartient à chaque utilisateur de vérifier la conformité de son projet avec le droit de ce pays.

NOTICE BIBLIOGRAPHIQUE

NOTICE DE LA REVUE	
Auteur(s) ou collectivité(s)	Laboratoire d'essais mécaniques physiques chimiques et de machines du Conservatoire national des Arts et Métiers
Auteur(s)	Laboratoire d'essais mécaniques physiques chimiques et de machines du Conservatoire national des Arts et Métiers
Titre	Publication : Laboratoire d'essais
Adresse	Paris : Conservatoire national des arts et métiers, 193.-195.
Nombre de volumes	125
Cote	CNAM-BIB P 1329-B et P 1329-C
Sujet(s)	Conservatoire national des arts et métiers (France) Génie industriel -- 20e siècle
Note	La collection comporte des lacunes : n°24; n°58; n°63; n°67; n°76-n°77
Notice complète	https://www.sudoc.abes.fr/cbs//DB=2.1/SET=17/TTL=3/REL?PPN=261820893&RELTYPE=NT
Permalien	https://cnum.cnam.fr/redir?P1329-B_P1329-C
LISTE DES VOLUMES	
	N°25 (1936)
	N°26 (1937)
	N°27 (1937)
	N°28 (1937)
	N°29 (1938)
	N°30 (1939)
	N°31 (1936)
	N°32 (1938)
	N°33 (1938)
	N°34 (1938)
	N°35 (1938)
	N°36 (1938)
	N°37 (1938)
	N°38 (1938)
	N°39 (1938)
	N°40 (1939)
	N°41 (1939)
	N°42 (1939)
	N°43 (1939)
	N°44 (1939)
	N°45 (1938)
	N°46 (1940)
	N°47 (1940)
	N°48 (1940)
	N°49 (1940)
	N°50 (1940)
	N°51 (1941)
	N°52 (1941)
	N°53 (1941)
	N°54 (1941)
	N°55 (1942)
	N°56 (1942)
	N°57 (1942)
	N°59 (1942)

	N°60 (1941)
	N°61 (1942)
	N°62 (1943)
	N°64 (1943)
	N°65 (1943)
	N°66 (1943)
	N°68 (1943)
	N°69 (1943)
	N°70 (1943)
	N°71 (1943)
	N°72 (1944)
	N°73 (1943)
	N°74 (1944)
	N°75 (1944)
	N°78 (1944)
	N°79 (1944)
	N°80 (1944)
	N°81 (1944)
	N°82 (1944)
	N°83 (1944)
	N°84 (1944)
VOLUME TÉLÉCHARGÉ	N°85 (1944)
	N°86 (1945)
	N°87 (1945)
	N°88 (1945)
	N°89 (1945)
	N°90 (1945)
	N°91 (1945)
	N°92 (1945)
	N°93 (1945)
	N°94 (1945)
	N°95 (1946)
	N°96 (1946)
	N°97 (1946)
	N°98 (1944)
	N°99 (1945)
	N°100 (1945)
	N°101 (1946)
	N°102 (1946)
	N°103 (1946)
	N°104 (1946)
	N°105 (1946)
	N°106 (1946)
	N°107 (1947)
	N°108 (1947)
	N°109 (1947)
	N°110 et 111 (1947)
	N° 112 (1947)
	N° 113 (1947)
	N° 114 (1947)
	N° 115 (1947)
	N° 116 (1947)
	N° 117 (1947)
	N° 118 (1948)
	N° 119 (1948)
	N° 120 (1948)
	N° 121 (1948)
	N° 122 (1947)

	N° 123 (1948)
	N° 124 (1948)
	N° 125 (1948)
	N° 126 (1948)
	N° 127 (1948)
	N° 128 (1948)
	N° 129 (1948)
	N° 130 (1949)
	N° 131 (1949)
	N° 132 (1949)
	N° 133 (1948)
	N° 134 (1949)
	N° 135 (1948)
	N° 136 (1949)
	N° 137 (1950)
	N° 138 (1950)
	N° 139 (1950)
	N° 140 (1950)
	N° 141 (1950)
	N° 142 (1948)
	N° 143 (1950)
	N° 144 (1950)
	N° 145 (1951)
	N° 146 (1951)
	N° 147 (1951)
	N° 148 (1951)
	N° 149 (1951)
	N° 150 (1951)
	N° 151 (1951)
	N° 152 (1951)
	N° 153 (1952)
	N° 154 (1952)
	N° 155 (1952)

NOTICE DU VOLUME TÉLÉCHARGÉ	
Auteur(s) volume	Laboratoire d'essais mécaniques physiques chimiques et de machines du Conservatoire national des Arts et Métiers
Titre	Publication : Laboratoire d'essais
Volume	N°85 (1944)
Adresse	Paris : Conservatoire national des arts et métiers, 1944
Collation	1 vol. (p. [67-74]) : ill. ; 27 cm
Nombre de vues	12
Cote	CNAM-BIB P 1329-C (7)
Sujet(s)	Conservatoire national des arts et métiers (France) Génie industriel -- 20e siècle
Thématique(s)	Histoire du Cnam
Typologie	Revue
Langue	Anglais Français
Date de mise en ligne	10/04/2025
Date de génération du PDF	07/02/2026
Recherche plein texte	Disponible
Notice complète	https://www.sudoc.fr/039014541
Permalien	https://cnum.cnam.fr/redir?P1329-C.7

8 km 104

RÉPUBLIQUE FRANÇAISE
LABORATOIRE D'ESSAIS



BULLETIN
DU
LABORATOIRE D'ESSAIS
1944 - N° 7

PUBLICATION N° 85

(Voir le sommaire au verso)

SOMMAIRE

R. CABARAT. — Mesure des constantes élastiques des matériaux par un procédé acoustique.....	page 67
A. GUINIER. — Le mécanisme de la précipitation des solutions solides sursaturées	" 69
J. SERPETTE. Un nouveau type de dynamomètre léger.....	" 72
NOTES & INFORMATIONS. — L'activité du service de contrôle des thermomètres médicaux	



MESURE DES CONSTANTES ÉLASTIQUES DES MATÉRIAUX PAR UN PROCÉDE ACOUSTIQUE

Récemment, de nombreuses méthodes basées sur des procédés dynamiques ont permis le calcul des constantes élastiques des matériaux à partir des fréquences propres d'éprouvettes en vibration longitudinale ou tournante. Dans ces méthodes, les procédés utilisés pour faire vibrer les éprouvettes à leur fréquence propre sont le plus souvent magnétiques ou piézoélectriques, la résonance étant observée à l'aide d'un microphone électrodynamique ou piézoélectrique.

Ces méthodes, bien que très précises, sont d'un intérêt limité si l'on veut étudier les variations des constantes élastiques des matériaux et le frottement interne en fonction de la température ou de l'aimantation. Le procédé électrostatique que nous allons décrire permet ces mesures et le seul désavantage qu'il présente est que les effets électrostatiques sont beaucoup plus faibles que les effets électrodynamiques ou piézoélectriques correspondants.

Généralités

On sait que le module d'élasticité E d'une éprouvette se calcule d'après la mesure de l'allongement correspondant à un effort de traction F .

E est donné par la formule :

$$E = \frac{F}{S} \cdot \frac{L_0}{L - L_0}$$

dans laquelle :

S est la section de l'éprouvette,

L_0 sa longueur initiale,

$L - L_0$ l'allongement élastique produit par l'effort F .

Cette définition n'est valable que si l'éprouvette ne subit pas de déformation permanente. Il est donc indispensable que

$$\frac{L - L_0}{L_0}$$

soit très petit. Comme la méthode statique ordinaire permet difficilement de satisfaire à cette condition tout en garantissant une grande précision, il est préférable d'utiliser la méthode dynamique déjà préconisée par KUNDT en 1865.

Dans la méthode dynamique, le module d'élasticité E d'une éprouvette fixée en son milieu est lié à la fréquence propre par la relation :

$$E = \Delta (2 N L)^2 \quad (1)$$

Δ est la densité du matériau,

N la fréquence propre de la vibration longitudinale,

L la longueur de l'éprouvette.

Dans cette formule, il n'est pas tenu compte du fait que l'éprouvette en vibration longitudinale se dilate et se contracte alternativement suivant son rayon. Pour une éprouvette cylindrique, le calcul montre que si on ne

néglige pas ces variations de section, la densité devient légèrement plus grande :

$$\Delta_1 = \left(1 + \frac{2 \pi^2 \sigma^2 r^2}{\lambda^2}\right) \Delta$$

où σ est le coefficient de Poisson,

r le rayon de l'éprouvette,

λ la longueur d'onde de la vibration stationnaire dans la barre.

Le résultat de la théorie rigoureuse donne :

$$E = (2 N L)^2 \cdot \left(1 + \frac{2 \pi^2 \sigma^2 r^2}{\lambda^2}\right) \Delta$$

Dans le cas qui nous intéresse, le facteur

$$\left(1 + \frac{2 \pi^2 \sigma^2 r^2}{\lambda^2}\right)$$

est négligeable parce que la longueur d'onde λ est généralement très grande par rapport au diamètre du cylindre. La formule pratique reste donc :

$$E = \Delta (2 N L)^2$$

Il suffit donc, pour connaître le module d'élasticité E , de mesurer avec précision la longueur et la densité de l'éprouvette, puis de déterminer la fréquence propre de l'éprouvette en vibration longitudinale.

Une autre constante élastique est le module de torsion ou coefficient de rigidité μ . Nous le définirons simplement à l'aide de la fig. 1 dans laquelle ABCD est la section d'un cube égal à l'unité, la base étant appliquée sur

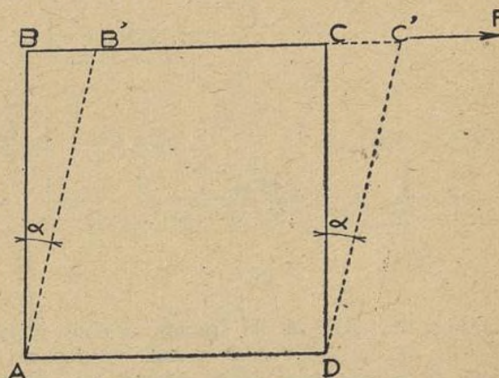


Fig. 1

un plan horizontal. Sur la face supérieure agit tangentielle-ment et parallèlement à l'arête BC, une force F . Il en résulte un glissement des lamelles qui constituent le cube et la force F est équilibrée par les réactions élastiques qui se produisent. La section ABCD devient un losange AB'C'D. La déformation est caractérisée par l'angle $BAB' = \alpha$. On a :

$$\alpha = \frac{BB'}{AB} \text{ radian}$$

Le module de torsion μ est défini par le rapport F/α .
Si les fréquences propres des vibrations élastiques longitudinales permettent de calculer le module d'élasticité, de même la connaissance des fréquences propres des vibrations élastiques de torsion permet de déterminer le module de torsion μ . La vitesse de propagation de ces vibrations est :

$$\Omega = \sqrt{\frac{\mu}{\Delta}}$$

Dans le cas d'une éprouvette cylindrique prise en son milieu, on a :

$$\lambda = 2L = \frac{\Omega}{N_t} = \frac{1}{N_t} \sqrt{\frac{\mu}{\Delta}}$$

N_t étant la fréquence des oscillations de torsion, d'où :

$$\mu = (2 N_t L)^2 \Delta \quad (2)$$

Pour une substance isotrope homogène, la connaissance de E et de μ permet de calculer le coefficient de Poisson (c'est-à-dire le rapport de la contraction transversale relative à l'allongement relatif produit par la traction sur une éprouvette). On a :

$$\sigma = \frac{E}{2\mu} - 1$$

Méthode de mesure

Le module d'élasticité E et le module de torsion μ de la plupart des substances solides peuvent être mesurés en déterminant la fréquence propre pour la vibration longitudinale et pour la vibration de torsion des éprouvettes. Basé sur le procédé électrostatique de P. GRIVET pour entretenir des vibrations dans les verges, le montage que nous avons utilisé au *Laboratoire d'Essais du Conservatoire National des Arts et Métiers* convient parfaitement pour produire, soit des vibrations longitudinales, soit des vibrations de torsion, et mesurer avec une grande précision dans les deux cas, la fréquence propre d'une éprouvette

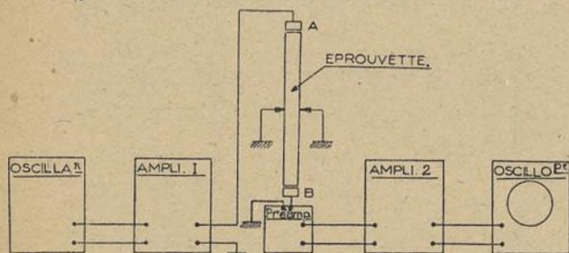


Fig. 2

cylindrique. On opère sur des éprouvettes d'une longueur de l'ordre de 200 à 250 mm et d'un diamètre de 8 à 12 mm. Les substances étudiées peuvent être aussi bien isolantes que conductrices.

La figure (2) indique le montage utilisé pour la production de vibrations longitudinales dans l'éprouvette. L'éprouvette cylindrique est fixée en son milieu par trois aiguilles d'acier trempé qui la maintiennent verticalement entre deux électrodes ajustables A et B.

L'électrode A reçoit la tension amplifiée d'un générateur hétérodyne basse fréquence et exerce une attraction électrostatique périodique sur l'éprouvette produisant ainsi dans celle-ci des vibrations longitudinales. L'autre, B, sert de microphone électrostatique. Les tensions produites par le déplacement de l'éprouvette sont enregistrées après amplification sur un oscilloscope cathodique.

L'éprouvette doit être au potentiel du sol. Si la substance étudiée est isolante, on la recouvre d'un enduit conducteur (argenture chimique, aluminure par évaporation, etc.) d'épaisseur assez faible pour ne pas modifier appréciablement les phénomènes. L'amplitude des vibrations de l'éprouvette n'est notable que si la période des vibrations électriques est égale à la fréquence propre de l'éprouvette. On fait varier la fréquence de la tension

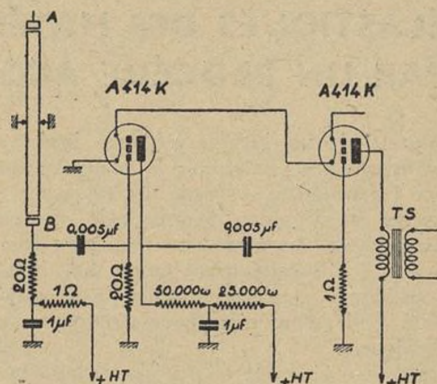


Fig. 3

appliquée entre l'électrode A et la terre en agissant sur le condensateur variable du générateur basse fréquence jusqu'à ce qu'il y ait résonance : l'amplitude des vibrations enregistrées sur l'oscilloscope passe alors par un maximum. La fréquence lue sur le cadran du générateur basse fréquence est donc bien égale à la fréquence propre de l'éprouvette vibrant longitudinalement.

Si l'on veut avoir une grande sensibilité, il est nécessaire de prendre certaines précautions ; la capacité du microphone électrostatique constitué par l'extrémité de l'éprouvette et l'électrode B étant très faible (quelques $\mu\mu\text{f.}$) il est indispensable de rendre la connexion entre la grille et l'électrode du microphone aussi courte que possible. D'autre part, afin d'éviter la possibilité de court-circuits

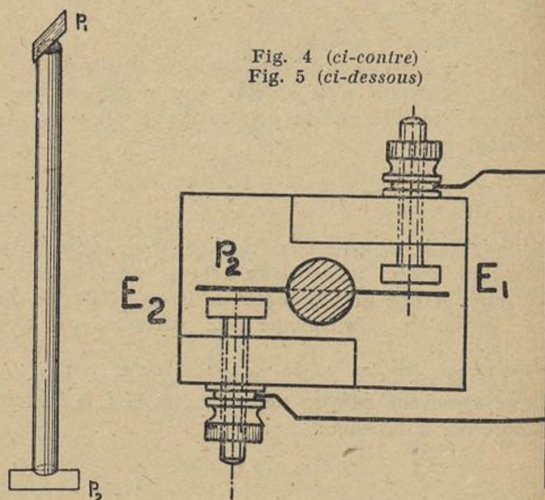


Fig. 4 (ci-contre)

Fig. 5 (ci-dessous)

accidentels entre l'éprouvette et les électrodes A et B, on a eu soin de coller sur celles-ci une mince feuille de mica.

Le schéma de montage d'un microphone et de l'étage préamplificateur est donné par la figure 3. Deux lampes antimicrophoniques du type E.414 K ont été utilisées, mais d'autres lampes pourraient les remplacer avantageusement.

Pour la détermination des vibrations propres de torsion, certaines modifications apportées aux montages sont indiquées par la figure 4. Une petite plaque est collée ou soudée suivant un diamètre à chaque extrémité de l'éprouvette.

Deux électrodes ajustables, E_1 et E_2 (fig. 5) en regard des plaques p_1 et p_2 jouent le rôle des électrodes A et B du montage précédent. En plus des vibrations de torsion, il peut se produire des vibrations transversales; pour diminuer l'importance de ces dernières, il est nécessaire de souder les plaques a et b à angle droit. Pour identifier les deux genres de vibrations, on compare les fréquences propres d'éprouvettes de même nature mais de diamètres différents. Seules, les fréquences propres des vibrations de torsion sont indépendantes du diamètre. On peut vérifier expérimentalement que l'influence de la masse des plaques sur la fréquence propre des vibrations de torsion est négligeable devant l'ordre de grandeur des erreurs commises.

Nous avons mesuré les constantes élastiques E et μ d'un certain nombre de métaux et de verres. Les mesures ont été faites à la température ordinaire sur des éprouvettes cylindriques de 7 à 10 mm de diamètre et 200 à 250 mm de longueur. Le tableau ci-après résume les résultats obtenus :

a) Matériaux conducteurs.

Nature de l'éprouvette	E kg/mm ²	μ kg/mm ²	Coefficient de Poisson $\sigma = \frac{E}{2\mu} - 1$
			$\frac{E}{2\mu}$
Laiton à 60 % de cuivre....	10.290	3.760	0,368
Aluminium du commerce ..	7.520	2.880	0,300
Acier dur	20.900	7.950	0,314

b) Module d'élasticité de certains verres.

	E kg mm ²
Cristal	5.990
Pyrex	7.010
Verre G. 702 P	6.250

Précision de la méthode

La fréquence propre peut être déterminée à ± 1 période (soit une erreur relative de 1.10^{-4}). La longueur de l'éprouvette étant déterminée à ± 5 microns (soit une erreur relative de l'ordre de 3.10^{-5}) et la densité avec une erreur relative de 5.10^{-4} , le calcul d'erreur appliqué à partir des formules (1) et (2) montre que la précision dans les mesures de E et μ est de l'ordre de $\pm 0,07$ %.

R. CABARAT.

LE MECANISME DE LA PRECIPITATION DES SOLUTIONS SOLIDES SURSATUREES

Sous ce titre général ont été publiés trois mémoires qui sont actuellement parus dans divers recueils (1) (2) (3). Quatre cas particuliers d'un même problème y sont traités. Nous avons successivement étudié la décomposition de solutions solides Al-Ag (20% Ag) et Al-Cu (5 % Cu) (1), Cu-Gl à 2 % de Gl (2), enfin de l'alliage Al-Zn contenant de 20 à 35 % de Zn (3). Chaque système a un comportement particulier que nous avons examiné en détail dans les articles précités. Nous ne ferons ici qu'exposer les idées générales sur ce phénomène, qui se dégagent de la confrontation des faits observés dans les différents cas. Mais d'abord nous rappellerons brièvement le principe de la méthode expérimentale qui a été employée.

Soit un système binaire A-B dont le diagramme d'équilibre est représenté par le schéma 1. Le métal B forme avec A une solution solide homogène, jusqu'à une concentration d'autant plus forte que la température est plus élevée. Considérons un alliage contenant une proportion p de B : du diagramme, nous pouvons déduire l'état de l'alliage, dans son état de parfait équilibre. Au-dessus de la température tp , il n'y a qu'une seule phase; au-dessous, un mélange de deux phases dont le diagramme donne la constitution et les proportions relatives. Mais il existe des états métastables. Ainsi, l'on peut, par un refroidissement rapide de l'alliage à partir d'une température $tp' > tp$, conserver une phase unique à la température ambiante. Cette solution solide sursaturée tend vers l'état à deux phases de l'équilibre stable. L'état final n'est d'ailleurs jamais atteint si le métal est conservé à basse température, à cause de la lenteur de la réaction : au contraire, si on élève la température, c'est-à-dire si on fait subir un « revenu » au métal, on accélère l'évolution et la transformation peut être complète.

La décomposition d'une solution métallique sursaturée donne donc un exemple de réaction à l'état solide dont

on peut à volonté faire varier la vitesse et fixer les étapes intermédiaires : c'est donc un cas très favorable pour l'étude des mouvements des atomes au sein des cristaux. Mais cet intérêt théorique est doublé d'un intérêt pratique : en effet, une conséquence de l'évolution de la solution solide est l'amélioration des qualités mécaniques du métal : c'est le phénomène du « durcissement structural » dont

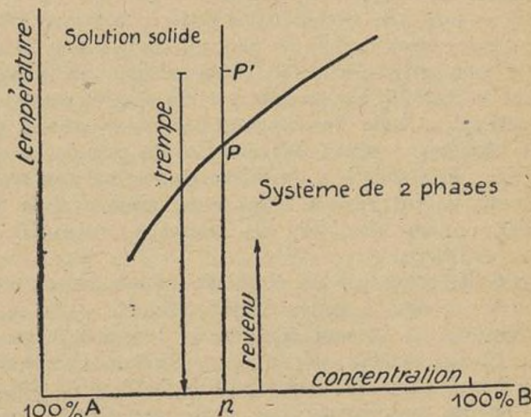


Fig. 1

le vieillissement du duralumin est l'exemple le plus connu. Aussi ces traitements thermiques de solutions solides sont-ils d'une grande importance en métallurgie.

L'idée la plus ancienne sur l'origine du durcissement était que la solution solide se décomposait en donnant naissance à un précipité extrêmement fin et que cet enchevêtrement de petits cristaux au sein du cristal de solution solide augmentait la résistance de celui-ci aux déformations. Mais, à cette théorie, on peut faire l'objection qu'on

ne peut pas déceler au microscope ce précipité, même aux plus forts grossissements, au stade du revenu correspondant à la dureté maximum de l'alliage. Dans le cas de l'alliage Cu-Gl, on avait cru que les micrographies révélaient le précipité : mais nous avons montré que cette interprétation ne correspond pas à la réalité (2). Donc, on doit admettre que les modifications des propriétés mécaniques sont un indice d'une transformation que subit la solution solide, avant que n'apparaisse la seconde phase sous forme d'un précipité bien individualisé. Quelle est la nature de cette transformation?

Nous avons pu montrer, par une étude aux rayons X, que, pendant le durcissement, le réseau cristallin de la solution solide est altéré, sans qu'il y ait encore à proprement parler de précipitation. Le principe de la méthode — par diagrammes de diffusion — est le suivant. Un cristal, de structure rigoureusement périodique donne des figures de diffraction formées de taches ou lignes nettes dont la loi classique de BRAGG donne la position. En dehors de ces rayons diffractés, qui donnent naissance aux diagrammes de diffraction ordinaires (DEBYE-SCHERRER, cristal tournant, etc.), il n'y a pas de diffusion, à part la diffusion par effet COMPTON dont l'intensité est extrêmement faible. Mais si la régularité de la disposition des atomes vient à être rompue, des diffusions anormales se produisent en dehors des directions de réflexion sélective de BRAGG. Elles se traduisent sur les diagrammes par des taches, en général étendues et floues, apparaissant en plus des taches de BRAGG ordinaires. De leur répartition on peut déduire, par les théories de la diffraction, un modèle de l'arrangement des atomes dans le cristal réel.

Le dispositif expérimental est différent de celui des expériences classiques de diffraction des rayons X. En effet, les diffusions anormales sont d'intensité très faible par rapport aux taches de BRAGG. Deux conditions sont nécessaires, pour que leur observation soit aisée : il faut que le rayonnement X soit rigoureusement monochromatique, afin d'éliminer les causes de voile dues au spectre continu qui accompagne la raie principale dans les montages usuels; d'autre part, on doit opérer sur un monocristal, car les diagrammes où se superposeraient les effets de nombreuses cristallites seraient en général trop complexes et trop peu intenses pour pouvoir être interprétés. Nous avons donc opéré, en général, sur un monocristal de l'alliage (préparé par solidification lente) : nous avons repéré la direction de ses axes par des diagrammes préliminaires et, à l'aide d'un montage à monochromateur qui a été décrit par ailleurs (4), nous avons pris des « diagrammes de diffusion » du même monocristal aux stades successifs de son revenu. Nous avons ainsi suivi la formation au sein du cristal des nouveaux cristaux de la phase précipitée.

Dans les conditions où la solution solide est en équilibre, c'est-à-dire à haute température, les deux sortes d'atomes, A et B, sont réparties au hasard aux nœuds d'un réseau cristallin unique : c'est le réseau du métal A pur, à une très petite variation de la maille près. Chacun des atomes B provoque une petite perturbation; mais, étant donné les mouvements d'agitation thermique des atomes autour de leur position d'équilibre, l'atome étranger peut se maintenir en équilibre dans le réseau, qui supporte d'autant plus de ces atomes que l'agitation moyenne des atomes est plus grande : on comprend donc pourquoi la solubilité de B dans A augmente avec la température. Si on ramène brusquement cet alliage à la température ambiante, cette dispersion homogène des atomes B dans le réseau de A n'est pas stable. Supposons, en effet, que deux atomes B viennent l'un à côté de l'autre au cours de leurs mouvements désordonnés; la perturbation causée par l'en-

semble de ces deux atomes est bien plus notable que celle qui provient d'un atome B isolé; l'agitation thermique n'est plus assez énergique pour rompre cette configuration un peu plus stable : bien au contraire, si d'autres atomes B viennent au contact, ils vont s'agglomérer au petit groupe. Ainsi prenant naissance au sein du réseau A des noyaux d'atomes riches en atomes de métal dissous B. La solution solide sursaturée forme encore une phase unique : mais elle n'est plus parfaitement homogène. La présence de noyaux épars dans la solution solide avait été admise par plusieurs auteurs, et même démontrée expérimentalement dans un cas particulier par M. CHÉVENARD grâce à la méthode thermomagnétique (5). Les diagrammes de diffusion des rayons X nous ont permis, non seulement de mettre en évidence ces hétérogénéités, mais encore d'en déterminer les formes, les orientations par rapport aux axes cristallins et les dimensions. En effet, ces régions hétérogènes provoquent une diffusion anormale aux angles très faibles, caractéristique de l'hétérogénéité : sur le diagramme apparaît, immédiatement autour de la trace du faisceau direct, une tache de diffusion centrale dont la forme et l'étendue permet de calculer les dimensions moyennes et la forme des amas d'atomes du métal dissous répartis dans le cristal de solution solide (6). Nous avons trouvé, dans les quatre systèmes étudiés, deux types de diagrammes, c'est-à-dire deux formes de noyaux. Dans le cas des alliages Al-Cu et Cu-Gl, on observe des traînées rectilignes issues du centre du diagramme : les amas initiaux ont la forme de lentilles très plates, on montre qu'ils sont orientés parallèlement aux trois faces du cube du cristal primaire. Ils se forment assez lentement (seulement après un revenu à 200° dans le cas du Cu-Gl). Dans les deux autres alliages, Al-Ag et Al-Zn, la tache centrale est un anneau de très petit diamètre; les noyaux sont de forme à peu près sphérique, c'est-à-dire que leurs dimensions sont du même ordre de grandeur dans toutes les directions : les différents noyaux doivent être de taille assez uniforme et la distance entre deux noyaux voisins reste proche d'une valeur fixe pour un état déterminé de l'alliage. Dans ce cas, l'hétérogénéité apparaît immédiatement après trempe (certainement en moins de quelques minutes).

Le mode initial de séparation des atomes étrangers semble avoir une grande importance sur l'évolution de la solution solide, car les systèmes étudiés se classent en deux groupes de deux systèmes (d'une part Cu-Gl et Al-Cu, de l'autre Al-Ag et Al-Zn) qui présentent entre eux, à beaucoup de points de vue, des analogies profondes. On peut expliquer ainsi ce fait : un des paramètres essentiels déterminant les propriétés de l'alliage est l'état d'altération du réseau résultant de l'hétérogénéité de la solution solide. Or, les perturbations doivent être considérables, d'abord dans les noyaux formés par les atomes qui se séparent, mais aussi dans les zones de raccordement entre ceux-ci et les régions intactes du cristal. Ce sont ces zones qui, à cause de leur étendue relativement grande, doivent jouer un rôle primordial dans l'augmentation des qualités mécaniques du métal. Pour un même nombre d'atomes étrangers éliminés, la surface des noyaux et, par conséquent, le volume des zones perturbées, seront bien plus grands si les noyaux ont une forme plate que si leur forme est quasi sphérique. Or, on vérifie bien que c'est pour les systèmes Al-Cu et Cu-Gl que le durcissement est le plus intense et nous avons trouvé (2) que c'est dans ce cas que les perturbations du réseau sont les plus fortes.

A mesure que le revenu se poursuit, les noyaux augmentent de volume. Pour l'alliage Al-Cu, par exemple, leur diamètre est de 45 Å au bout de 30 jours à la tem-

pérature ambiante et de 600 A après quelques heures à 200°. Pour l'alliage Al-Ag, la distance entre noyaux voisins est de 70 A immédiatement après trempe et supérieure à 200 A après 20 heures à 150°. En même temps que les amas s'accroissent, il se produit une organisation des atomes dans les amas. Les atomes restent toujours aux nœuds du réseau cristallin primitif ou, tout au moins, ne s'en écartent que peu. Mais les atomes B tendent à s'ordonner par rapport aux atomes A, un atome et ses proches voisins tendant vers la disposition d'énergie minimum; celle-ci est évidemment très variable d'un système à l'autre, car la nature des atomes en présence intervient. Cette tendance à l'ordre se traduit par l'apparition de « taches de surstructure », c'est-à-dire des taches de diffraction provenant d'un réseau dont la maille est un multiple simple de la maille du réseau primitif (quadruple dans le cas de Al-Cu, triple dans le cas de Al-Ag). Mais ces taches restent toujours floues, ce qui montre que le degré d'ordre atteint n'est que très partiel. C'est néanmoins une phase très importante de la transformation, car elle permet de comprendre par quel mécanisme la composition des amas d'atomes tend à se rapprocher de celle du précipité qui doit finalement se former. Par exemple, si un atome B tend à s'entourer de deux voisins A, la composition du rassemblement tendra vers A^2B . Dans le cas de l'alliage Al-Zn, le précipité final est du zinc pur : les atomes de zinc se rassemblent en éliminant de plus en plus tous les atomes d'aluminium.

On arrive alors à des amas d'atomes dans lesquels la proportion des atomes B est considérable et qui gardent néanmoins à peu près la structure cristalline du métal A pur. Cette disposition évidemment n'est pas stable et doit engendrer au sein du cristal A de très fortes tensions internes : elle ne peut se maintenir que grâce à l'action du réseau A qui l'entoure. Cette action se fait d'autant plus sentir que l'amas est plus petit. Aussi, comme celui-ci augmente de volume à mesure que le revenu se poursuit, il arrive un moment où l'action du réseau A ne contrebalance plus la tendance des atomes du noyau à prendre une configuration plus stable. C'est alors que le réseau cristallin propre du précipité apparaît progressivement. La nouvelle phase qui se forme garde des liens étroits avec le cristal de solution solide d'où elle est issue. En effet, les structures des deux cristaux sont proches l'une de l'autre et, d'autre part, l'orientation des nouveaux cristaux est déterminée par celle des cristaux primitifs. Le passage d'une phase à l'autre est absolument continu et progressif. Dans chacun des systèmes étudiés, on constate que certains plans cristallographiques restent à peu près inchangés, en structure et en orientation. La transformation consiste en un rapprochement, un écartement de ces plans ou encore en un glissement des plans les uns sur les autres. Par exemple, dans le système Al-Ag, les plans (111) de la solution solide sont semblables aux plans (0001) du précipité $Al-Ag^2$. Mais les plans successifs doivent se décaler les uns par rapport aux autres (passage de la structure cubique à faces centrées à la structure hexagonale compacte). Dans le cas de Al-Cu et Cu-Gl, les plans (100) se rapprochent les uns des autres mais les réseaux plans ne subissent eux-mêmes que de faibles dilatations. Dans le premier cas, l'élimination de certains atomes compense à peu près la variation de volume de la maille : au contraire, la formation du précipité de la formule Cu-Gl s'accompagne d'une grande variation de volume. Il y a un véritable effondrement des plans (100) et ces fortes perturbations produisent des effets visibles à l'échelle macroscopique. La surface d'un échantillon de cuivre au glucinium bien plane à l'état trempé se déforme spontanément au cours du revenu. Ces déformations, qui commencent déjà pen-

dant la phase préparant l'apparition du précipité, produisent des stries sur la surface : ce sont ces stries que MASING et DAHL avaient interprétées comme la trace d'un précipité trop fin pour être résoluble au microscope : nous avons montré en détail (2) pourquoi cette interprétation ne pouvait pas être admise.

C'est au moment où les noyaux d'atomes, ayant acquis des dimensions déjà notables, ont encore la structure cristalline du réseau de la solution solide que les déformations de celui-ci, ainsi que les tensions internes sont maxima. C'est à ce stade que la dureté du métal atteint sa plus grande valeur. Quand la structure des noyaux se réorganise pour passer à la forme stable du précipité, les zones perturbées du réseau de la solution solide se réorganisent elles aussi : il y a alors adoucissement du métal. On peut faire un rapprochement entre le durcissement d'un métal sous l'action du travail à froid (écrouissage) et le durcissement structural. Dans les deux cas, l'amélioration des propriétés mécaniques est liée à des altérations du réseau cristallin. Dans le premier cas, on

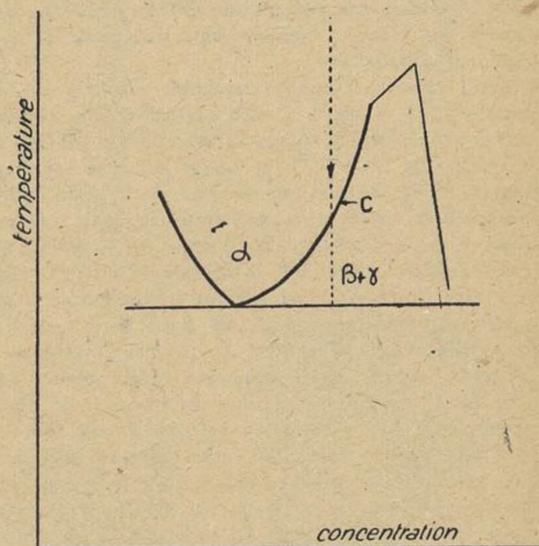


Fig. 2

les a provoquées par une action mécanique extérieure; dans le second, on a disséminé, au sein du métal, des atomes étrangers de façon homogène grâce au traitement de dissolution à haute température suivie de trempe. Le revenu provoque le rassemblement des atomes dissous en de très nombreux petits noyaux dont chacun d'eux est le centre d'une perturbation. Les déformations de la maille qui en résultent sont bien plus considérables que celles que l'on peut faire mécaniquement : aussi, le durcissement structural peut-il être beaucoup plus énergique que le durcissement par écrouissage. C'est un des faits les plus étonnants de la métallographie que l'introduction d'une quantité infime (2 %) de glucinium donne au cuivre des propriétés mécaniques de l'ordre de celles des aciers. Cela est dû au fait que les atomes de glucinium arrivent, par le mécanisme que nous venons de décrire, à perturber le réseau du cuivre dans une fraction relativement étendue du métal. Les changements de propriétés proviennent donc surtout des modifications de la structure du cuivre et non pas directement des faibles quantités de glucinium ajoutées.

Dans ces études, nous avons suivi les modifications d'un monocristal sous l'influence de traitements thermiques variés : notre méthode d'examen aux rayons X imposait, en effet, la nécessité d'opérer sur un cristal unique. Nous avons été ainsi conduits à étudier les transformations d'un

alliage du point de vue de sa structure cristallographique. C'est là un exemple d'un genre d'études qui ne présentent plus seulement de l'intérêt dans le problème de la précipitation dans les solutions solides, mais dans toutes les transformations des alliages à l'état solide. Les méthodes purement thermodynamiques (analyses thermique, dilatométrique, etc.) aboutissent à la construction du diagramme d'équilibre d'un système. Par exemple, on détermine qu'au passage de la courbe (c) (fig. 2) une phase unique α donne naissance à deux phases de compositions connues β et γ . Mais les propriétés de l'alliage ne dépendent pas seulement de la nature des phases β et γ et de leur proportion relative, mais encore de la texture cristalline de l'ensemble des deux sortes de cristaux. Si l'on considère un monocristal α , celui-ci peut donner naissance à des microcristaux β et γ , ou un seul cristal β avec des petits cristaux γ , ceux-ci étant orientés dans des directions particulières ou de façon quelconque, etc... C'est là un complément au diagramme d'équilibre qu'il serait fort utile de connaître et qui n'a pas encore été étudié en général. L'examen micrographique révèle l'étendue des cristaux et leur forme, mais ce sont les rayons X qui donnent leur orientation.

Donnons, comme exemple, quelques résultats sur le comportement, à ce point de vue particulier, des alliages que nous avons étudiés. Considérons l'alliage Al-Cu. Si on le trempe de 440° à 15° et qu'on lui fasse subir un long revenu à la température de 250°, la solution solide se décompose en un cristal d'aluminium contenant, comme nous l'avons dit, des cristaux du précipité Al_2Cu (phase θ) d'orientation bien déterminée. Si on porte l'alliage à température plus élevée, 350°, ces cristaux subissent une transformation allotropique (passage de θ à θ'); le cristal α contient alors un certain nombre de groupes de cristaux θ d'orientations déterminées. Supposons qu'on amène l'alliage au même point figuratif du diagramme ($t = 350^\circ$) par une autre voie, un simple refroidissement lent de 450° à 350°. Dans les deux cas, nous laissons l'alliage à 350° un temps suffisant pour que l'équilibre soit atteint. Cet état d'équilibre, du point de vue thermodynamique, déterminé par le diagramme, est indépendant du traitement subi par l'alliage. Cependant, on constate que la texture cristalline de l'alliage n'est pas la même dans les deux cas; les cristaux θ n'ont pas les mêmes orientations par rapport à α . L'étude du mécanisme de la formation de θ explique d'ailleurs très clairement ce fait (1). La différence de texture cristalline rend ainsi compte des différences de propriétés que le simple diagramme d'équi-

libre n'expliquait pas, et on saisit comment l'histoire antérieure du métal influe sur son état.

Donnons encore un autre exemple tiré de l'étude de l'alliage Cuivre-Glucinium; un monocristal est rendu homogène par un long recuit à haute température 800°. On le trempe à la température ordinaire; si on le réchauffe brutalement à 800°, il retrouve son état initial sans aucun changement, mais si on lui fait d'abord subir un revenu de quelques heures à 300°, la solution solide se décompose. Or, comme nous l'avons déjà dit, cette décomposition entraîne dans ce cas de très fortes perturbations du réseau cristallin si bien que, quand on chauffe ensuite l'échantillon à 800°, il y a recristallisation. On obtient de nouveau une solution solide homogène mais le monocristal a été détruit et les nouveaux cristaux n'ont pas de relations définies d'orientation avec le cristal initial. Ainsi, dans ce nouvel exemple, à 800°, l'état d'équilibre est défini du point de vue thermodynamique mais la texture cristalline dépend des traitements thermiques antérieurement subis par le métal.

Les développements récents de la métallographie ont montré quelle aide précieuse et souvent indispensable pouvaient apporter les rayons X. Les méthodes classiques de diffraction servent à définir les phases présentes et à trouver les orientations des différents cristaux. Nous avons montré que la nouvelle méthode des diagrammes de diffusion permet d'aborder des problèmes plus complexes: l'étude des phases de transition, à réseau cristallin imparfait, dont l'intérêt est de deux ordres: d'une part, la structure de ces phases permet de suivre le mouvement des atomes dans les réactions à l'état solide; d'autre part, à ces réseaux altérés correspond un accroissement des propriétés mécaniques qui leur donnent une grande impor-

A. GUINIER.

BIBLIOGRAPHIE

- (1) Le mécanisme de la précipitation dans un cristal de solution solide métallique: Cas des systèmes Aluminium-Cuivre et Aluminium-Argent. *Journal de Physique*, VIII, 3 (1942), p. 124-136.
- (2) Etude du durcissement des alliages Cuivre-Glucinium (en collaboration avec M. JACQUET) — *Rev. Métal.* (1944), p. 1.
- (3) Etude du mécanisme de la précipitation d'une solution sursaturée Aluminium-Zinc. — *Métaux et Corrosion* 220 (1943), p. 209.
- (4) *Métaux et Corrosion*, n° 4 (1939), p. 151; *Ann. de Phys.* 12 (1939), p. 161.
- (5) *Revue Nickel* 7 (1930), p. 135.
- (6) *Journ. de Chimie-Physique* 40 (1943), p. 133.

UN NOUVEAU TYPE DE DYNAMOMETRE LÉGER

Le tarage des machines d'essais de force très élevée ou, d'une façon plus générale, la mesure précise d'efforts allant jusqu'à plusieurs centaines de tonnes au moyen d'appareils facilement transportables et pourvus en même temps d'une grande sensibilité était depuis plusieurs années l'objet de nos préoccupations.

Parmi les appareils réalisés en France, il faut citer le dynamomètre de M. ESPEUT, ouvrier du *Laboratoire Central de la Marine*, appareil présenté par M. l'Ingénieur général de la Marine JACOB à la *Société d'Encouragement pour l'Industrie Nationale* et ayant fait l'objet d'un rapport en date du 14 juin 1912 de M. SAUVAGE à cette Société. Quelques années plus tard, en 1919, M. SABATIÉ, Chef du service des Essais de Métaux au *Laboratoire d'Essais du Conservatoire National des Arts et Métiers*, réali-

sait quatre anneaux dynamométriques de forme circulaire avec mesure des déformations par comparateur à cadran. La force maximum de ces anneaux était respectivement de 4,5 tonnes, 7 tonnes, 15 tonnes et 20 tonnes.

Les progrès de l'industrie, et en particulier l'utilisation dans la construction des ponts suspendus de très gros câbles d'acier, ont rendu nécessaire la mise en service de machines d'essais d'une force allant jusqu'à 1.200 tonnes, et il faut prévoir que ce maximum sera dépassé dans un avenir plus ou moins proche; il devenait donc nécessaire de réaliser des appareils susceptibles de tarer ces machines.

Pour des efforts aussi élevés, les appareils en forme d'anneau présentent l'inconvénient d'être d'un poids assez considérable.

Voici quelques précisions sur le poids des anneaux dynamométriques précédemment construits :

	Force maximum	Poids de l'appareil
	tonnes	kg
Dynamomètre Espeut	15	8
Dynamomètre de M. Sabatié	4,5	2,2
— — — — —	7	5,5
— — — — —	15	9,1
— — — — —	20	11,1

On voit d'après ces données que le poids d'un anneau dynamométrique est d'environ les 5/10.000 de sa force maximum. Le poids d'un anneau de 1.000 tonnes serait donc d'environ 500 kg, un tel appareil serait évidemment peu maniable et d'une construction très coûteuse. Nous avons donc délaissé cette solution pour donner la préférence à des appareils basés sur la mesure des allongements élastiques d'éprouvettes sollicitées en traction (*Loi de Hooke*).

Si l'on cherche à réaliser pratiquement un tel appareil, il semble à première vue que le dynamomètre le plus simple et le plus léger serait constitué d'une seule éprouvette de traction mais, dans ce cas, on rencontrerait de sérieuses difficultés pour mesurer avec précision les allongements sous charges. L'expérience montre en effet qu'un seul élasticimètre mesurant l'allongement *superficiel* donne des résultats peu exacts. Pour avoir une mesure correcte des allongements, il est nécessaire de placer plusieurs élasticimètres suivant des génératrices opposées et de faire la moyenne des lectures.

Si l'on veut éviter cet inconvénient, il faut que le dispositif de mesure des allongements satisfasse aux conditions suivantes :

- 1° être placé dans l'axe de l'effort,
- 2° donner en une seule lecture l'allongement total de l'éprouvette.

Ces conditions ont été réalisées en dédoublant l'éprouvette.

L'appareil est donc constitué de deux éprouvettes identiques, d'une longueur suffisante pour obtenir la sensibilité désirée. Le dispositif de mesure des allongements est placé entre les deux éprouvettes et dans l'axe de l'effort; il comprend un support de comparateur, un comparateur et une tige; la partie inférieure du support du comparateur sert de guide à l'extrémité supérieure de la tige.

Les extrémités de l'appareil ont une forme appropriée à l'usage auquel on le destine. La forme A (voir plan joint) est commode pour les appareils destinés au tarage des machines de traction, l'appareil se place sur la machine à vérifier aussi facilement qu'une éprouvette plate, une légère surépaisseur aux extrémités empêche le glissement dans les coins de serrage.

Si l'on veut raccorder l'appareil au moyen d'axes cylindriques, on adoptera la forme B indiquée sur le plan.

Quatre appareils sont actuellement réalisés, leurs caractéristiques sont les suivantes :

Force maximum	Poids de l'appareil
12.000 kg.	1 kg 320
30.000 kg.	3 kg 130
50.000 kg.	4 kg 500
400.000 kg.	16 kg

Leur sensibilité, qui est de l'ordre de 1/2.000 de leur force maximum, est comparable à celle des meilleures machines d'essais.

Leur poids est cinq fois moindre que celui des anneaux dynamométriques de même force, et leur construction d'un prix beaucoup moins élevé.

On peut sans difficulté réaliser des appareils de même

type et d'une force plus considérable; nous avons, en particulier, étudié un appareil de 1.200 tonnes dont le prix n'aurait rien d'excessif et que nous comptons construire dès que la guerre aura pris fin.

Les graphiques « allongements-charges » sont très sensiblement rectilignes, ce qui facilite beaucoup les interpolations. Les données numériques reproduites ci-après font ressortir que la *sensibilité est aussi bonne dans les faibles charges qu'au voisinage de la charge maximum* et c'est là une qualité que présente rarement un dynamomètre à déformations élastiques.

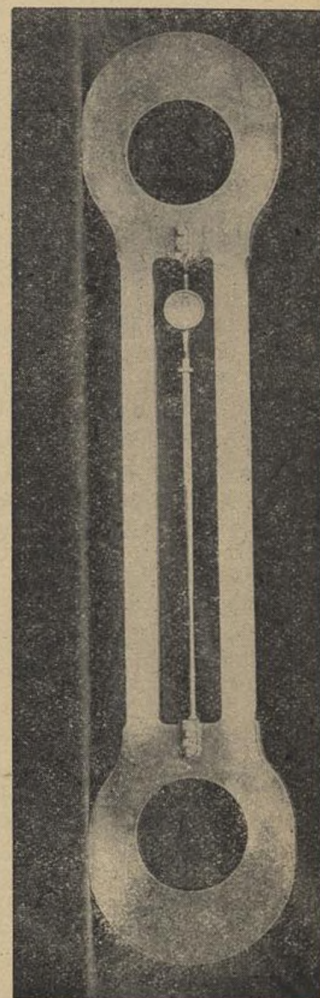
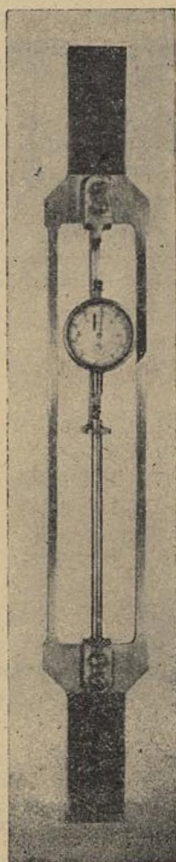
La constance des indications obtenues pour un même effort est de l'ordre de 0,001 mm.

Nous donnons ci-après quelques exemples de résultats numériques de tarages effectués avec ces appareils.

DYNAMOMÈTRE DE 12 TONNES

A. — Sur machine « Amsler » de 2 tonnes N° 9000

Indications de la machine	Allongements correspondants sur le comparateur
kg	mm
50	0,009
100	0,018
200	0,037
300	0,055
400	0,073
500	0,091
600	0,110
800	0,149
1.000	0,187
1.200	0,225
1.400	0,264
1.600	0,303
1.800	0,341
2.000	0,380



B. — Sur une machine « Amsler » de 50 tonnes N° 8860

kg	mm
1.000	0,188
2.000	0,380
3.000	0,580
4.000	0,780
5.000	0,980
7.000	1,385
8.000	1,590
9.000	1,790
10.000	1,990
11.000	2,190
12.000	2,390

DYNAMOMÈTRE DE 30 TONNES

A. — Sur machine « Amsler » de 2 tonnes N° 9000.

Allongements correspondants
lus sur le comparateur

Indications de la machine

kg	mm
100	0,012
200	0,024
300	0,036
400	0,048
500	0,060
1.000	0,120
1.500	0,180
2.000	0,240

B. — Sur machine « Amsler » de 50 tonnes N° 8860 .
(Sensibilité de 50 tonnes)

kg	mm
1.000	0,120
2.000	0,240
5.000	0,600
10.000	1,170
15.000	1,760
20.000	2,350
25.000	2,930
30.000	3,530

DYNAMOMÈTRE DE 50 TONNES

A. — Sur machine « Amsler » de 50 tonnes N° 8860
(Sensibilité de 5 tonnes)

Allongements correspondants
lus sur le comparateur

Indications de la machine

kg	mm
500	0,025
1.000	0,050
2.000	0,102
3.000	0,158
4.000	0,210
5.000	0,265

B. — Sur machine « Amsler » de 50 tonnes N° 8860

kg	mm
1.000	0,050
2.000	0,102
5.000	0,265
10.000	0,520
15.000	0,778
20.000	1,042
25.000	1,298
30.000	1,560
35.000	1,822
40.000	2,085
45.000	2,353
50.000	2,622

DYNAMOMÈTRE DE 400 TONNES

Sur machine « Buckton » de 300 tonnes N° 20.

Allongements correspondants
lus sur le comparateur

Indications de la machine

kg	mm
60	0,520
120	1,050
180	1,580
240	2,120
300	2,680

J. SERPETTE.

— NOTES & INFORMATIONS —

L'ACTIVITÉ DU SERVICE DE CONTRÔLE DES THERMOMÈTRES MÉDICAUX

Le LABORATOIRE D'ESSAIS du *Conservatoire national des Arts et Métiers* contrôle, comme on sait, l'exactitude et la bonne construction des thermomètres médicaux fabriqués ou vendus en France. La loi française n'admet pas que le contrôle soit limité à des prélèvements effectués chez les divers fabricants; elle dispose que chaque instrument doit être étudié séparément et marqué d'un numéro distinct. Le tableau ci-dessous permet de se rendre compte de l'amplitude de la tâche ainsi fixée.

*Nombre de thermomètres médicaux vérifiés
par le Laboratoire d'Essais de 1938 à 1944*

Année	Instruments		
	français	importés	Total
1938.....	1.332.381	183.606	1.515.987
1939.....	1.738.409	119.595	1.858.004
1940.....	754.091	—	754.091
1941.....	856.853	5.448	862.301
1942.....	938.000	2.237	940.237
1943.....	896.921	21	896.942

La production française a longtemps dépassé la capacité de contrôle du service, d'abord prévu trop étroitement; le retard était périodiquement annulé grâce à l'engagement d'un personnel temporaire. A partir de 1936, un gros effort d'équipement fut engagé. Les opérations de manutention et de contrôle, toutes manuelles, furent taylorisées puis, une par une, après étude minutieuse, rendues automatiques ou semi-automatiques. En 1938, pour la première fois, le nombre de thermomètres contrôlés par

le LABORATOIRE D'ESSAIS était supérieur au nombre d'instruments produits par nos industriels pendant la même période. Depuis lors, le délai nécessaire au contrôle n'a cessé de se réduire. Depuis 1940, les instruments à étudier ne passent plus que quelques jours dans les services du LABORATOIRE D'ESSAIS.

Le tournant brusque des hostilités en 1940 a eu une répercussion profonde sur la production française des thermomètres médicaux. Plusieurs constructeurs établis en Alsace et en Lorraine ont dû cesser leurs envois. D'autres, repliés ou démunis de main-d'œuvre, ont réduit leur production. Les thermomètres importés, de provenance allemande ou tchécoslovaque pour la plupart, et qui représentaient environ 10 % des instruments vendus en France pendant la période 1936-1939, ont pratiquement disparu. Corrélativement, nos exportations, autrefois assez importantes, ont fortement décliné. La production actuelle, tombée au-dessous de un million d'instruments par année, n'alimente plus qu'à grand-peine le marché français de l'intérieur. L'Office Central de Répartition des Produits Industriels contrôle depuis 1943 la distribution et la vente des thermomètres médicaux sur le territoire français. Ses opérations de contingentement sont entièrement distinctes de l'activité du Laboratoire d'Essais qui se borne, comme par le passé, à vérifier que les instruments présentent l'exactitude et la fidélité indispensables et qui veille à ce qu'aucun d'entre eux ne séjourne dans ses ateliers plus longtemps que ne l'impose l'exécution correcte des opérations de vérification.

