

MÉMOIRES

Sur les propriétés mécaniques de quelques alliages du cuivre à la température ordinaire

par M. W. BRONIEWSKI

PREMIÈRE PARTIE

REMARQUES GÉNÉRALES.

Causes d'irrégularités. — La mesure des propriétés mécaniques des alliages, en fonction de la composition à la température ordinaire, devrait, en principe, précéder toute autre recherche sur leur application pratique. En se basant sur les résultats d'une telle étude préliminaire, on devrait choisir les alliages les plus intéressants, pour les soumettre aux essais en fonction de l'écrouissage et de la température.

Pourtant les études des alliages, en fonction de la composition, sont peu nombreuses et diffèrent souvent tellement qu'on peut à peine les comparer.

Les causes de cet état sont nombreuses et nous nous bornerons à rappeler les principales.

Les impuretés des métaux employés à la production des alliages peuvent fortement influencer leurs propriétés qui changent lorsque la quantité et la qualité de ces impuretés varie. D'autres impuretés peuvent se former à la fusion, ce qui est particulièrement le cas des oxydes solubles dans leurs métaux d'origine (cuivre, nickel, fer, zinc, aluminium et autres), ainsi que des substances (silicium et carbone) provenant du creuset.

Le mélange imparfait des métaux formant l'alliage a surtout lieu quand leurs densités sont très différentes. Lorsque la fusion n'est pas faite au four électrique à haute fréquence, où le brassage naturel est très énergique, une double fusion paraît souvent s'imposer.

L'homogénéisation insuffisante ne doit pas être confondue avec le mélange imparfait. Un alliage liquide, bien homogène, se solidifie, de règle, en un alliage hétérogène, à l'exception des cas peu nombreux d'un système invariant, comme l'eutectique. Une solution solide demande, pour devenir homogène, de longues heures de recuit et modifie alors parfois très sensiblement ses propriétés mécaniques. Ainsi, par exemple, un recuit soigné d'un bronze dit « à canon » double en même temps sa résistance à la traction et son allongement à la rupture. L'homogénéisation insuffisante des alliages solidifiés est une des causes principales des divergences qu'on constate dans les études des propriétés mécaniques en fonction de la composition.

Le traitement mécanique subi par l'alliage influence parfois profondément ses propriétés mécaniques. Il n'est pas indifférent si l'alliage a été laminé à chaud ou laminé à froid et recuit ensuite. Ainsi, certains alliages cuivre-nickel donnent une résilience dix fois supérieure lorsqu'ils ont été forgés à chaud qu'après un laminage à froid suivi d'un recuit.

L'écrouissage résiduel a lieu lorsque le laminage ou l'étirage des éprouvettes, fait à la température ordinaire, est suivi d'un recuit insuffisant ou lorsque le laminage à chaud finit à température trop basse.

L'alliage à gros grains est obtenu par un recuit à température trop élevée, surtout après un écrouissage relativement faible. Le gros grain des cristaux

abaisse la résilience et l'allongement à la traction et se fait particulièrement sentir lorsque les impuretés se placent entre les cristaux en produisant ainsi des surfaces de moindre résistance.

Le traitement thermique de l'alliage avant l'essai comporte la trempe et le recuit et doit être clairement indiqué. Ainsi, le temps d'échauffement avant la trempe peut sensiblement modifier son effet et il n'est pas indifférent si l'alliage a été recuit par refroidissement lent ou par échauffement prolongé et si, dans ce dernier cas, la température ordinaire a été atteinte lentement ou rapidement. Faute de ces indications, les conditions de l'essai ne peuvent pas être reproduites.

Enfin, certaines mesures mécaniques sont fortement influencées par la forme des éprouvettes employées. Ainsi, l'allongement à la traction dépend du rapport de la longueur de l'éprouvette à son diamètre qui varie, dans différents essais, de 10 pour l'éprouvette internationale à 3,5 pour l'éprouvette courte anglaise. La résilience, mesurée sur petites éprouvettes, donne des résultats dissemblables suivant leur forme (Mesnager, française normale et allemande normale) et le mode de rupture (Charpy et Izod).

Le nombre d'éprouvettes employées, au lieu d'être réduit par des conventions internationales, s'est plutôt accru dans les derniers temps.

Résumés et recherches nouvelles. — Dans la première partie du mémoire nous résumerons seulement les études concernant les alliages du cuivre qui avaient déjà été publiées et dont une partie importante a été exécutée au laboratoire de métallurgie, à l'École Polytechnique de Varsovie. Pour ne pas trop étendre ce résumé, le lecteur, désireux de prendre connaissance de l'historique ou des chiffres détaillés, est renvoyé aux mémoires originaux.

La deuxième partie du mémoire concerne l'étude non publiée sur les propriétés mécaniques des alliages du cuivre avec le silicium et avec l'aluminium.

PARAMÈTRES MÉCANIQUES.

- R — résistance à la traction en kg. par mm²;
 Q — limite élastique de proportionnalité mesurée sur la courbe de traction enregistrée;
 A % — allongement total à la rupture, mesuré sur éprouvette internationale, dont la distance entre les repères est égale à 10 fois son diamètre;

a % — l'allongement uniforme est calculé en exprimant que le volume du cylindre entre les repères de l'éprouvette n'est pas modifié par cet allongement, alors :

$$a \% = \left(\frac{d_0^2}{d_1^2} - 1 \right) 100 \quad (1)$$

où d_0 est le diamètre de l'éprouvette avant l'essai et d_1 après rupture au voisinage des repères;

b % — allongement de striction, établi par la différence :

$$b \% = \Lambda \% - a \%$$

C % — striction, définie par la réduction de la section à l'endroit de rupture, rapportée à la section primitive :

$$C \% = \left(1 - \frac{d_2^2}{d_0^2} \right) 100 \quad (3)$$

où d_0 est le diamètre de l'éprouvette avant l'essai et d_2 à l'endroit de la rupture;

H — dureté Brinell, obtenue par le rapport de la pression de 12 kgs à la surface d'empreinte d'une bille de 3 mm. et corrigée, afin d'équivaloir à une dureté Brinell normale ($D = 10$ mm., $P = 500$ kg.);

h — dureté Hanriot (1), ayant pour but la vraie dureté du métal non écroui, est obtenue par une succession d'empreintes normales Brinell effectuées au même endroit et suivies de recuits jusqu'à la stabilisation du chiffre de dureté;

U — résilience en kgm par cm² sur des éprouvettes de petit modèle allemand de $10 \times 8 \times 100$ mm. avec entaille de 3 mm. à l'angle de 45°;

U_r — résilience en kgm par cm² sur des éprouvettes de petit modèle français de $10 \times 10 \times 55$ mm. avec entaille de 5 mm. à fond arrondi au rayon de 1 mm.

Allongement de striction. — Depuis l'invention des éprouvettes de traction par Muschenbroek (2), on sait que l'allongement à la rupture se compose de deux allongements distincts dont un se répartit à peu près uniformément sur toute la longueur de l'éprouvette, tandis que l'autre se trouve localisé à l'endroit de la striction.

M. Charpy (3) indique le moyen de séparer l'allongement de striction de l'allongement uniforme, mais n'applique pas, dans son étude, cette sépara-

(1) Hanriot, Revue de Métall., X (1913), p. 595.

(2) Muschenbroek, Physicae experimentales et geometriae dissertationes, Lugduni Batavorum, 1729, p. 421, mémoire : Introductio ad cohaerentiam corporum firorum.

(3) Charpy, Recherches sur les alliages de cuivre et de zinc. Contribution à l'étude des alliages, Paris 1901, p. 1.

tion en donnant seulement l'allongement total à la rupture.

Lorsqu'on trace sur une éprouvette de diamètre d des repères à une distance $l=nd$ et $l'=n'd$, l'allongement de l'éprouvette, dû à la striction, Δl donnera pour l'allongement de striction des nombres différents b et b' , suivant qu'on rapporte Δl à la longueur de l ou l' .

On aura donc :

$$b \% = \frac{100 \Delta l}{nd} \quad \text{et} \quad b' \% = \frac{100 \Delta l}{n'd} \quad (4)$$

de sorte que, lorsque la mesure de l'allongement de striction a été faite pour l'éprouvette à distance entre repères $l=nd$, sa valeur pour l'éprouvette à distance entre repères $l'=n'd$ sera inversement proportionnelle à cette distance :

$$b' \% = b \% \frac{n}{n'} \quad (5)$$

Comme l'allongement uniforme est dans les deux cas le même, soit a %, les allongements totaux A % et A' % seront, dans le cas considéré, exprimés par les formules :

$$\begin{aligned} A \% &= a \% + b \% \\ A' \% &= a \% + b \% \frac{n}{n'} = A \% + b \% \left(\frac{n}{n'} - 1 \right) \end{aligned} \quad (6)$$

Les mêmes résultats, aux erreurs d'expérience près, seront obtenus pour deux éprouvettes distinctes, aux dimensions $l=nd$ et $l'=n'd$, de sorte qu'en connaissant les valeurs de A % et de b % pour une forme déterminée de l'éprouvette, on peut calculer la valeur de l'allongement total pour toute autre forme (1) avec une approximation satisfaisante.

La différence entre l'allongement total, déterminé sur une éprouvette courte et sur une éprouvette internationale, peut servir à établir, ou à contrôler, la valeur de b %. Ainsi :

$$\begin{aligned} A_{10} &= A_{7,2} - 0,4 b_{10} = A_5 - b_{10} = A_4 - 1,5 b_{10} = A_{3,5} - 1,8 b_{10} \quad (\text{form. 6}) \\ \text{ou} \quad b_{10} &= 0,72 b_{7,2} = 0,5 b_5 = 0,4 b_4 = 0,35 b_{3,5} \quad (\text{form. 5}) \end{aligned}$$

Les indices de A et de b correspondent aux valeurs de n des éprouvettes employées (2).

(1) Dans les essais, restés classiques, sur le rapport entre l'allongement et la forme des éprouvettes, Barba trouve (Mem. Soc. Ing. Civ., vol. I, 1880, p. 683) pour un acier doux à 37 kg/mm², un allongement de 30,2 % lorsque le diamètre est $d=10$ mm. et la distance entre repères $l=100$ mm., donc $n=10$. En prenant pour cet acier $b=8$ % (Broniewski, Przedpelski et Sulowski, C.R. 204, 1937, p. 1874) on obtient, en appliquant la formule indiquée ci-dessus, pour les valeurs extrêmes des éprouvettes essayées par cet auteur :

Diamètre	Distance entre repères	n'	A' trouvé	A' calculé
17 mm	50 mm	2,94	50,8 %	49,4 %
"	500 mm	29,4	24,8 %	24,9 %

(2) En partant des considérations de M. A. Krupkowski (Revue de Métall., XXVIII, 1931, p. 533, formule 15), on peut établir, pour l'allongement à la rupture des éprouvettes, l'expression sui-

Travail de rupture à la traction. — Le travail de rupture d'une éprouvette peut être calculé en établissant, par planimétrie, que la surface de son diagramme de traction est égale à N cm². Notamment, lorsqu'on sait que sur l'un des axes 1 cm = p tonnes d'effort et sur l'autre 1 cm = q mm. d'allongement, le travail de rupture à la traction sera $F=Npq$ kilogrammètres.

Comme, d'autre part, le travail de rupture est approximativement proportionnel à la section S de l'éprouvette et à la distance l entre ses repères, donc, autrement dit, au volume actif de l'éprouvette, on trouve :

$$F = Sl \cdot 10^{-3} T = VT, \quad \text{soit} \quad T = \frac{Npq}{V} \quad (7)$$

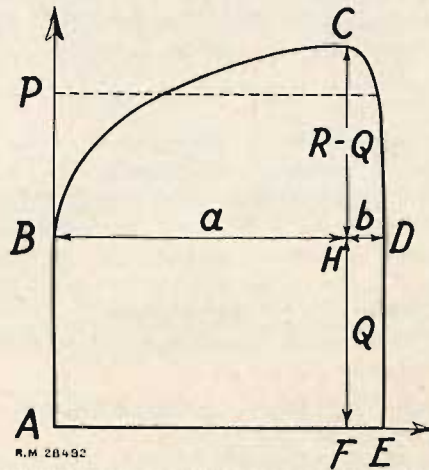


Fig. 1. — Schéma d'un diagramme de traction.

où V est le volume actif en cm³ entre les repères de l'éprouvette et T le travail de rupture d'une éprouvette à $V=1$.

Pour déterminer la valeur de T par la formule (7) il faut disposer d'un diagramme de traction de l'éprouvette et connaître ses dimensions. Ordinairement on ne connaît de l'alliage que ses paramètres mécaniques, comme la résistance à la traction R kg/mm², la limite élastique Q kg/mm² et l'allongement à la rupture = A %.

La valeur de T peut être alors calculée en partant d'une surface de diagramme de traction reconstruite sur la base des paramètres de traction

vante où C % indique la striction et les autres lettres ont la même signification que dans la formule (6) :

$$A' \% = A \% + b \% \left[\frac{n \left(\frac{C \%}{100 - C \%} - \frac{A \% - b \%}{100} \right) + 1}{n' \left(\frac{C \%}{100 - C \%} - \frac{A \% - b \%}{100} \right) + 1} \right] \quad (6 \text{ bis})$$

Cette formule donne des résultats particulièrement intéressants pour les éprouvettes courtes.

de ce métal. Afin d'opérer cette reconstruction, il a fallu établir la forme géométrique des courbures du diagramme de traction (I) et on a pu constater qu'elles s'adaptèrent le mieux aux tranches d'éclipse.

En partant de cette constatation, il est commode de calculer le travail de rupture d'une éprouvette à forme de fil de 1 mm. de section et de 100 mm. de longueur, dont le volume actif est de 0,1 cm³ et dont le travail de rupture à la traction, égal à 0,1 T, sera indiqué en grammètres, lorsque les nombres de R et Q sont exprimés en kg/mm² et les nombres de A, a et b indiquent les allongements en pour 100.

La surface totale du diagramme étant égale à la somme des surfaces (fig. 1), ABDEA + BCHB + HCDH peut s'exprimer par la formule :

$$0,1 T = (a+b)Q + \frac{\pi a}{4}(R-Q) + \frac{\pi b}{4}(R-Q) = QA + \frac{\pi}{4}(R-Q)A \quad (8)$$

Dans le calcul de la formule (8) nous avons admis que le point B était situé sur l'axe des efforts, bien qu'un allongement non permanent se fait déjà remarquer à la limite élastique. La surface calculée se trouve, de ce fait, quelque peu supérieure à celle qu'on obtient par planimétrie. On contrebalance approximativement cette différence en remplaçant dans la formule établie le nombre π par le chiffre 3.

$$T = \frac{3R + Q}{4} A \% 10^{-2} \text{ kilogrammètres/cm}^3 \quad (10)$$

Pour les alliages qui manifestent une proportionnalité approximative entre la résistance à la traction et la limite élastique, la formule se simplifie encore en $T = AR$. const.

Mesures. — Dans les essais effectués au laboratoire de métallurgie de l'École Polytechnique de Varsovie, les éprouvettes de traction avaient 5 mm. de diamètre et 50 mm. de distance entre repères. Sur les tranches de ces éprouvettes, polies comme pour la micrographie, s'effectuaient les essais de dureté H, alors que la détermination de la dureté $\frac{1}{2}H$ était faite sur des blocs de 40 à 50 mm. de diamètre.

La résilience était déterminée normalement sur éprouvettes du type allemand (U) donnant le plus de garantie de rupture. Pour les métaux précieux, c'est le type français (U_F), moins volumineux, qui a été employé.

Les essais de traction étaient faits sur une machine Amsler de 10 t. La résilience était déterminée sur un mouton-pendule Amsler de 15 kgm.

(1) Broniewski et Lewandowski, Revue de Fonderie Moderne, XXVII (1933), p. 175.

L'allongement, la striction et les empreintes de dureté h étaient mesurés aux microscopes sur vis micrométriques (1 division = 0,01 mm.). Le diamètre des empreintes de dureté H, au microscope à échelle dans l'oculaire (1 division = 0,005 mm.).

PROPRIÉTÉS MÉCANIQUES.

Cuivre. — Le cuivre électrolytique du commerce contient ordinairement de l'oxygène sous forme d'oxydure introduit à la fusion. Les propriétés mécaniques du cuivre recuit se trouvent ainsi influencées, dans une certaine mesure, par le degré de l'écroutissage préalable, la température et le temps de recuit.

Nous adopterons comme paramètres moyens du métal pur les nombres obtenus pour le cuivre électrolytique fondu dans des creusets en graphite

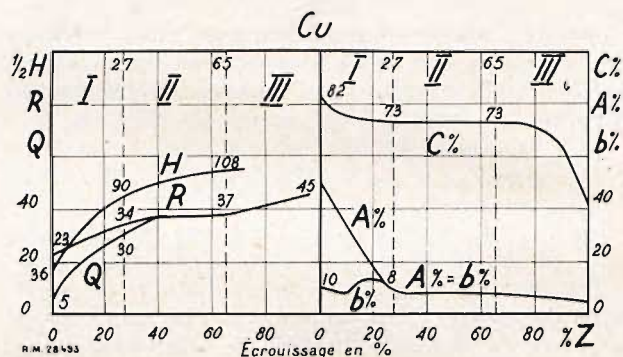


Fig. 2. — Cuivre. Propriétés mécaniques en fonction de l'écroutissage suivant : Krupkowski (1) et Krupkowski et Balicki (2).

pur dans le vide d'un four électrique à haute fréquence, ensuite écrouti à 40 % par l'étirage final et recuit pendant 2 heures à 550° :

R	Q	A	a	b	C	T	II
kg/mm ²	kg/mm ²	%	%	%	%	kgm/cm ³	kg/mm ²
23	6	56	47	9	90	10,6	33

Les éprouvettes de résilience ne sont ordinairement pas rompues pour le cuivre recuit, mais pliées, avec ou sans fissure, en absorbant un travail de 10 à 14 kgm/cm². Les éprouvettes de cuivre cathodique, très pur, fondu dans le vide dans des creusets de graphite se brisent parfois au choc en manifestant une résilience voisine de 2,5 kgm/cm²; cette fragilité relative est due probablement aux restes d'hydrogène absorbé à l'électrolyse.

La dureté Hanriot est, pour le cuivre, voisine

(1) Krupkowski, Revue de Métall., XXVIII (1931), p. 529, 598 et 641; XXIX (1932), p. 16 et 74.

(2) Krupkowski et Balicki, Ann. Acad. Sc. Techn. Varsovie, III (1936), p. 90.

de 12. La vraie limite élastique du cuivre, à partir de laquelle commencent les déformations permanentes, paraît être $E=1,14 \text{ kg/mm}^2$ (Krupkowski).

La figure 2 reproduit l'effet de l'écroutissage sur le cuivre électrolytique ne contenant, comme impuretés, que 0,035 % de plomb et 0,005 % de soufre. Lorsque l'écroutissage, par étirage ou laminage à froid, produit le changement de la section primitive S_0 en section S_1 , le degré de l'écroutissage est $Z \% = \frac{S_0 - S_1}{S_0} \cdot 100$.

On peut apercevoir trois phases d'écroutissage du cuivre. La première, limitée à 27 %, est surtout marquée par la chute de l'allongement uniforme, de sorte que pendant la deuxième phase, limitée à 65 %, $A \% = b\%$. Le début de la troisième phase est surtout marqué par la chute plus rapide de la striction.

La figure 3 reproduit l'effet du recuit d'une demi-heure, à la température indiquée, sur la résistance

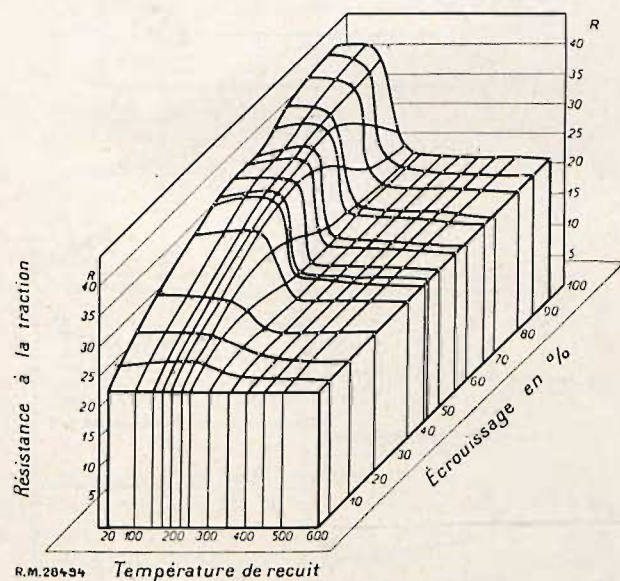


Fig. 3. — Cuivre. Résistance à la traction en fonction de l'écroutissage et de la température de recuit suivant MM. Krupkowski et Balicki [note (2), page 336, deuxième colonne].

à la traction du cuivre écoué au préalable à différents degrés. On y voit que la recristallisation, indiquée par la chute de R , a lieu à température d'autant plus basse que l'écroutissage a été plus fort. Pour des écroutissages supérieurs à 50 %, a lieu une élévation de R avant sa chute.

La figure 4 indique, dans les mêmes conditions que la figure précédente, la variation de l'allongement uniforme a du cuivre. On y voit que la recr-

tallisation du cuivre écoué a pour effet l'augmentation de l'allongement à une température d'autant plus basse que l'écroutissage a été plus fort.

Cuivre-oxygène. — Le cuivre donne, avec son oxydure, Cu_2O des alliages dont la courbe d'équi-

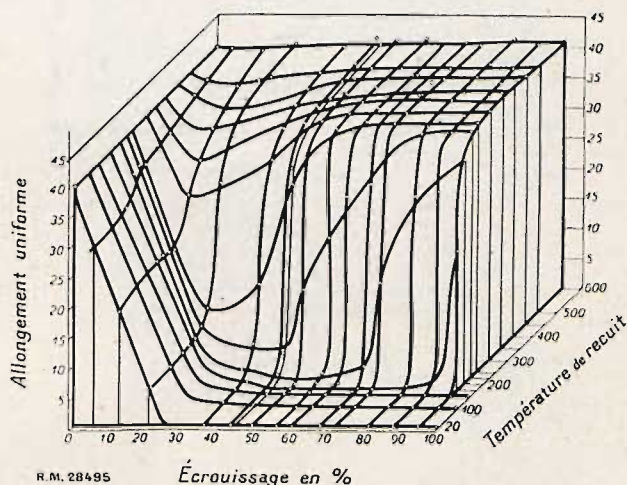


Fig. 4. — Cuivre. Allongement uniforme en fonction de l'écroutissage et de la température de recuit, suivant MM. Krupkowski et Balicki [note (2), p. 336, deuxième colonne].

libre est reproduite sur la figure 5. Entre 1,5 et 10,2 % d'oxygène l'alliage liquide forme deux couches correspondantes à ces teneurs. Au-dessous de 1,5 % d'oxygène, l'alliage liquide est homogène et forme, en se solidifiant, un eutectique $\text{Cu-Cu}_2\text{O}$ à 1.065° . Le diagramme de solidification n'indique aucune solution solide du côté du cuivre, mais l'étude des propriétés physiques (fig. 6) de ces alliages permet d'admettre qu'environ 0,8 % du Cu_2O est soluble à la température ordinaire dans le cuivre. Au-dessous de 375° paraît avoir lieu la réaction $\text{Cu}_2\text{O} \rightarrow \text{Cu} + \text{CuO}$, l'oxydure de cuivre cessant d'être stable.

L'oxygène, dissout dans le cuivre, influence particulièrement la dureté, qui se trouve augmentée, ainsi que l'allongement à la rupture et la striction qui sont sensiblement réduits (fig. 6).

L'opinion des techniciens, imputant à l'oxydation du cuivre une diminution de sa ductilité, apparaît donc justifiée.

Cuivre-soufre. — Le diagramme d'équilibre des alliages cuivre-soufre (fig. 7) est analogue au diagramme cuivre-oxygène. On y trouve donc deux couches liquides entre 1,8 et 17,9 % de S et un eutectique Cu-Cu_2S à 1.067° . Le diagramme n'indique pas de solution solide du côté du cuivre et

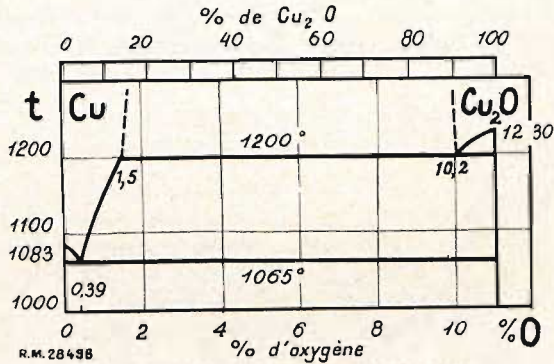


Fig. 5. — Cuivre-oxygène. Diagramme de solidification, suivant MM. Vogel et Pocher (1).

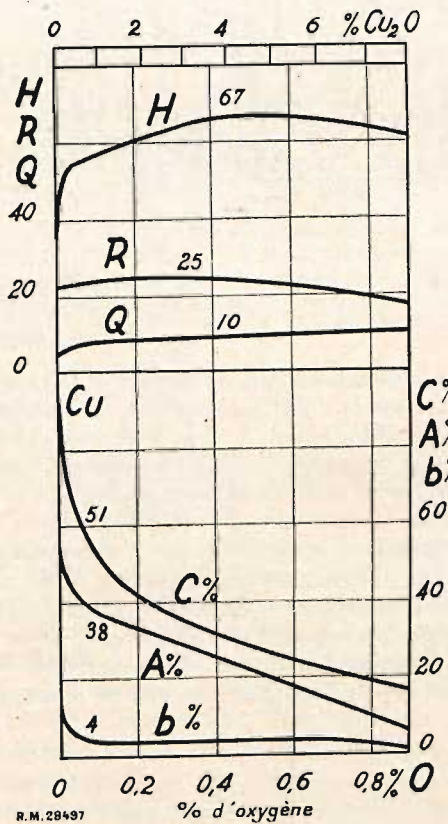


Fig. 6. — Cuivre-oxygène. Propriétés mécaniques, suivant MM. Broniewski et Jaslan (2).

l'étude des propriétés physiques paraît confirmer cette opinion.

L'effet du soufre sur les propriétés mécaniques du cuivre est indiqué sur la figure 8. Cet effet est analogue à celui de l'oxygène, mais de beaucoup moins

important, de sorte qu'une influence nettement nuisible ne se manifeste que pour la résilience.

Cuivre-nickel. — La courbe de solidification (fig. 9) n'indique pour ces alliages que des solutions solides, ce qui se trouve confirmé par l'étude des propriétés physiques (Krupkowski).

A la température ordinaire, les alliages cuivre-nickel sont paramagnétiques au-dessous de 67,5 % de nickel et ferromagnétiques au-dessus.

Les propriétés mécaniques des alliages cuivre-nickel sont reproduits sur la figure 10.

Les alliages fondus dans le vide d'un four élec-

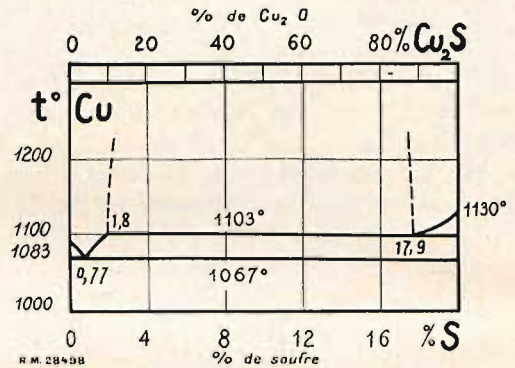


Fig. 7. — Cuivre-soufre. Diagramme de solidification, suivant MM. Heyn et Bauer (1).

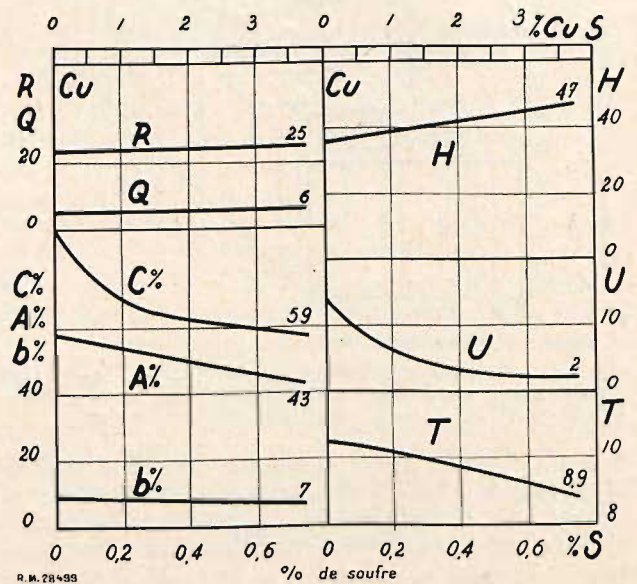


Fig. 8. — Cuivre-soufre. Propriétés mécaniques, suivant MM. Broniewski et Lewandowski (2).

(1) Vogel et Pocher, Zs. Metallkunde, XXI (1929), p. 333 et 368.

(2) Broniewski et Jaslan, C. R. 196 (1933), p. 174.

(1) Heyn et Bauer, Metallurgie, III (1906), p. 73.

(2) Broniewski et Lewandowski, C. R., CCI (1935), p. 273.

trique à haute fréquence étaient forgés vers 1.100°, laminés à froid et recuits 15 min. à 550° pour détruire l'écrouissage. Un échauffement plus long, ou à température plus élevée, abaissait sensiblement les propriétés mécaniques. Les meilleurs résultats étaient obtenus par le forgeage entre 1.100° et 800° en donnant la forme définitive aux éprouvettes par fraisage ou tournage. Ce traitement a été appliqué aux éprouvettes de résilience.

Nous voyons (fig. 10) que H, R et Q passent par un maximum plat aux environs de 60 % de nickel. Les valeurs de C %, A % et b % passent par un minimum plat aux environs de 40 % de nickel. Au voisinage de la teneur correspondant au changement des propriétés magnétiques, C % manifeste un

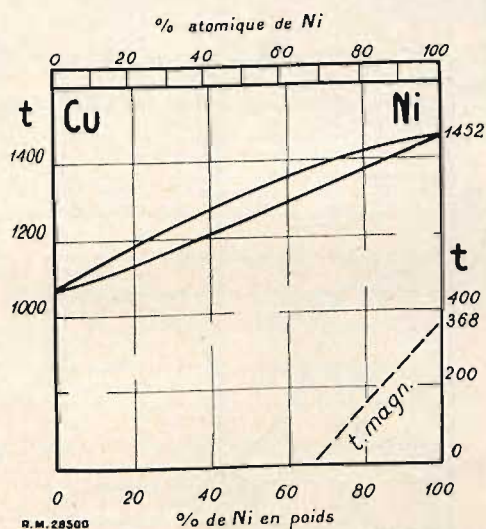


Fig. 9. — Cuivre nickel. Diagramme de solidification, suivant MM. Kurnakow et Zemczuzny (1), et transformation magnétique, suivant M. Krupkowski (2).

maximum et U une variation rapide, conduisant au maximum vers 80 % de nickel. Les meilleurs alliages cuivre-nickel sont situés entre 60 et 75 % de nickel où la valeur de T passe par un maximum plat.

Le métal Monel technique, contenant 1,4 % de Fe et 0,4 % de Mn, manifeste des propriétés mécaniques sensiblement meilleures que les alliages obtenus en partant de métaux purs, soit :

R	Q	A%	b%	C%	T	H	U
58	22	43	10	77	21	102	29

Cuivre-manganèse. — La courbe de solidification (fig. 11) indique du côté du cuivre une solution

(1) Kurnakow et Zemczuzny, Zs. anorg. Chem. LIV (1907), p. 151.
 (2) Krupkowski, Rev. de Métall., XXVI (1929), p. 131 et 133.

solide (δ) s'étendant, au solidus, jusqu'à 49 % de manganèse et réduite à la température ordinaire jusqu'à 20 % environ. La structure des alliages riches en manganèse se trouve compliquée par les transformations allotropiques de ce métal. Ainsi, la modification γ du manganèse dissout à 895°

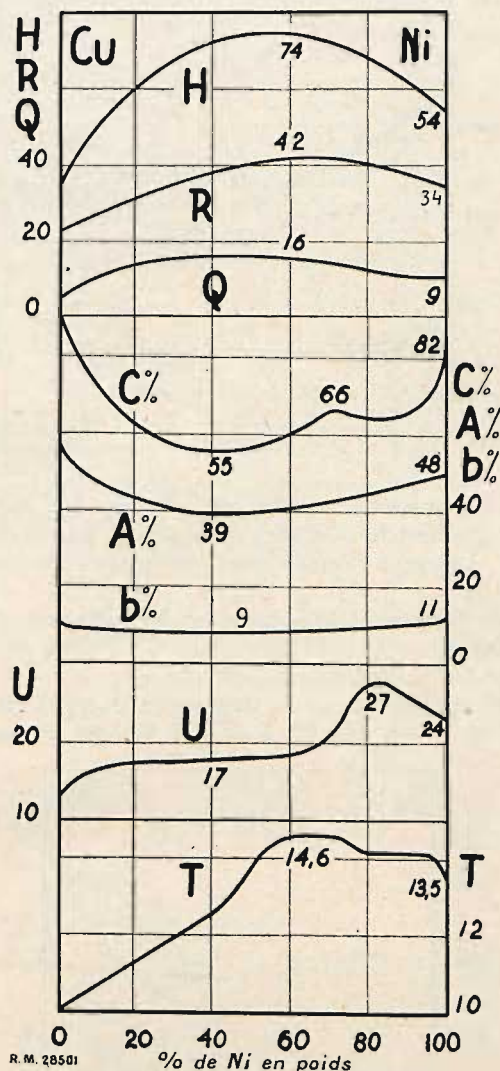


Fig. 10. — Cuivre-nickel. Propriétés mécaniques, suivant MM. Broniewski et Kulesza (1).

jusqu'à 23 % de cuivre, mais perd cette faculté de dissolution par transformation à 1.190° en modification β. Il en résulte un eutectoïde à 825°, analogue à la perlite, qui accompagne soit les cristaux de la solution solide limite δ, soit ceux du manganèse.

(1) Broniewski et Kulesza, Métaux et Corrosion, XII (1937), p. 67.

Les alliages techniques ne dépassent pas la solution solide δ .

La figure 12 montre que la dureté des alliages

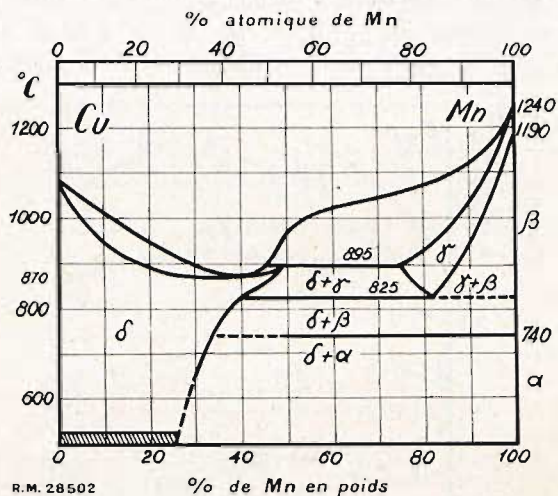


Fig. 11. — Cuivre-manganèse. Diagramme de solidification, suivant MM. Broniewski et Jaslan (1).

cuivre-manganèse coulés est plus grande après recuit donnant le manganèse α , stable au-dessous de 740° qu'après trempe qui conserve le manganèse β .

Les propriétés mécaniques des alliages laminés à froid et recuits pendant 1 heure à 500° sont reproduits sur la figure 13.

Sur certaines courbes on voit un point d'inflexion vers 13 % de Mn (Q, C %, A %) qui correspond

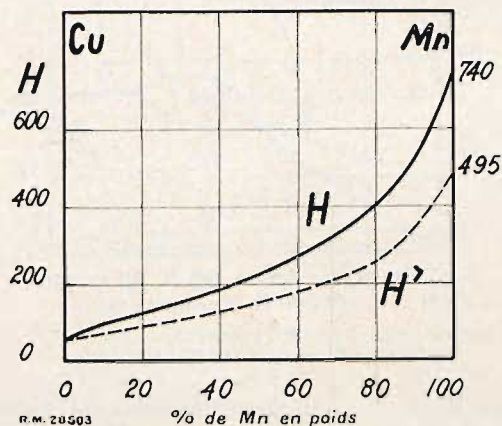


Fig. 12. — Cuivre-manganèse. Dureté Brinell des alliages recuits après coulé (ligne continue) et des alliages trempés à 800° après coulé (ligne interrompue), suivant MM. Broniewski et Jaslan (1).

(1) Broniewski et Jaslan, Ann. Acad. Sc. Techn. Varsovie, III (1936), p. 141.

aussi au maximum de la courbe T, marquant le meilleur alliage.

Le traitement thermique appliqué aux alliages cuivre-manganèse s'approche de celui qui est en usage dans l'industrie; il n'est pas suffisant pour les homogénéiser et l'on pourrait s'attendre à des résultats bien plus satisfaisants après une homogénéisation plus complète.

Cuivre-zinc. — Le diagramme (1) de fusion (fig. 14) nous indique trois combinaisons: CuZn , CuZn_2 et CuZn_5 , ce qui se trouve d'accord avec

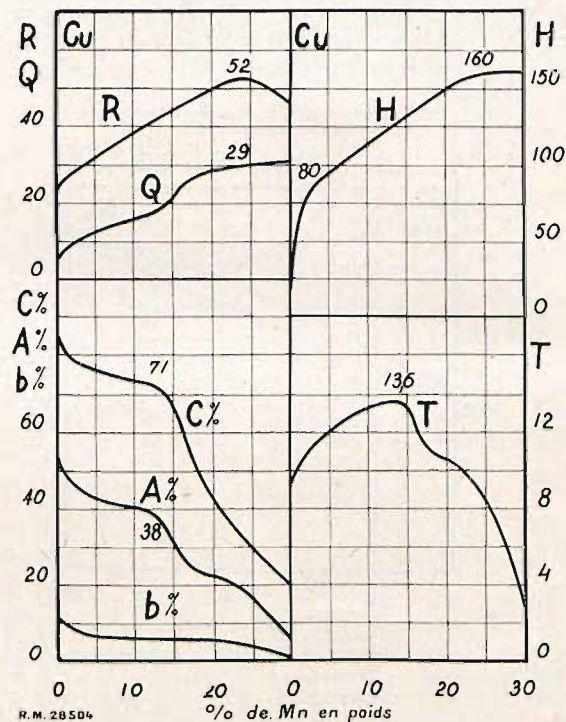


Fig. 13. — Cuivre-manganèse. Propriétés mécaniques des alliages laminés et recuits à 500°, suivant MM. Broniewski et Jaslan (même note que fig. 11 et 12).

les indications de l'étude des propriétés physiques (Broniewski et Strasburger) (2).

Le diagramme de dureté des alliages recuits après coulé de 6 à 18 semaines à 400° (fig. 15) manifeste un minimum correspondant au composé CuZn et deux maxima dont le premier est voisin de la solution solide limite du zinc dans le cuivre et le deuxième, très éminent, correspond à la solution

(1) Broniewski, Jablonski et Maj, C. R., CCII (1936), p. 411.

(2) Broniewski et Strasburger, C. R., CXC (1930), p. 1412; Revue de Métall., XXVIII (1931), p. 19 et 79.

(3) Broniewski et Trzebiski, Revue de Fonderie Moderne, XXVIII (1934), p. 173.

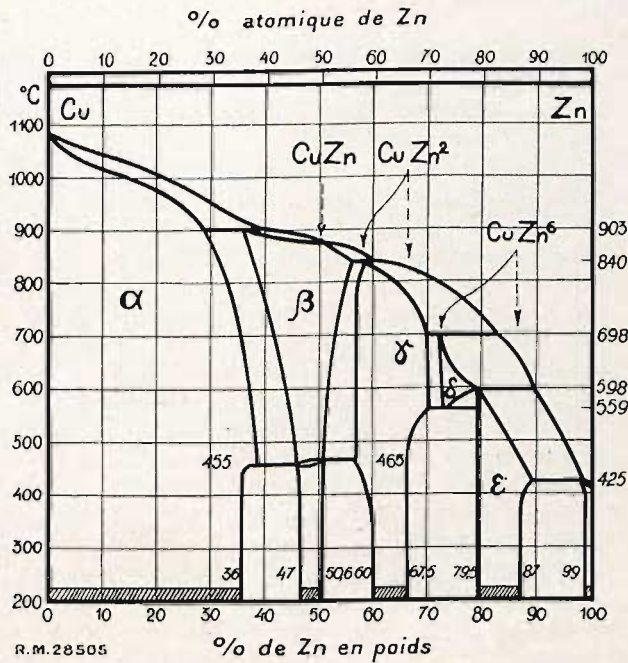


Fig. 14. — Cuivre-zinc. — Diagramme de solidification, suivant MM. Broniewski, Jablonski et Maj (note (1), p. 340, deuxième colonnel).

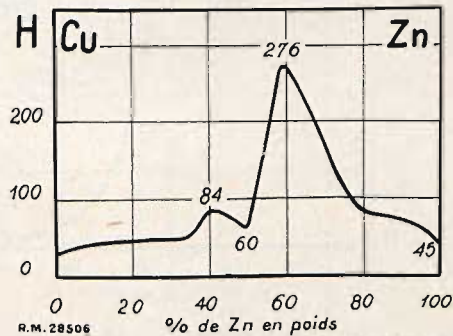


Fig. 15. — Cuivre-zinc. Dureté Brinell des alliages recuits après coulée, suivant MM. Broniewski et Strasburger (note (2), p. 340, deuxième colonnel).

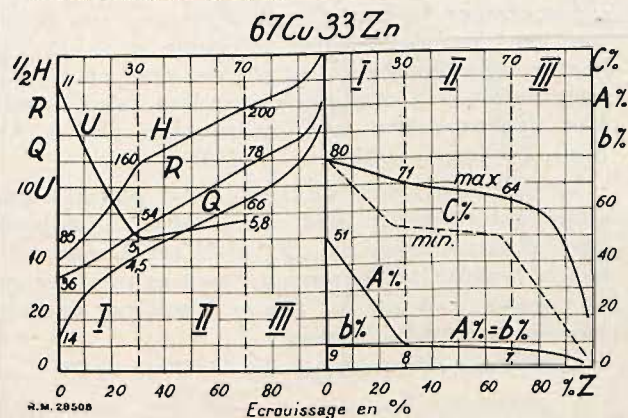


Fig. 17. — Cuivre-zinc. Propriétés mécaniques d'un laiton à 33 % de zinc en fonction de l'écroutissage, suivant MM. Broniewski et Pelczynski (note (1), p. 342, première colonnel).

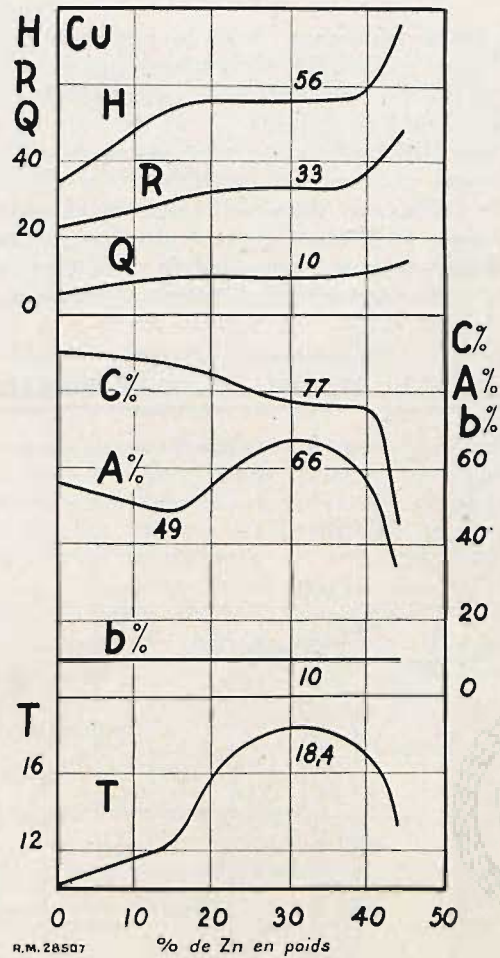


Fig. 16. — Cuivre-zinc. — Propriétés mécaniques des alliages laminés et recuits, suivant MM. Broniewski et Trzebski (note (3), p. 340, deuxième colonnel).

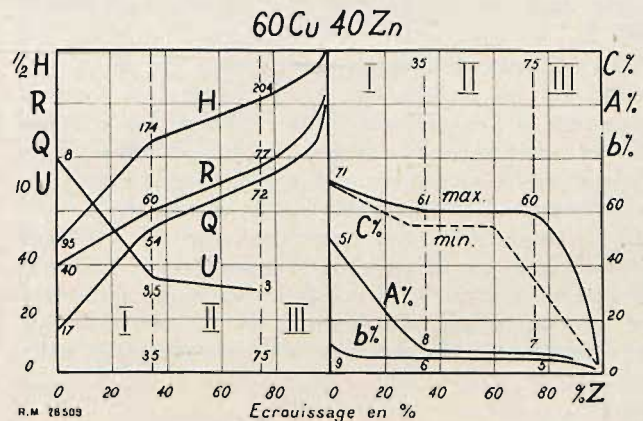


Fig. 18. — Cuivre-zinc. Propriétés mécaniques d'un laiton à 40 % de zinc en fonction de l'écroutissage, suivant MM. Broniewski et Pelczynski (note (1), p. 342, première colonnel).

solide limite du cuivre dans le composé CuZn_2 . Les alliages techniques n'atteignent pas la solution solide limite du cuivre dans le composé CuZn qui titre 47 % de Zn environ.

La figure 16 indique les paramètres mécaniques des alliages obtenus par fusion au four électrique à haute fréquence dans des creusets en graphite pur, ce qui empêchait toute formation d'oxydes. Les alliages étaient homogénéisés pendant 24 heures à 550°, laminés à froid et recuits 2 heures à 550°

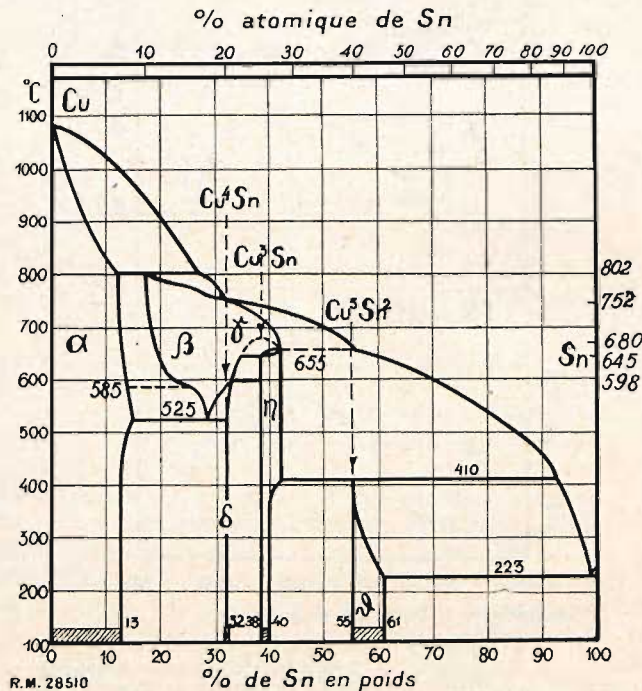


Fig. 19. — Cuivre-étain. Diagramme de solidification, suivant MM. Broniewski, Jablonski et Maj (2).

pour supprimer les effets de l'écroissage final à 40 %.

Les points d'inflexion, au-dessous de 40 % de zinc, sur les courbes de H, R, Q et C %, correspondent à l'apparition dans l'alliage des cristaux de la solution solide limite du cuivre dans CuZn (phase β). Il est moins aisé d'indiquer la cause du minimum qui se manifeste sur la courbe A % vers 13 % de zinc et du maximum vers 33 %, étant donné que ces deux points singuliers se trouvent entre les limites de la solution solide du zinc dans le cuivre (phase α). Jusqu'à 36 % de zinc les éprouvettes de résilience ne sont pas rompues, mais

(1) Broniewski et Pelczynski, Rev. de Métall., XXXI (1934), p. 49.

(2) Broniewski, Jablonski et Maj, C. R., CCII (1936), p. 305.

pliées avec fissure, en absorbant de 11 à 14 kgm. La courbe de T, comme celle de A %, manifeste un maximum vers 33 % de zinc en indiquant ainsi les meilleurs laitons.

Lorsque la fusion du laiton est faite sans précautions particulières, empêchant l'oxydation, l'oxyde de zinc se dissout dans le métal en modifiant sensiblement ses propriétés mécaniques. La dureté et la résistance à la traction augmentent alors de 10 % environ et la limite élastique de 30 %; par contre, la diminution de l'allongement à la rupture dépasse 15 %, de sorte que la valeur de T diminue, en indiquant un abaissement de la valeur de l'alliage qu'une désoxydation ne parvient pas à rétablir complètement (Broniewski et Lewandowski, l. c. p. 336).

Parmi les laitons industriels, les plus répandus titrent 33 et 40 % de zinc (1^{er} et 2^o de titre). L'effet de l'écroissage sur le premier de ces laitons, constitué par la solution solide du côté du cuivre, est reproduit sur la figure 17.

Nous voyons que la limite de la première phase

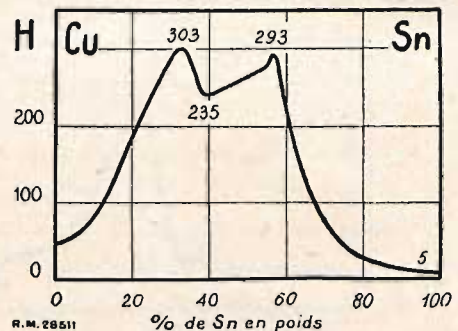


Fig. 20. — Cuivre-étain. Dureté Brinell des alliages recuits après coulée, suivant MM. Broniewski et Hackiewicz (1).

d'écroissage, indiquée particulièrement par la disparition de l'allongement uniforme α % et l'inflexion sur la courbe U, est atteinte pour un écroissage de 30 %. Cette limite peut être calculée avec une approximation très satisfaisante par la formule de Krupkowski (l. c. p. 335).

Le commencement de la troisième phase, caractérisé par un chute plus rapide de C %, apparaît vers un écroissage de 70 %. Il est à remarquer que la rupture de l'éprouvette peut se produire soit par cassure conique (C % max.), soit par une cassure en biseau (C % min.).

L'effet de l'écroissage sur le laiton à 40 % de

(1) Broniewski et Hackiewicz, C. R. 187 (1928), p. 651; Revue de Métall., XXV (1928), p. 671; XXVI (1929), p. 20.

zinc, formé par un mélange de solutions solides α et β (fig. 14), est reproduit sur la figure 18.

Les limites de la première et de la deuxième phases γ apparaissent pour des écrouissages de 35 % et de 75 %. Au delà de la première phase, l'allongement uniforme ne disparaît pas complètement, de sorte que les valeurs de A % et b % ne sont pas confondues, comme cela avait lieu pour le laiton à 33 % de zinc.

La dureté Hanriot (h) des laitons à 33 et à 40 % de zinc a été trouvée respectivement égale à 15 et à 19 unités, marquant une réduction de 73 % environ par rapport à la dureté Brinell normalement établie.

Cuivre-étain. — La courbe de fusion (fig. 19) met en évidence trois combinaisons : Cu_1Sn , Cu_3Sn et Cu_3Sn_2 , ce qui s'accorde avec les indications de l'étude des propriétés physiques (Broniewski et Hackiewicz (1), colonne 2, page 342).

La solution solide du cuivre dans le composé Cu_1Sn s'étend, au solidus, de 26 à 32 %, mais la transformation allotropique que subit ce composé

à 585° réduit presque complètement sa faculté de dissoudre le cuivre. Cette transformation, analogue à celle du fer γ en fer β , a pour effet la formation d'un eutectoïde à 525° contenant 28,5 % d'étain et semblable à la perlite.

Le diagramme de dureté des alliages recuits, après coulée, de 4 semaines à 400° jusqu'à 42 semaines à 200°, suivant leur teneur en étain, est reproduit sur la figure 20. On y voit deux maxima, dont le premier correspond au composé Cu_1Sn et le deuxième à une solution solide de l'étain dans le composé Cu_3Sn_2 ; le minimum du diagramme se rapporte au composé Cu_3Sn .

Les alliages techniques cuivre-étain, pour cloches et gongs ont une teneur voisine de l'eutectoïde. Ainsi un refroidissement judicieux, après la coulée des cloches, permet au fondeur de régler l'homogénéisation du métal et de conserver, par trempe douce, une certaine proportion de la phase β , stable au-dessus de 525°. Le forgeage des gongs se fait à haute température dans le domaine de la phase β , où le métal a une malléabilité très satisfaisante, alors qu'elle est presque nulle à la température ordinaire.

(1) Broniewski et Wawrzynkiewicz, Revue de Fonderie Moderne, XXX, (1930), p. 147.

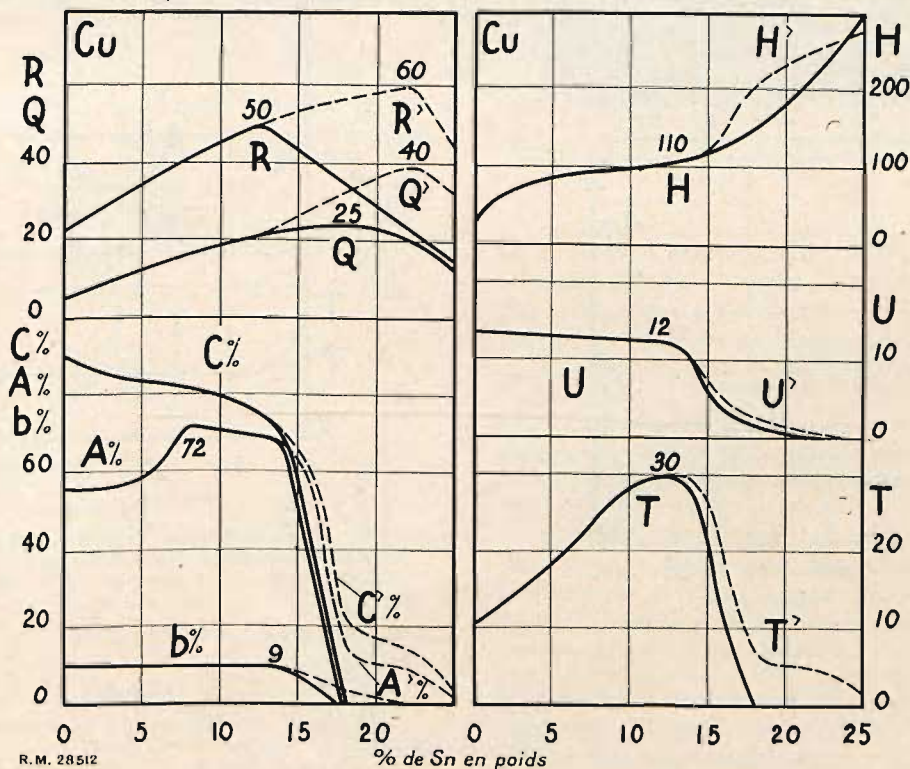


Fig. 21. — Cuivre-étain. Propriétés mécaniques des alliages laminés suivant MM. Broniewski et Wawrzynkiewicz (1). La ligne continue correspond aux alliages recuits, l'interrompue aux alliages trempés à 720°.

Les alliages destinés à subir le laminage ou l'étrépage à froid ne dépassent pas 15 % d'étain, soit la limite maxima de la solution solide riche en cuivre (phase a).

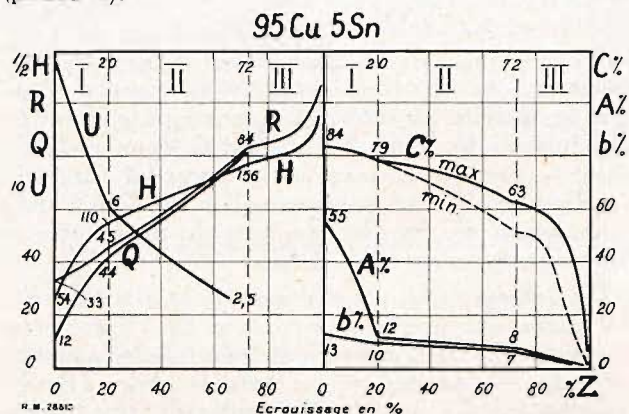


Fig. 22. — Cuivre-étain. Propriétés mécaniques du bronze à 5 % d'étain en fonction de l'écroutissage, suivant MM. Broniewski et Szreniawski (1).

Cette solution solide est nettement hétérogène après coulée et son homogénéisation complète, très lente, ne s'accomplit que par un long recuit, rarement accessible aux alliages industriels.

La figure 21 indique les paramètres mécaniques des alliages obtenus par fusion au four électrique à

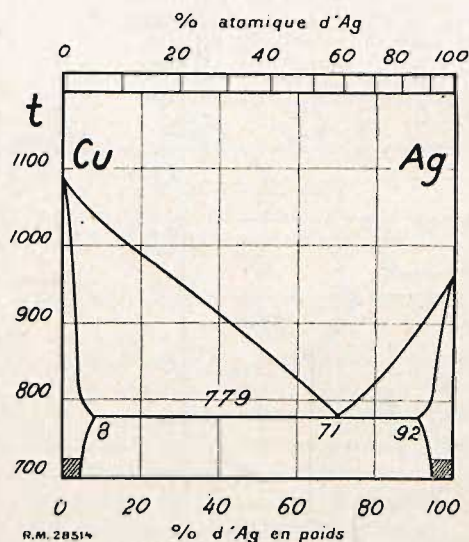


Fig. 23. — Cuivre-argent. Diagramme de solidification, suivant MM. Broniewski et Koslacz [note (1), p. 345, première colonne].

haute fréquence dans des creusets en graphite pur. Les alliages dont la teneur en étain ne dépassait pas 14 % (phase a) étaient homogénéisés 25 heures

(1) Broniewski et Szreniawski, Revue de Métall., XXXIII (1936), p. 442.

à 675°, laminés à froid, homogénéisés à nouveau 75 heures à 675° et recuits 75 heures à 450°. Les alliages dépassant la limite de la solution solide subissaient la première homogénéisation pendant 75 heures, étaient laminés à chaud, alors que leur homogénéisation définitive et le recuit étaient les mêmes que pour les alliages de la première catégorie.

Pour la trempe, les alliages recuits étaient chauffés

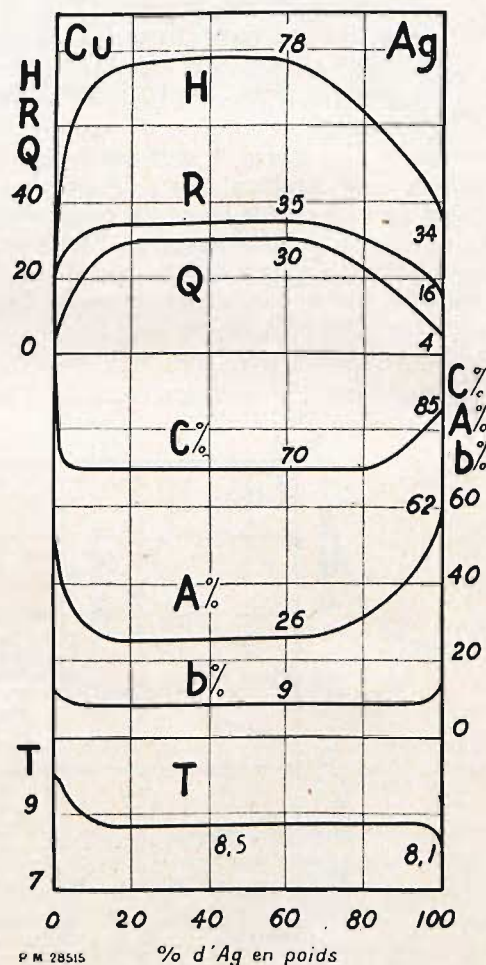


Fig. 24. — Cuivre-argent. Propriétés mécaniques des alliages laminés et trempés à l'air à 650°, suivant MM. Broniewski et Koslacz [note (1), p. 345, première colonne].

pendant 15 minutes à 720° et trempés à l'eau de 15°.

Avant les essais, les alliages cuivre-étain subissaient donc un traitement thermique variant de 7 à 9 jours.

Sur la majeure partie des courbes (fig. 21) des alliages recuits, on remarque un point d'inflexion

au-dessus de 12 % d'étain, c'est-à-dire à la limite de la solution solide α (H, R, C %, A %, b %, U et T). La résistance à la traction atteint alors le double et l'allongement à la rupture dépasse le triple des nombres ordinairement indiqués pour les alliages industriels de cette teneur. Le travail de rupture à la traction atteint 30 kg/cm^2 , ce qui est un des plus grands chiffres pour les alliages non-ferreux, dépassant très sensiblement le même paramètre des aciers aux canons. Ainsi s'explique l'emploi de ce bronze pour les canons en Autriche au début de la guerre.

Au delà de la limite de la solution solide a lieu une chute rapide de A % et de U et une augmentation de H.

A partir de la même teneur se fait sentir l'influence de la trempe qui réduit quelque peu l'effet nuisible de l'apparition de la phase β en augmentant les valeurs de R, Q et H et en atténuant la chute de C %, A %, b % et de U.

Si, parmi les alliages cuivre-étain, le meilleur est l'ancien bronze à canon, s'approchant aussi par sa composition de l'airain de l'âge de bronze, le plus employé actuellement paraît être le bronze à médailles à 5 % d'étain appliqué aussi dans un grand nombre de pays pour la monnaie de billon.

La figure 22 indique l'effet de l'érouissage pour cet alliage.

La fin de la première phase d'érouissage y apparaît vers 20 % et le commencement de la troisième phase à 72 %. La dureté Hanriot (h) se stabilise vers 16 unités, donc au tiers environ du nombre de dureté normalement établi (H).

Cuivre-argent. — La structure de ces alliages, indiquée par le diagramme de solidification (fig. 23) manifeste deux solutions solides limites séparées par un mélange à fond d'eutectique qui se solidifie à 779° et contient 71 % d'argent. Cette structure est confirmée par l'étude des propriétés physiques en fonction de la composition (1).

La solubilité du cuivre dans l'argent est voisine

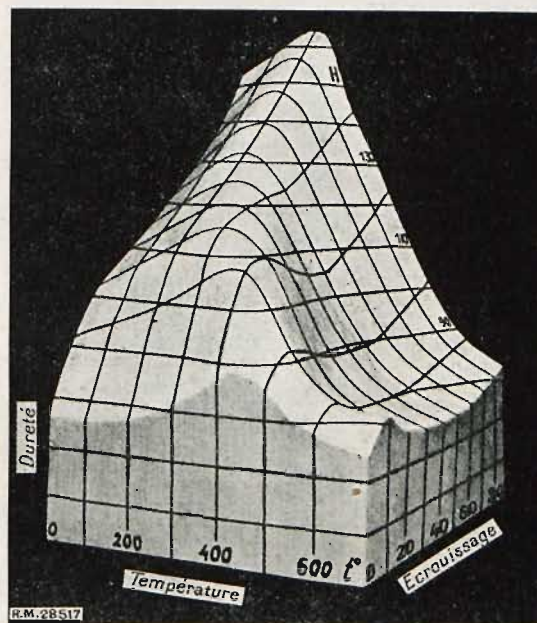


Fig. 26. — Cuivre-argent. Dureté Brinell de l'alliage à 75 % d'argent en fonction de l'érouissage et de la température du revenu, suivant MM. Broniewski et Ziebinski [note (1), p. 346, première colonne].

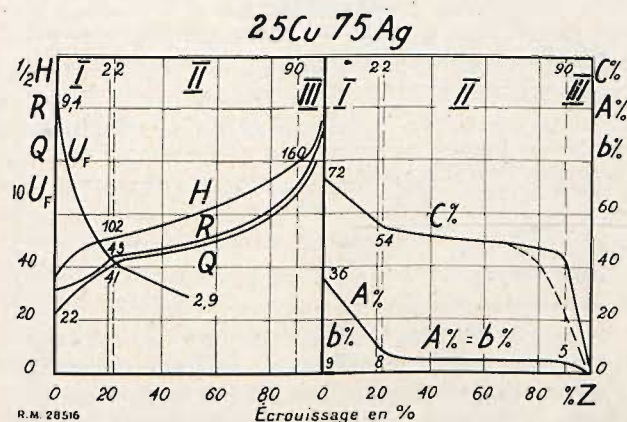


Fig. 25. — Cuivre-argent. Propriétés mécaniques de l'alliage à 75 % d'argent en fonction de l'érouissage, suivant MM. Broniewski et Ziebinski [note (1), p. 346, colonne 1].

(1) Broniewski et Koslacz, C. R., CXCIV (1932), p. 973; Prace Zakładu Metalurgicznego Politechniki Warszawskiej, t. III (1933), p. 46; en polonais avec résumé français.

de 8 % à la température du solidus, mais tombe au quart de cette valeur vers 400° et au voisinage de 1 % à la température ordinaire. Du côté du cuivre, la limite de solubilité voisine, elle aussi, de 8 %, diminue encore plus rapidement pour s'annuler presque totalement à la température ambiante. Cette réduction de solubilité permet un traitement thermique, très efficace, des alliages riches en argent lors d'une trempe au-dessus de 750° et d'un revenu vers 300° .

La figure 24 indique les propriétés mécaniques des alliages fondus au four électrique dans des creusets en graphite, recuits, après laminage, pendant 12 heures à 650° et refroidis à l'air. L'étude se rapporte donc aux alliages ayant subi une trempe douce, analogue à celle qui se pratique dans l'industrie.

Sur toutes les courbes du diagramme (fig. 24) on trouve une partie horizontale, correspondante aux

mélanges. Les mélanges, ainsi manifestés, apparaissent bien plus réduits que sur le diagramme de fusion (fig. 23), à cause du traitement thermique appliqué. Pour les alliages contrôlés en France on trouve les valeurs suivantes :

	R	Q	A%	b%	C%	H	T
1 ^{er} titre à 950/1000 d'argent.	25	13	42	9	78	50	8,2
2 ^e titre à 800/1000 d'argent.	33	27	27	9	72	72	8,5

L'effet de l'érouissage sur l'alliage au titre de 750 0/100, employé pour la frappe des monnaies en Pologne, est indiqué sur la figure 25.

On voit que la fin de la première phase est à 22 % d'érouissage et le commencement de la troisième phase à 90 %.

La dureté Hanriot (h) a été trouvée égale à 40 % environ du nombre de dureté Brinell (H).

La figure 26 indique l'effet du revenu de 30 min., à différentes températures, sur la dureté de cet alliage, éroui au préalable.

Nous y voyons que la dureté passe toujours au

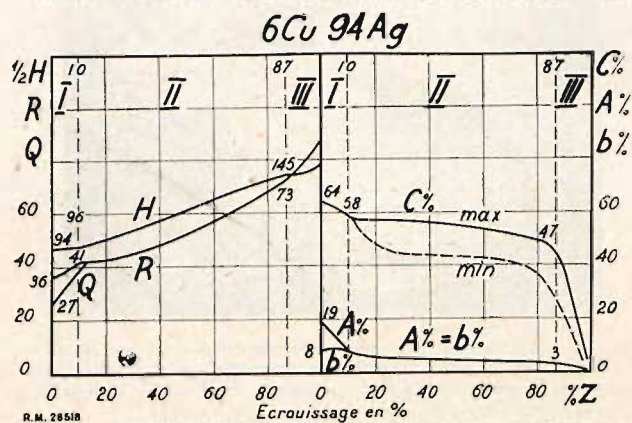


Fig. 27. — Cuivre-argent. Propriétés mécaniques de l'alliage à 94 % d'argent en fonction de l'érouissage, Suivant MM. Broniewski et Perlberg (2).

revenu par un maximum. Pour l'érouissage nul, cet effet est dû à la trempe douce après recuit et se manifeste vers 400°. Pour les alliages fortement érouis, le durcissement maximum se produit à une température bien plus basse, voisine de 200°.

A titre de comparaison, nous indiquons les propriétés mécaniques de deux alliages monétaires quaternaires ne contenant que 50 % d'argent et blanchis par la présence du nickel et du zinc (1) :

	R	Q	A%	b%	C%	H	T
A. Alliage anglais 50 Ag + 50 (80 Cu, 10 Ni, 10 Zn)	34	20	44	7	80	76	13,4
B. 50 Ag + 50 (55 Cu, 20 Ni, 25 Zn)	43	27	48	6	77	92	18,7

(1) Broniewski et Ziebinski, Ann. Ac. Sc. Techn. Varsovie, II (1935), p. 199.

(2) Broniewski et Perlberg, Ann. Ac. Sc. Techn. Varsovie, IV (1937), p. 227.

Les deux alliages donnent un métal blanc à très fine structure, mais les propriétés mécaniques du deuxième, qui n'est pas employé jusqu'à présent, apparaissent supérieures à celles du métal appliqué depuis 1927 à la frappe des monnaies anglaises.

Les alliages riches en argent, trop mous pour des emplois industriels, comme la fabrication des services de table, peuvent être durcis par traite-

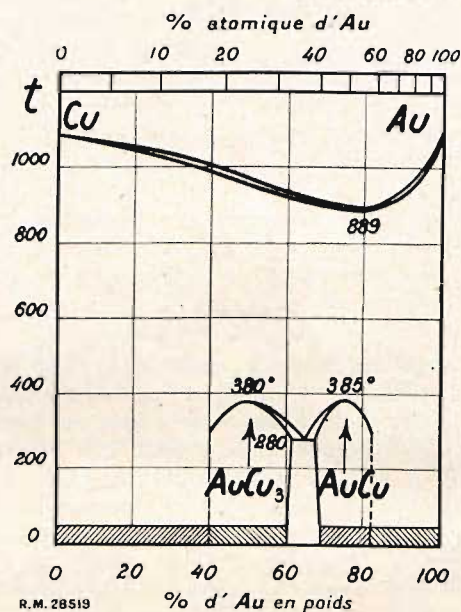


Fig. 28. — Cuivre-or. Diagramme de solidification et de transformation à l'état solide, suivant MM. Broniewski et Wesolowski (1).

ment thermique. Ainsi, l'alliage à 940 0/1000 d'argent (premier titre polonais) acquiert par traitement thermique, les propriétés mécaniques suivantes :

	R	Q	A%	b%	C%	H	T
Recuit par refroidissement en 48 h. depuis 750°	24	11	28	6	58	41	5,8
Trempe à 750°, après un chauffage de 2 heures	24	9	27	8	59	40	5,3
Revenu 30 min. à 350°, après trempe	36	27	19	8	64	94	6,5

Nous voyons que l'alliage trempé s'approche, par ses propriétés mécaniques, de l'alliage recuit, mais en diffère essentiellement par la faculté de prendre le revenu. Celui-ci améliore sensiblement la dureté et la résistance à la traction, tout en maintenant l'allongement à un niveau satisfaisant pour les applications techniques.

(1) Broniewski et Wesolowski, C. R. CXCVIII (1934), p. 370 et 569; Ann. Acad. Sc. Techn. Varsovie, I (1935), p. 44.

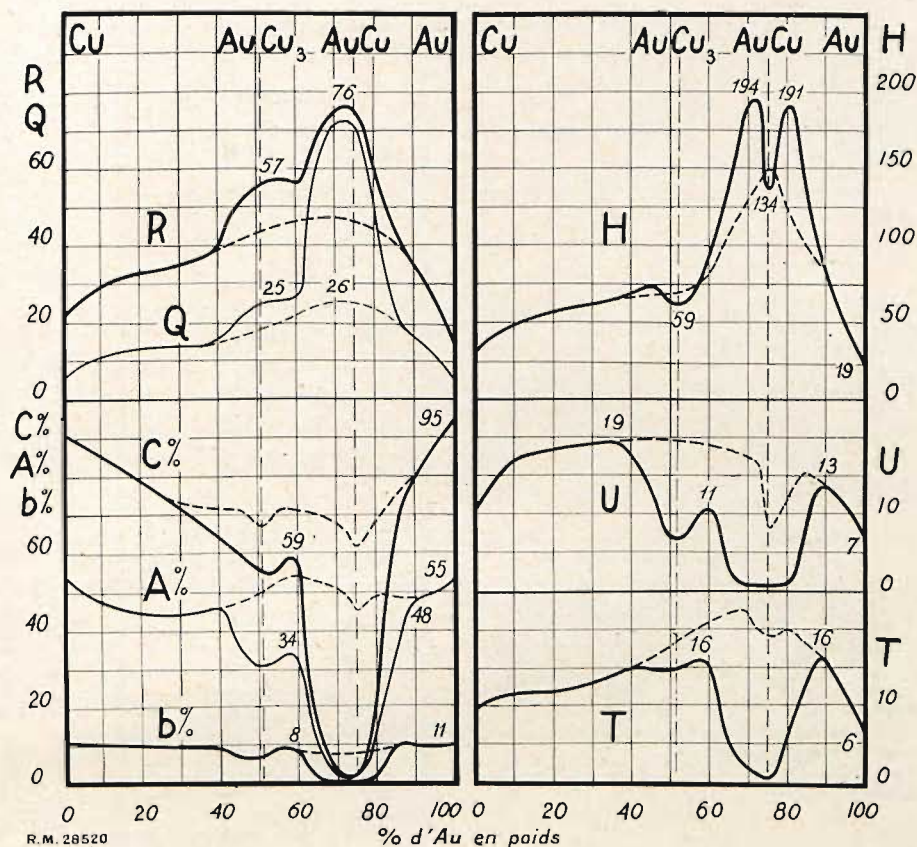


Fig. 29. — Cuivre-or. Propriétés mécaniques des alliages laminés, suivant MM. Broniewski et Wesolowski (note (1), p. 346, colonne 2). La ligne continue correspond aux alliages recuits, l'interrompue aux alliages trempés à 650°.

La figure 27 indique l'effet de l'écroutissage sur l'alliage à 940 0/00 d'argent, revenu après trempé.

L'écroutissage correspondant à la limite de la première phase paraît être de 10 %, et celui du commencement de la troisième phase de 87 %. Ainsi, la dureté et la résistance à la traction peuvent encore être augmentés au cours d'un écroutissage dans les limites de la deuxième phase, mais au prix d'une réduction sensible de l'allongement.

Nous voyons que les alliages cuivre-argent, voisins du premier titre, peuvent acquérir, par traitement thermique, des propriétés mécaniques très supérieures à celles de l'alliage à titre inférieur ordinairement employé pour l'argenterie de table. Cette supériorité ressort encore davantage lorsqu'on considère que les alliages pouvant être maintenus dans les limites de la solution solide riche en argent ne demandent aucun blanchissement et peuvent, en conséquence, conserver l'écroutissage qu'ils acquièrent par traitement mécanique pendant la fabrication.

Cuivre-or. — Après solidification, les alliages cuivre-or ne sont constitués que par des solutions solides continues à partir desquelles se forment, à 380° et à 385°, les composés définis $AuCu_3$ et $AuCu$ (fig. 28). Les deux combinaisons paraissent former entre elles des mélanges de solutions solides limitées de 62 à 67 % d'or à 297° et de 60 à 69 % environ à la température ordinaire. Par contre, avec les métaux constituants, les deux combinaisons paraissent former des solutions solides continues où le rôle de dissolvants leur revient de 40 à 82 % d'or environ.

Les alliages, étudiés au point de vue de leurs propriétés mécaniques, étaient obtenus par fusion au four électrique à haute fréquence. Les lingots, homogénéisés par un recuit de 50 heures à 800°, étaient soumis au laminage et à l'étrépage. Après chauffage d'une heure à 650°, pour faire disparaître l'écroutissage, les alliages, destinés à la trempe, la prenaient immédiatement, les alliages, destinés au recuit, étaient refroidis en 50 heures

Tableau I. — Propriétés mécaniques des alliages techniques or — cuivre.

Titre en millièmes d'or	Pays d'emploi	Recuits				Trempés			
		R	A	H	U _F	R	A	H	U _F
983	Hollande	20	52	28	8	20	52	28	8
960 958	Pologne (23 carats)	25	50	41	10	25	50	41	10
920 917	France (22 carats) Angleterre, Turquie	33	49	66	12	33	49	66	12
900	Etats-Unis, Italie, Alliage monétaire	35	48	72	14	35	48	72	14
875	(21 carats) Egypte	39	48	92	13	39	48	90	14
840	France	46	31	138	6	43	48	102	15
833	(20 carats)	46	30	165	4	43	48	106	15
800	Belgique	58	15	190	1	46	49	122	12
750	(18 carats) Angleterre, Belgique, France, Italie, Pologne, Suisse	74	1	134	0,5	48	46	149	8
667	(16 carats)	73	8	182	1	48	53	120	18
625	(15 carats) Angleterre	62	23	120	6	47	53	94	18
583	(14 carats) France, Pologne, Suisse	56	33	80	11	46	53	72	18
500	(12 carats) Angleterre, Suisse	56	31	59	7	43	49	69	19
375	(9 carats) Angleterre	38	45	65	19	38	45	65	19

jusqu'à la température ordinaire, en subissant un arrêt plus prolongé vers 300°.

La figure 29 reproduit les résultats de cette étude.

On y voit que les alliages or-cuivre éprouvent, entre 40 et 90 % d'or environ, les effets de la formation des combinaisons au recuit. C'est particulièrement la formation de AuCu qui se fait sentir par réduction, presque à zéro, de A %, b %, C % et U. Au voisinage de cette combinaison augmentent, par contre, les valeurs de R et de Q, sans parvenir à compenser la chute des paramètres d'allongement, comme l'indique la forme de la courbe T qui s'annule presque au voisinage de AuCu. Il est à remarquer que la dureté H ne suit pas l'allure de R et marque un minimum pour la combinaison AuCu.

L'influence de la formation de AuCu₃ se fait sentir de la même façon, mais avec une force bien moindre.

Entre les limites, où se fait sentir l'influence de la formation des combinaisons, se laisse aperce-

voir aussi l'effet de la trempe qui empêche cette formation (fig. 29, lignes interrompues). Au voisinage de la composition AuCu (3^e titre français) seuls les alliages trempés peuvent trouver une application industrielle, en perdant alors leur fragilité.

Le tableau I indique les propriétés mécaniques des alliages techniques or-cuivre employés dans différents pays.

Les titres 920 et 900 se montrent parfaits, en ce qui concerne leurs propriétés mécaniques. Pour le titre 840, pourvu encore de bonnes qualités, la transformation au recuit commence à se manifester défavorablement, de sorte qu'à ce point de vue, une élévation du titre à 850 serait avantageuse. L'alliage au titre 750 est certainement le moins bon de tous ceux que l'or forme avec le cuivre et on ne voit pas l'intérêt qu'on trouverait en l'imposant à l'industrie. Le titre 583 (14 carats) apparaît satisfaisant par ses propriétés mécaniques, mais trahit par une teinte rougeâtre sa faible teneur en or.

(A suivre.)