

# MÉMOIRES

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

par M. W. BRONIEWSKI

DEUXIÈME PARTIE (*fin*) <sup>(1)</sup>

○ ○ ○

### CUIVRE-SILICIUM.

La courbe de fusion (fig. 30) n'indique que deux combinaisons :  $\text{Cu}_1\text{Si}$  et  $\text{Cu}_3\text{Si}$ , ce qui s'accorde avec les indications de l'étude des propriétés physiques.

Le composé  $\text{Cu}_1\text{Si}$ , solidifié à  $810^\circ$ , paraît subir vers  $780^\circ$  une transformation allotropique ayant pour effet la formation d'un eutectoïde à 8 % de silicium environ, cette réaction étant analogue à celle du composé  $\text{Cu}_3\text{Sn}$  (fig. 19, p. 342). Au delà de l'eutectique à 16 % de Si, la courbe de solidification prend une forme très simple (Rudolfi, 1907) : le liquidus monte jusqu'au point de fusion du silicium ( $1.414^\circ$ ), tandis que le solidus persiste à  $800^\circ$ . La solution solide limite du silicium dans le cuivre paraît s'étendre, au solidus, jusqu'à 6 % environ, pour être réduite, à la température ordinaire, au-dessous de 3 %, par un dépôt très fin de  $\text{Cu}_3\text{Si}$  pouvant provoquer un durcissement au revenu. Ce n'est que dans les limites de la solution solide, du côté du cuivre, que les alliages peuvent avoir une importance technique. Lorsqu'ils contiennent le composé  $\text{Cu}_3\text{Si}$ , c'est-à-dire au-dessus de 10 % de Si, ils ont une tendance à se désagréger et même, pour certaines compositions, tombent, après quelque temps, en poudre.

(1) Voir Revue de Métallurgie, t. XXXV, n° 8, p. 333, août 1938.

Les alliages entrant par leur composition dans les limites de la solution solide du côté du cuivre montrent, après coulée, une hétérogénéité analogue à celle des bronzes à étain qui ne disparaît qu'après un recuit prolongé.

L'étude des propriétés mécaniques a été faite en collaboration avec M. S. Lenartowicz sur des alliages contenant jusqu'à 6 % de Si et homogénéisés, après coulée, pendant 96 heures à  $750^\circ$ , ce qui avait pour effet la réduction, assez sensible, de leur dureté. Le laminage à froid, transformant les échantillons en éprouvettes d'essai, était fait sur les alliages trempés. Le traitement thermique définitif, sur les éprouvettes, avait lieu dans les conditions suivantes :

Trempe à l'eau après chauffage de 1 heure à  $750^\circ$ ; revenu de 45 min. à  $510^\circ$ ; recuit par échauffement de 1 heure à  $750^\circ$  et refroidissement en 100 heures jusqu'à la température ordinaire.

Les résultats de cette étude sont reproduits sur le tableau II et sur la figure 31.

Nous voyons que l'allure générale des courbes ressemble à celle des laitons (fig. 16, p. 341) auxquels les alliages cuivre-silicium apparaissent supérieurs, surtout après trempe qu'ils prennent à partir de 3 % de Si. Les meilleures propriétés mécaniques paraît manifester l'alliage à 4 % de silicium.

Les alliages cuivre-silicium peuvent prendre, après trempe, un revenu particulièrement sensible

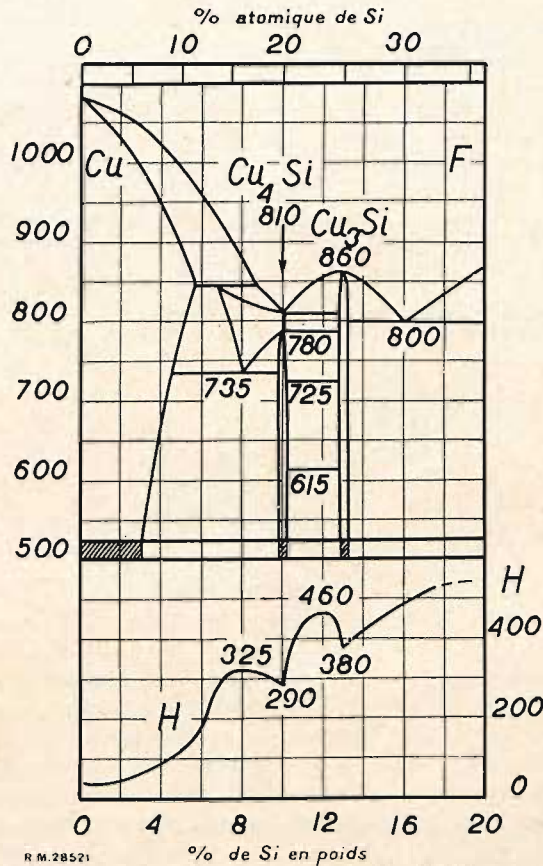
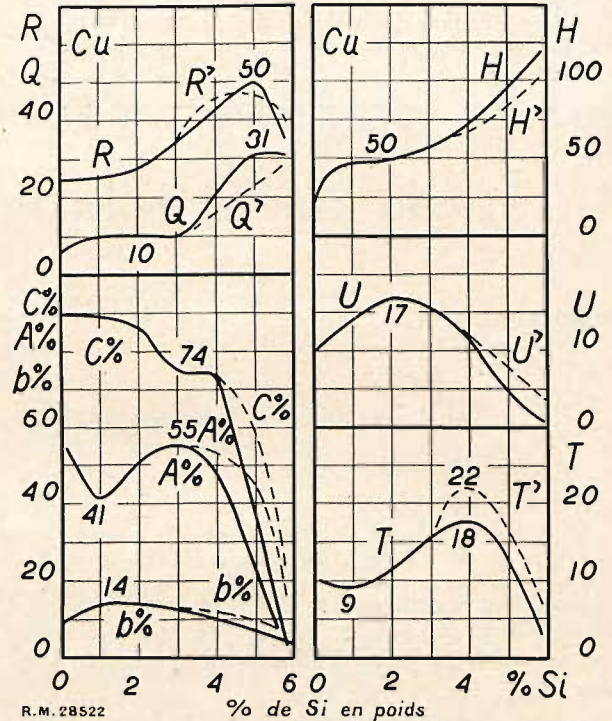


Fig. 30. — Cuivre-silicium. — F) courbe de fusion suivant MM. W. Broniewski et Lenartowicz; H) dureté Brinell des alliages recuits après coulée, suivant MM. Broniewski et Hertzmanowicz (1).

(1) Etude non publiée.

pour un échauffement de 45 min. vers 500°. Ce revenu ne paraît pas améliorer les propriétés mécaniques; pour certaines (R, Q, H) il donne des résultats intermédiaires entre la trempe et le recuit, pour d'autres (U, A %, C %, T), des résultats inférieurs à ces deux traitements.



R.M. 28522  
Fig. 31. — Cuivre-silicium. — Propriétés mécaniques des alliages laminés suivant MM. Broniewski et Lenartowicz. — La ligne continue correspond aux alliages recuits, l'interrompue aux alliages trempés à 750°.

Comme l'homogénéisation des alliages, après coulée, pendant 96 heures à 750° est bien trop

Tableau II. — Propriétés mécaniques des alliages cuivre-silicium suivant MM. W. Broniewski et S. Lenartowicz

Traitement thermique	% de Si	R	Q	A %	b %	C %	H	U	T
Recuits.....	0 (Cu)	23	6	56	9	90	33	10**	10,6
	0,4	23,3	8,8	48,3	11,5	88	43	12,6**	9,5
	1,0	24,8	9,9	41,4	14,8	88	48	13,4**	8,7
	1,9	27,4	9,4	40,6	14,4	87	49	16,7**	11,4
	3,0	35,2	10,1	55,1	13,1	74	57	15,1**	16,0
	4,0	42,7	19,8	49,2	11,0	74	72	12,0*	18,1
Trempe à 750°.....	4,9	49,6	30,9	26,5	7,5	40	95	4,8	12,6
	5,9	34,6	30,7	4,1	3,1	3	121	0,6	1,4
	4,0	45,9	16,0	54,2	13,2	74	70	12,5*	21,6
	4,9	45,7	20,7	44,5	10,8	59	82	7,8	17,6
Revenus 45 min. à 510°....	5,9	39,2	28,0	16,0	6,1	24	102	3,3	5,8
	4,0	43,6	16,8	50,0	12,4	65	70	11,7*	18,4
	4,9	46,4	24,4	16,8	6,7	23	94	3,1	8,6
	5,9	42,1	30,0	4,4	2,8	3	108	1,4	1,7

\* Un astérisque indique une éprouvette pliée avec fissure

\*\* Deux astérisques indiquent une éprouvette pliée sans fissure

longue pour les applications industrielles, une homogénéisation plus courte de 6 heures et de 1 heure a été appliquée aux alliages à 4 % de silicium. Leur trempé était faite, comme avant, après chauffage de 1 heure à 750°, le recuit comprenait un chauffage de 1 heure à 750° et un refroidissement en 6 heures à la température ordinaire. Ce traitement a donné les résultats suivants :

Homogénéisation	Traitement	R	A %	H	U	T
96 h.....	trempé	46	54	70	12,5	21,6
	recuit	43	49	72	12,0	18,0
6 h.....	trempé	44	60	70	10,8	21,4
	recuit	43	57	70	11,4	19,8
1 h.....	trempé	45	56	75	7,0	20,2
	recuit	44	55	70	6,9	19,6

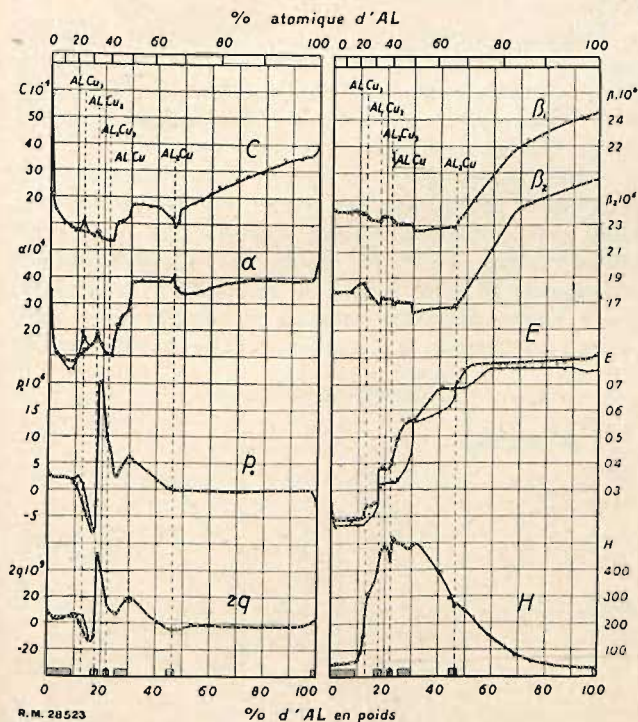


Fig. 32. — Cuivre-aluminium. — Propriétés physiques, suivant MM. Broniewski, Jelnicki et Skwara (1).  
 C<sub>10</sub>) conductivité électrique à 0°; α) coefficient de température de la résistance électrique entre 0 et 1.000°; α') pouvoir thermoélectrique à 0° rapporté au plomb; 2q) variation du pouvoir thermoélectrique entre -78° et +1.000°; E) force électromotrice de dissolution, rapportée à une électrode normale au mercure; β<sub>1</sub> et β<sub>2</sub>) coefficients de dilatation moyens entre 18° et la température d'ébullition de la naphthaline (218°) et du soufre (440°); H) dureté Brinell. — La ligne continue correspond aux alliages recuits, l'interrompue aux trempés. Les hachures, au bas de la figure, marquent les solutions solides indiquées par la micrographie.

Nous voyons donc qu'une homogénéisation de 6 heures à 750° apparaît parfaitement équivalente,

au point de vue technique, à l'homogénéisation complète. Par contre, l'homogénéisation de 1 heure se montre insuffisante, en abaissant particulièrement la résilience.

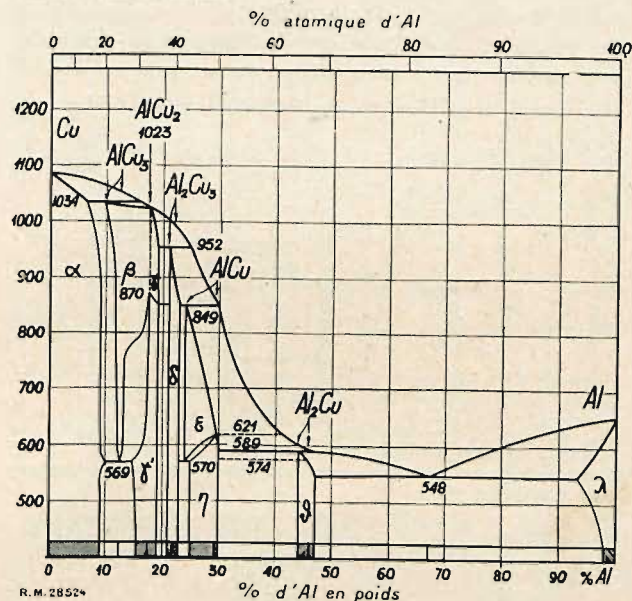


Fig. 33. — Cuivre-aluminium. — Analyse thermique suivant MM. Broniewski, Jelnicki et Skwara (2). Les composés définis et leurs péritectiques sont marqués par des flèches. Les hachures, au bas du diagramme, indiquent les solutions solides.

CUIVRE-ALUMINIUM.

Les résultats de cette étude sont publiés ici pour la première fois, ce qui oblige à un exposé plus détaillé, prenant en considération l'historique et donnant les nombres résultant des mesures.

Structure. — La structure des alliages cuivre-aluminium a été établie par l'étude des propriétés physiques (fig. 32) et par l'analyse thermique (fig. 33).

L'analyse thermique s'accorde avec l'étude des propriétés physiques pour indiquer cinq composés définis : AlCu<sub>3</sub>, AlCu<sub>2</sub>, Al<sub>2</sub>Cu<sub>3</sub>, AlCu et Al<sub>2</sub>Cu dont AlCu<sub>2</sub> se solidifie à température constante, tandis que les autres se forment par l'action de la phase liquide sur la solution solide péritectique, au-dessous de la température de la ligne de transition correspondante.

Du côté du cuivre, les alliages techniques s'étendent jusqu'au composé AlCu<sub>3</sub> qui se forme au-dessous de la ligne de transition, à 1.034°, par

(1) W. Broniewski, St. Jelnicki et M. Skwara, Ann. Acad. Sc. Tech. Varsovie, vol. 5 (1938), p.

(2) W. Broniewski, St. Jelnicki et M. Skwara, C. R., CCIV (1938), Ann. Acad. Sc. Techn. Varsovie, V (1938).

l'action de la phase liquide, contenant 15,5 % d'Al, sur le péritectique à 9,5 % d'Al. A 565° ce composé se dissocie en solution solide limite, riche en cuivre, à 9 % d'Al et en solution solide limite du composé  $AlCu_3$ , à 16 % d'Al. Cette dissociation de  $AlCu_3$  est précédée par la disparition des solutions solides qui l'entouraient au solidus en s'éten-

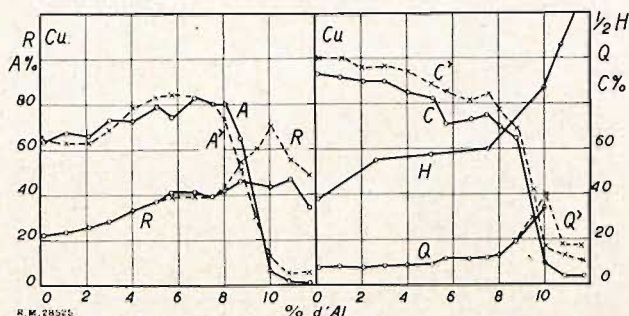


Fig. 34. — Cuivre-aluminium. — Propriétés mécaniques des alliages laminés suivant MM. Carpenter et Edwards (1). La ligne continue correspond aux alliages recuits, l'interrompue aux trempés à 800°.

dant depuis 9,5 % d'Al jusqu'au composé  $AlCu_3$ . Ainsi, à la température ordinaire, les alliages du côté du cuivre sont formés jusqu'à 9 % d'Al par une solution solide, puis, de 9 à 12,5 % d'Al, par des cristaux de la solution solide riche en cuivre et de l'eutectoïde dû à la décomposition de  $AlCu_3$ , enfin de 12,5 à 16 % d'Al, par des cristaux de la solution solide limite à 16 % d'Al et de l'eutectoïde. Ainsi, en définitive, depuis 9 à 16 % d'Al les alliages ne sont constitués que par un mélange de ces deux solutions solides limites dont la première est relativement ductile, tandis que l'autre est dure (H=350) et fragile.

HISTORIQUE.

Les études concernant les propriétés mécaniques des alliages binaires cuivre-aluminium ne sont pas nombreuses. La plus importante paraît être due à MM. Carpenter et Edwards (fig. 34).

L'effet de la trempe à 800° se fait sentir particulièrement pour la résistance à la traction de l'alliage à 10 % d'Al. L'étude de traction étant faite sur éprouvette courte (n=3,5), l'allongement y apparaît d'autant plus élevé. La dureté Brinell, étant mesurée sous la pression d'une tonne, est quelque peu surélevée.

M. Greenwood reprend l'étude de la dureté Brinell des bronzes d'aluminium en fonction de la composition et de la température de trempe (fig. 35).

(1) Carpenter et Edwards, Proc. Inst. Mech. Engineers, 1907, p. 57, Revue de Métall., V (1908), p. 425.

(2) Greenwood, J. Inst. Met., XIX (1918), p. 55.

L'étude concernant l'influence de la trempe sur les propriétés mécaniques des bronzes d'aluminium avait été effectuée par Grenet (3), par MM. Portevin et Arnou (4) ainsi que par M. Matsuda (5).

Bronzes d'aluminium industriels. — L'étude de ces alliages a été faite en collaboration avec MM. W. Gurycki et A. Pilko.

Pour la production des alliages était employé le cuivre électrolytique et l'aluminium industriel à 99,5 % de pureté contenant environ 0,3 % de Si et 0,2 % de fer.

La fusion s'effectuait dans un four à gaz sous une couche de fondant, constitué par un mélange, en parties égales, de chlorure de calcium et de chlorure de barium. La coulée en coquilles était faite à une température voisine du liquidus. Les lingots subissaient une homogénéisation pendant 6 heures à 650°.

Jusqu'à la teneur de 11 % d'aluminium, le laminage et l'étirage étaient faits à froid, en supprimant l'écroissage par des recuits de 30 min. à 650°. Les alliages contenant davantage d'aluminium étaient laminés entre 700° et 550°.

Après façonnage, les éprouvettes subissaient le traitement thermique par recuit, trempe et revenu, dont les conditions étaient définies par des essais préliminaires. Pour le recuit, les alliages étaient maintenus 30 min. à 650° et refroidis avec le four, en 4 heures environ, jusqu'à la température ordinaire. La trempe à l'eau était faite à 900°, après

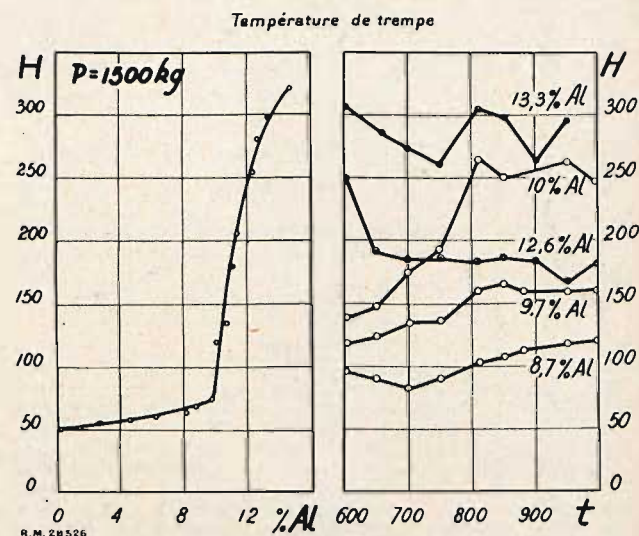


Fig. 35. — Cuivre-aluminium. — A gauche, la dureté en fonction de la composition; à droite, en fonction de la température de trempe, suivant M. Greenwood (2).

(3) Grenet, Rev. de Métall., VIII (1911), p. 108.

(4) Portevin et Arnou, Rev. de Métall., XIII (1916), p. 101.

(5) Matsuda, Sc. Tohoku Imp. Univ., XI (1922), p. 223.

un échauffement de 1 heure à cette température. Le revenu des alliages trempés se faisait par un échauffement de 30 min. à 300°, suivi d'un refroidissement à l'air. Les résultats de cette étude sont indiqués aux tableaux III (A, B, C) et reproduits sur la figure 36.

Nous voyons (fig. 36) que les propriétés mécaniques des bronzes d'aluminium varient en rapport avec la structure indiquée par la courbe d'équilibre (fig. 33).

Dans le domaine de la phase  $\alpha$ , la dureté (H) monte lentement, sans dépasser sensiblement celle

Tableau III. — A. Bronzes d'aluminium industriels.

Recuits								
% d'Al en poids	R	Q	A %	b %	C %	H	U	T
1,0	23,1	7,0	52,4	7,6	87	34	16,0*	10,0
1,7							17,7*	
2,4	26,3	8,7	49,0	6,0	86	40		10,7
3,2	30,7	10,6	63,7	8,7	85	47	19,1*	16,4
4,4	37,2	13,2	67,8	9,9	84	56	20,2**	21,2
5,4	44,2	16,8	60,0	9,9	68	64	18,3*	22,4
6,7	47,0	17,5	53,3	10,1	62	70	15,1*	21,1
8,0	49,6	18,4	53,9	9,9	60	74		22,5
8,3	50,1	19,0	55,0	9,8	60	74	14,6*	23,2
8,7	51,2	20,3	65,5	9,5	60	80		28,5
9,4	54,5	23,7	63,8	9,5	60	85		29,9
10,0	64,0	24,9	27,7	5,5	56	90	4,5	15,0
10,5	63,6	30,9	11,7	1,2	21	104	1,0	6,5
11,2	56,5	45,4	1,4	1,1	8	168	1,4	0,8
11,8	46,6	46,6	1,0	1,0	1	188	0,9	0,5
12,5	49,9	37,9	2,2	1,0	7	238		1,0

\* Un astérisque indique une éprouvette pliée avec fissure.  
\*\* Deux astérisques indiquent une éprouvette pliée sans fissure.

Tableau III. — B Bronzes d'aluminium industriels

Trempe à 900°								
% d'Al en poids	R	Q	A %	b %	C %	H	U	T
1,0	21,0	6,5	45,4	6,9	85	33	15,1*	7,9
1,7							16,6*	
2,4	24,3	7,4	45,7	6,2	85	36		9,2
3,2	28,4	8,6	67,7	8,5	85	38	19,3*	15,8
4,4	33,8	10,1	73,2	10,2	84	42	20,6**	20,2
5,4	40,2	12,2	63,7	9,9	68	47	18,6*	21,1
6,7	43,7	13,6	59,8	10,1	62	56	17,4*	21,5
7,0	45,9	14,6	66,6	10,0	61	66		25,4
8,3	46,0	15,5	65,8	9,8	61	67	16,0*	25,3
8,7	51,0	18,0	53,4	9,9	59	77		22,6
9,4	65,0	28,0	39,9	8,0	46	108	6,5	22,2
10,0	70,8	43,6	12,1	4,1	26	185		7,8
10,5	66,0	66,0	0,6	0,6	6	223	4,9	0,4
10,8	58,5	58,5	0,9	0,9	5	236	1,2	0,5
11,8	42,7	35,4	2,9	2,9	14	191	1,0	1,2
12,5	31,5	18,8	3,3	1,2	13	174		0,9

\* Un astérisque indique une éprouvette pliée avec fissure.  
\*\* Deux astérisques indiquent une éprouvette pliée sans fissure.

Tableau III. — C. Bronzes d'aluminium industriels

Revenus 30 min. à 300°								
% d'Al en poids	R	Q	A %	b %	C %	H	U	T
1,0	21,3	6,5	50,4	7,6	86	33	14,9*	9,1
1,7							16,8*	
2,4	24,2	7,4	47,5	5,5	85	35		9,5
3,2	28,8	8,6	66,4	7,7	85	38	19,3*	15,7
4,4	33,6	9,8	75,4	9,9	84	42	21,0**	20,8
5,4	40,5	11,9	66,4	10,4	68	50	19,1**	22,6
6,7	43,8	13,6	62,2	9,8	62	60	17,8*	22,5
8,0	45,9	14,6	64,8	10,8	61	71	16,1*	24,7
8,3	46,3	15,6	66,1	10,6	61	72	10,4*	25,4
8,7	49,7	19,3	57,4	9,9	59	82		24,2
9,4	60,2	31,5	42,9	8,9	53	147	6,4	22,8
10,0	73,7	44,6	14,9	6,5	25	214		9,9
10,5	70,1	70,1	0,6	0,6	5	274	4,6	0,4
10,8	56,8	56,8	0,5	0,5	2	289	1,2	0,3
11,8	48,9	36,8	2,0	0,8	10	208	1,0	0,9
12,5	38,6	28,6	3,4	2,1	11	214		1,2

\* Un astérisque indique une éprouvette pliée avec fissure.  
\*\* Deux astérisques indiquent une éprouvette pliée sans fissure.

des laitons; le rapport de la résistance à la traction (R) à la dureté varie peu, dans ce domaine, en restant voisin de 2/3. L'allongement total à la traction (A %) dépasse 50 %, la striction (C %) reste supérieure à 60 % alors que l'allongement de striction (b %) se maintient au niveau de 10 %.

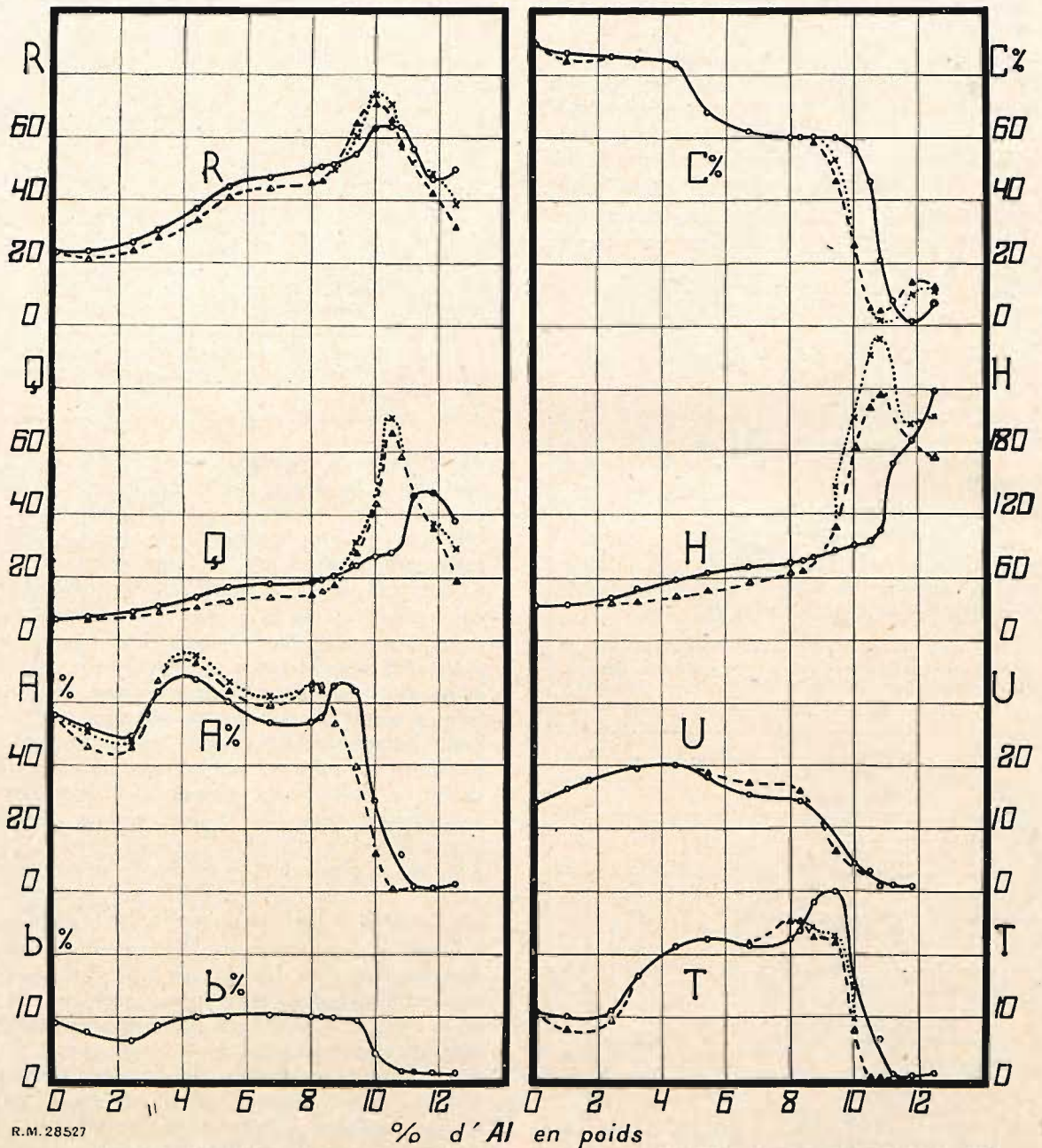
L'apparition de la phase  $\gamma'$  pour les alliages recuits, ou de la phase  $\beta$ , pour les alliages trempés, augmente sensiblement la dureté et la résistance à la traction, surtout celle des alliages ayant subi la trempe, mais produit en même temps une chute de l'allongement si forte que le travail de rupture à la traction (T), qui avait atteint un maximum très fort, voisin de 30 kgm/cm<sup>2</sup> pour 9 % d'aluminium, tend à s'annuler vers 10,5 %, de même que la résilience (U) et la striction. Lorsque, vers 11 % d'aluminium, la phase  $\beta$  pure est produite par la trempe, on voit une réduction sensible de la dureté, de la résistance à la traction et de la limite élastique (Q).

Il est à remarquer que l'allongement passe par des maxima vers 4,5 et vers 9 % d'aluminium. A la première teneur correspond aussi un maximum de la résilience, alors que la deuxième teneur coïncide avec le maximum de la résistance et du travail de rupture à la traction des alliages recuits. Vers 10 % d'aluminium se fait remarquer le maximum de la résistance à la traction des alliages trempés, ou revenus après trempe, mais les autres paramètres mécaniques sont pour cette teneur en pleine chute, de sorte que, pour les alliages industriels, il serait préférable de ne pas dépasser la proportion de 9,5 % d'aluminium.

Bronzes d'aluminium purs. — Pour la confection de ces alliages ont été employés le cuivre électrolytique et l'aluminium à 99,997 % de pu-

reté. L'étude a été exécutée en collaboration avec M. B. Wolff.

La fusion et la coulée de ces alliages a été faite



R.M. 28527

Fig. 36. — Bronzes d'aluminium industriels. — Propriétés mécaniques suivant MM. W. Broniewski, Gurycki et Pilko. R) résistance à la traction; Q) limite élastique de proportionnalité; A%) allongement à la rupture sur éprouvette internationale ( $n=10$ ); b%) allongement de striction; C%) striction; H) dureté Brinell; U) résilience sur petite éprouvette allemande; T) travail de rupture à la traction pour 1 cm<sup>3</sup> d'éprouvette internationale. — La ligne continue correspond aux alliages recuits, la ligne interrompue aux alliages trempés; la ligne pointillée aux alliages revenus.

dans les mêmes conditions que pour les bronzes industriels. Par contre, l'homogénéisation des lingots fondus durait 24 heures à 800°. Le laminage de tous les alliages était fait à chaud entre 700° et 550° environ et la forme définitive des éprouvettes leur était donnée par tournage et fraisage.

Le traitement thermique des éprouvettes comportait, pour le recuit, un échauffement de 1 heure à 700°, suivi par un refroidissement, au four, en 4 heures environ. La trempe à l'eau était faite à 900°, après un échauffement de 1 heure à cette température. Le revenu après trempe, par échauffement de 45 min. à 300°, était suivi d'un refroidissement à l'eau.

Les résultats obtenus sont indiqués aux tableaux IV (A, B, C) et reproduits sur la figure 37.

Les bronzes d'aluminium purs différaient donc des bronzes d'aluminium industriels, surtout par l'absence de 0,3 % de silicium, une homogénéisation plus longue et un laminage à chaud.

La différence entre les diagrammes des figures 36 et 37 se manifeste particulièrement sur les courbes d'allongement (A %) qui, pour les bronzes d'aluminium purs, n'a qu'un seul maximum, au voisinage de 8 % pour les alliages recuits et vers 6 % pour les trempés. Le minimum des courbes de la résistance à la traction (R) et de la limite élastique (Q) correspond bien au composé AlCu<sub>3</sub> (12,5 % d'Al). Il en est de même pour la dureté des alliages trempés alors que l'allongement manifeste un relèvement sensible pour cette teneur, après trempe.

Tableau IV. — A. Bronzes d'aluminium purs

Recuits								
% d'Al en poids	R	Q	A %	b %	C %	H	U	T
1,0	24,7	7,3	37,1	10,5	89	45	15,0**	7,6
2,4	26,1	9,0	38,3	11,3	88	51	17,0**	8,4
3,1	27,1	9,6	48,2	12,0	88	51		11,0
4,0					52		19,6**	
4,2	30,1	10,1	53,6	12,3	85	53		13,4
4,7					53		20,6**	
5,0	34,9	13,8	54,9	12,5	82	54	21,0**	16,3
5,7					54		21,0**	
6,3	36,2	15,0	55,9	10,9	80	55		17,3
6,6					55		20,9*	
6,9	37,0	15,1	57,5	9,5	79	56		18,1
7,1					57		20,5*	
7,9	39,5	18,0	60,9	6,9	70	65	19,0*	20,8
9,1	50,0	32,0	35,0	2,0	48	87	4,9	15,9
9,8	58,4	52,6	20,1	1,1	33	102	3,0	11,5
10,2	57,3	52,3	8,5	0,8	23	113	2,2	4,8
11,1	45,1	45,1	1,2	0,4	8	137	1,8	0,5
12,1	23,0	23,0	1,0	0,2	5	169	0,8	0,2
12,4	14,9	14,9	0,9	0,1	4	183	0,4	0,1
12,9	44,1	44,1	0,3	0,1	3	205	0,1	0,1

\* et \*\* Même indication que dans les tableaux II.

Tableau IV. — B. Bronzes d'aluminium purs.

Trempe à 900°								
% d'Al en poids	R	Q	A %	b %	C %	H	U	T
1,0	24,0	7,4	40,5	10,5	89	41	15,5**	8,0
2,4	24,3	9,0	37,1	11,0	88	50	17,1*	7,6
3,1	27,0	9,5	48,3	12,0	88	51		10,9
4,0					52		19,5**	
4,2	30,0	10,0	58,0	12,5	86	52		14,5
4,7					53		20,0**	
5,0	34,8	10,5	63,1	13,0	84	54	20,1**	18,1
5,7					54		19,0**	
6,3	36,5	13,5	67,0	12,0	78	55		20,6
6,6					56		17,1*	
6,9	38,4	16,0	63,9	10,9	73	60		20,9
7,1					62		15,0*	
7,9	45,9	20,5	54,6	8,5	63	74	12,4*	21,6
9,1	65,0	52,5	20,0	4,3	43	95	8,0	12,4
9,8	86,0	79,0	5,0	2,0	18	125	5,9	4,2
10,2	75,9	75,5	1,0	1,0	13	160	4,5	1,4
11,1	51,1	51,1	1,8	0,4	8	145	2,6	0,9
12,1	35,6	35,6	2,1	0,5	6	104	2,5	0,8
12,4	34,0	34,0	3,0	0,7	6	96	1,6	1,0
12,9	56,0	56,0	2,5	0,5	7	150	0,6	1,4

\* et \*\* Même indication que dans les tableaux II.

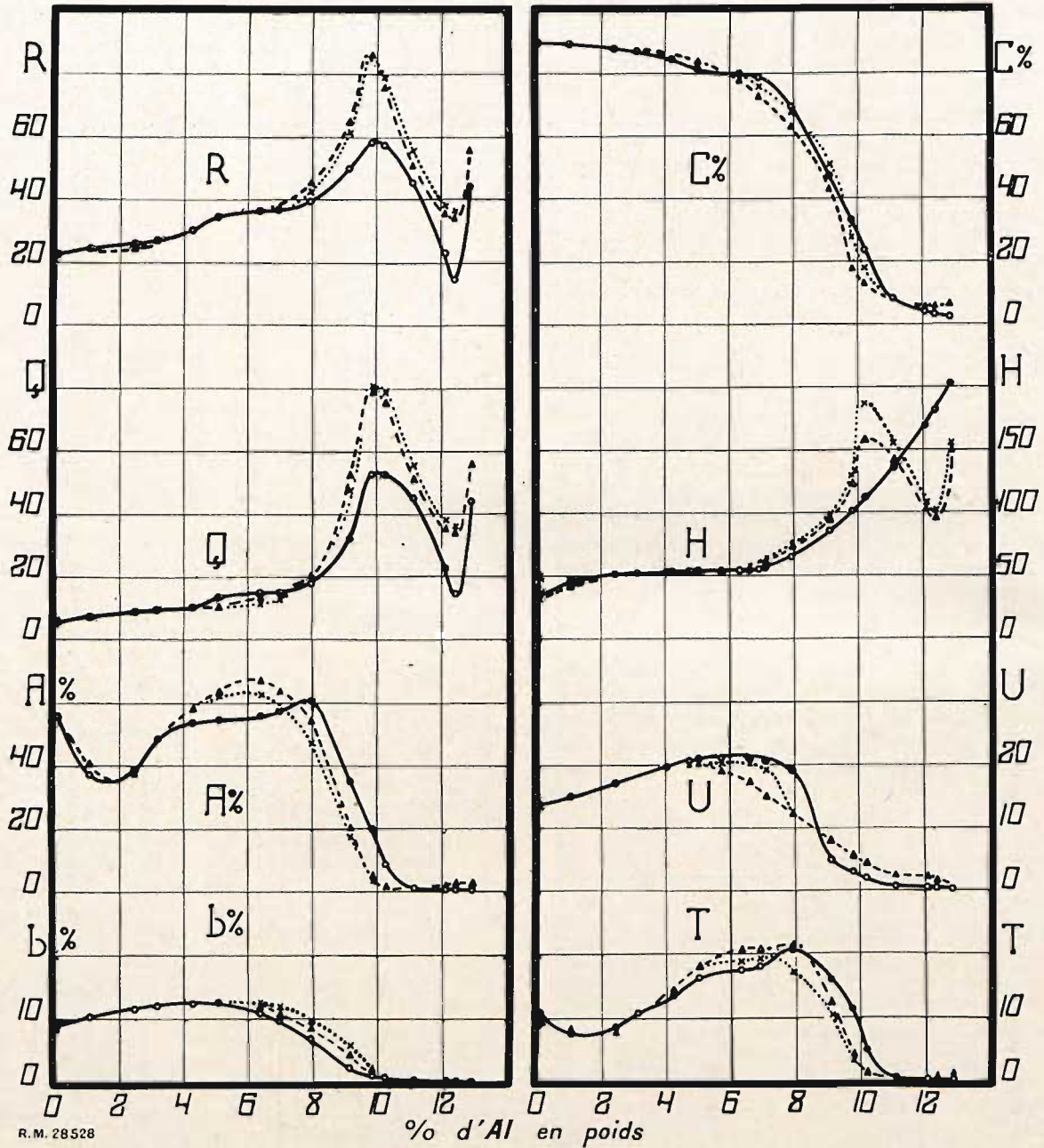
Tableau IV. — C. Bronzes d'aluminium purs.

Revenus 45 min. à 300°								
% d'Al en poids	R	Q	A %	b %	C %	H	U	T
1,0	23,9	7,5	40,8	11,0	89	45	15,4**	8,1
2,4	24,2	9,1	37,2	11,2	88	51	17,0**	7,6
3,1	27,0	9,4	48,4	12,3	88	51		11,0
4,0					52		19,6**	
4,2	30,1	10,0	58,0	12,4	86	53		14,6
4,7					53		20,1**	
5,0	34,7	10,4	62,1	12,1	84	54	20,2**	17,8
5,7					54		20,5**	
6,3	36,0	11,2	62,3	12,5	80	55		18,6
6,6					55		20,4*	
6,9	38,1	13,0	59,8	11,9	76	56		19,1
7,1					57		19,1*	
7,9	42,5	20,1	47,0	9,7	68	65	12,0	17,4
9,1	61,5	48,0	17,4	5,8	51	87	7,9	10,1
9,8	85,1	80,1	3,8	2,0	28	102	5,8	3,2
10,2	79,1	79,0	1,9	1,2	18	113	4,3	1,5
11,1	56,0	56,0	1,8	0,3	8	137	2,5	1,0
12,1	38,2	38,2	3,5	0,5	5	169	2,3	1,3
12,4	36,1	36,1	2,9	0,5	5	183	1,5	1,1
12,9	57,0	57,0	3,0	0,2	6	205	0,5	1,7

\* et \*\* Même indication que dans les tableaux II.

*Effet de la pureté et du traitement.* — Le diagramme d'allongement total à la rupture (A %) des alliages industriels montre un minimum vers 7 % d'aluminium, surtout après recuit et indique, pour l'alliage à 10 % d'aluminium, des valeurs plus élevées que le diagramme des alliages purs.

La cause de ces différences peut être cherchée



R. M. 28528

Fig. 37. — Bronzes d'aluminium purs. — Propriétés mécaniques suivant MM. W. Broniewski et Wolff. Mêmes indications que pour la figure précédente.

dans les impuretés de l'aluminium industriel, dans l'homogénéisation plus parfaite des alliages purs et dans le mode différent de travail mécanique, les alliages industriels étant laminés à froid jusqu'à une teneur de 11 % d'aluminium, alors que tous les

alliages purs étaient laminés à chaud.

Afin de répondre à ces questions, une étude complémentaire a été faite, en collaboration avec M. B. Wolff, sur des alliages à 7 et à 10 % d'aluminium.



Pour les alliages recuits, à 7 % d'aluminium, on obtient les résultats suivants :

	R	A %	b %	T
1. Al pur, homog. de 24 h., laminage à chaud.....	37,0	57,5	9,5	18,1
2. Al pur, homog. de 24 h., laminage à froid.....	42,4	65,0	10,6	22,6
3. Al industriel, homog. de 24 h., laminage à chaud.....	37,7	41,0	10,8	13,2

Nous voyons que l'allongement se trouve favorisé par la pureté de l'aluminium, l'homogénéisation et le laminage à froid.

La trempe reheusse encore l'allongement à la rupture. Ainsi, l'alliage à 7 % d'aluminium pur, homogénéisé 24 h. à 800° et trempé à 900°, après chauffage de 1 h., manifeste les propriétés suivantes :

$$R = 38,9; A \% = 75,6; b \% = 10,0; T = 23,8.$$

Pour les alliages recuits, à 10 % d'aluminium, on trouve les résultats suivants en fonction de l'homogénéisation à 800° :

Traitement	R	A %	b %	T
1. Al industr., sans homog., laminé à chaud, étiré à froid, recuit ...	62,7	26,8	6,0	14,2
2. Al industr., hom. 6 h., laminé à froid, recuit.....	64,0	27,7	5,5	15,0
3. Al industr., hom. 24 h., laminé à chaud, étiré à froid, recuit ...	62,8	28,2	5,0	14,9

Nous voyons que les paramètres mécaniques de l'alliage industriel à 10 % d'aluminium sont relativement peu influencés par l'homogénéisation. L'allongement à la rupture paraît être plus grand dans les alliages industriels que dans les alliages purs, surtout à cause de la présence du silicium qui a un effet retardataire sur la chute de l'allongement, lorsque la limite de la solution solide  $\alpha$  se trouve dépassée.

La trempe de l'alliage à 10 % d'aluminium relève sa résistance à la traction et diminue son allongement d'autant plus que sa température est plus élevée.

Traitement	R	A %	b %	T
1. Al industr., hom. 24 h., laminé à chaud, étiré à froid., chauffé 1 h. à 600° et trempé.....	60,2	28,8	5,3	14,9
2. Même traitement, trempé à 700°.	70,4	19,1	4,6	12,0
3. Même traitement, trempé à 800°.	86,9	6,6	2,4	5,6

L'homogénéisation joue dans ce cas un rôle important. Par exemple, lorsque la trempe à 700° est faite sans homogénéisation préalable, les paramètres mécaniques tombent aux nombres suivants :

$$R = 60; A \% = 10,7; b \% = 3,5; T = 4,4.$$

*Alliages légers.* — Pour la préparation des alliages cuivre-aluminium, riches en aluminium, a été employé l'aluminium technique à 99,5 % de pureté contenant environ 0,3 % de silicium et 0,2 % de fer. Après coulée en coquilles, les lingots étaient homogénéisés pendant 6 heures à 350°; le laminage se faisait à froid, jusqu'à la teneur de 8 % de cuivre et à chaud, au-dessus de cette teneur. Le recuit était fait par chauffage à 350° pendant 40 minutes et un refroidissement, au four, en 5 heures environ jusqu'à la température ordinaire. La trempe à l'eau se faisait après un chauffage de 1 heure à 525°; le revenu, après trempe, avait lieu en 45 min. à 185°.

Les propriétés mécaniques, mesurées dans ces conditions, sont reproduites sur la figure 38.

A partir de 1 % de cuivre, on aperçoit (fig. 38) l'effet de la trempe pour la résistance à la traction, la limite élastique, la striction et la dureté; le revenu commence à se faire sentir, pour ces paramètres, à partir de 3 % de cuivre. Pour les allongements à la traction (total et de striction) l'effet de la trempe et du revenu apparaît entre 5 et 6 % de cuivre. La résilience est sensible, à la trempe, à partir de 1 % de cuivre, mais n'est que faiblement influencée par un revenu ultérieur.

Le traitement thermique paraît donner son effet optimum au revenu des alliages contenant de 5 à 6 % de cuivre. La résistance à la traction atteint alors 40 kgs/mm<sup>2</sup> avec un allongement de 20 %, une dureté de 90 unités, une résilience de 1 kgm et un travail de rupture de 8 kgm.

Le revenu de l'alliage contenant de 7 à 8 % de cuivre permet d'élever la résistance à la traction à 46 kgs/mm<sup>2</sup> au prix d'un abaissement de l'allongement à 10 %.

Nous voyons que les alliages légers aluminium-cuivre, soumis à un traitement thermique approprié, permettent d'atteindre et même de dépasser les paramètres mécaniques considérés comme propres aux duralumins.

*Durcissement des duralumins.* — Le cuivre constitue l'addition la plus importante des duralumins, voisine de 4 %, alors que la somme du magnésium et du silicium ne dépasse ordinairement pas 1 %.

Le durcissement structural des duralumins, par revenu après trempe, peut être attribué à la pré-

cipitation du composé  $Al_2Cu$ , du composé  $Mg_2Si$  et du silicium. Dans les essais, faits à ce sujet, il était difficile de départager l'influence de ces trois facteurs, étant donné que l'aluminium employé contenait toujours de 0,2 à 0,3 % de silicium dont

l'influence sur le traitement thermique était inconnue.

Dans notre étude, effectuée en collaboration avec M. W. Wiorkiewicz, l'alliage de base était formé par de l'aluminium à 99,997 % de pureté,

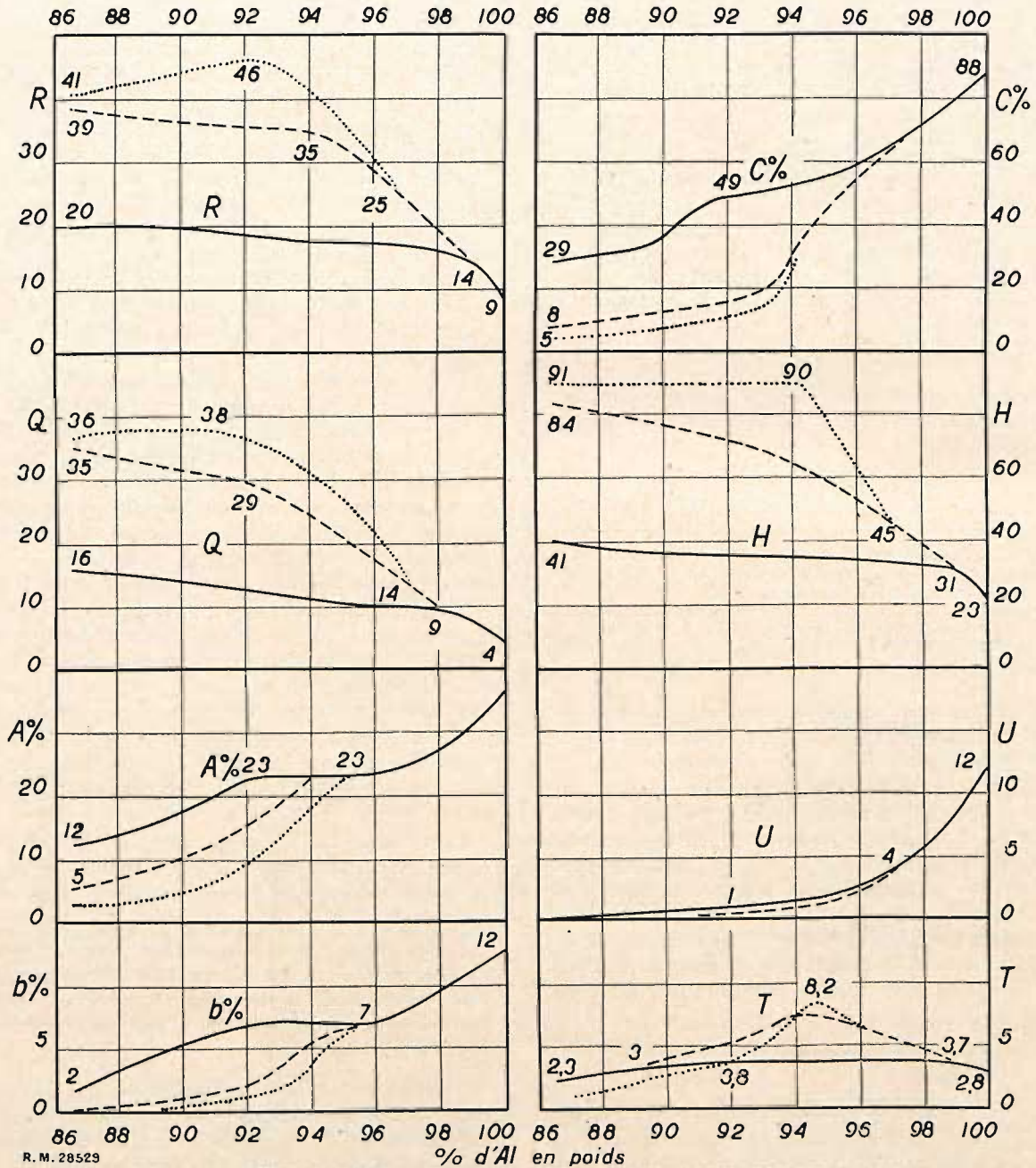


Fig. 38. — Cuivre-aluminium. — Propriétés mécaniques des alliages riches en aluminium suivant MM. Broniewski et Pilko (1).

(1) Broniewski et Pilko, Annales Acad. Sc. Techn. Varsovie, vol. 3 (1936), p. 231.

Tableau V. — Effet du traitement thermique sur quelques duralumins suivant MM. W. Broniewski et W. Wiorkiewicz.

Composition	Traitement	S*	R	Q	A %	b %	C %	H	U	T
4,1 % de Cu	Recuit	—	13,1	8,1	28,7	11,7	69	32	2,7	3,4
	Trempe	—	27,5	17,5	24,0	5,0	67	52	4,0	6,0
	Revenu	14	32,6	21,7	22,0	10,9	60	67	3,5	6,6
	60 min. à 150°	—	30,0	17,6	21,6	8,6	56	63	2,9	5,9
		14	30,6	18,5	23,7	9,7	58	63	3,2	6,5
5,6 % de Cu	Recuit	—	14,1	9,2	23,7	9,7	45	33	2,4	3,1
	Trempe	—	31,2	15,3	23,4	10,6	49	63	2,7	6,4
	Revenu	14	35,0	20,8	19,2	6,0	40	72	2,3	6,1
	90 min. à 200°	—	34,5	23,8	19,8	9,0	29	72	1,7	6,3
		14	33,0	23,4	15,3	6,3	33	80	2,2	4,7
4,1 % de Cu + 1,9 % de Si	Recuit	—	15,0	11,0	22,7	10,7	61	39	1,2	3,2
	Trempe	—	33,5	21,4	21,4	9,4	45	62	1,7	6,5
	Revenu	14	36,3	25,4	22,3	10,3	52	77	1,6	7,5
	60 min. à 240°	—	33,4	22,5	14,9	9,9	45	77	1,8	4,7
		14	34,5	24,4	13,0	7,0	47	79	1,5	4,1
4,1 % de Cu + 1,6 % de Mg <sub>2</sub> Si	Recuit	—	19,7	16,9	10,3	7,3	51	57	0,8	3,2
	Trempe	—	34,7	21,6	20,3	10,3	49	63	2,0	6,4
	Revenu	14	43,0	30,0	19,5	9,5	33	83	1,8	7,8
	60 min. à 175°	—	43,5	31,0	18,5	7,5	32	98		7,5
		14	44,6	30,5	17,8	7,3	34	99		7,3
		—	45,0	42,0	2,3			119	0,6	1,0
		14	47,5	45,5	4,1			124	0,6	1,9

\* S — saisonnement en jours après traitement.

allié à 4,1 % de cuivre électrolytique. Cet alliage était amené à la limite de solubilité par l'addition : a) de 1,8 % de cuivre précipitant, au revenu, le composé  $Al_2Cu$ ; b) de 1,9 % de silicium se précipitant au revenu, et c) de 1,6 % de  $Mg_2Si$  se précipitant au revenu. Les deux dernières réactions étaient accompagnées par le dépôt simultané de  $Al_2Cu$ , mais on pouvait déceler son effet en étudiant, au préalable, les conditions de revenu de l'alliage à 4,1 % de cuivre.

Les alliages étudiés, fondus au four à gaz, étaient maintenus 1 heure sous une couche de laitier composé de 3 parties de chlorure de barium et 1 partie de chlorure de calcium, afin de faciliter la séparation des oxydes d'aluminium. La coulée en coquilles s'effectuait à une température voisine du liquidus.

Les alliages, laminés et étirés à froid, étaient soumis à des essais préliminaires ayant pour but de fixer les conditions de recuit, de trempe et de revenu.

Les conditions de recuit étaient déterminées par la dureté minima obtenue en fonction de la température et du temps de chauffe préalable et du temps de refroidissement. Pour tous les alliages furent admis : chauffage de 45 min. à 350° et refroidissement avec le four en 5 heures environ.

Les conditions de trempe étaient déterminées par la micrographie en étudiant l'homogénéité de

l'échantillon, en fonction du temps de chauffe à 525°, précédant la trempe à l'eau de 20°. Un temps de chauffe de 1 heure à 525° a été admis pour tous les alliages avant la trempe.

Les conditions de revenu ont été déterminées en mesurant la dureté des alliages trempés et maintenus à différentes températures, variables de 150° à 400°, pendant des temps variables de 15 à 120 minutes. Le maximum de dureté déterminait les conditions de revenu, différentes pour chaque alliage.

La dureté atteinte au revenu subissait encore des variations, en fonction du temps à la température ordinaire. Un temps de saisonnement de 14 jours a donc été admis pour tous les alliages, afin de contrôler ces changements.

Les résultats obtenus pour les propriétés mécaniques des duralumins, ainsi étudiés, sont indiqués au tableau V.

Nous voyons (tableau V) que la trempe, suivie d'un saisonnement, paraît contribuer à rehausser davantage les propriétés mécaniques du duralumin que le revenu, qui relève la résistance à la traction et la dureté au prix d'une déchéance trop sensible de l'allongement et de la résilience. En comparant les alliages purs à 4,1 et à 5,9 % de cuivre avec les alliages industriels de même teneur, nous voyons que le silicium, présent dans ceux-ci comme impureté, est favorable à leurs propriétés mécaniques.

Le durcissement par le silicium apparaît du même ordre de grandeur que par le composé  $Al_2Cu$ , mais plus faible que par le composé  $Mg_2Si$  qui doit être dosé avec prudence, pouvant facilement abîmer l'alliage, lorsque sa teneur dépasse 1,5 %, en formant alors des surfaces de moindre résistance entre les cristaux.

Les meilleures propriétés mécaniques paraissent manifester l'alliage au  $Mg_2Si$  trempé et saisonné sans revenu et l'alliage au silicium trempé et saisonné sans revenu.

*Résumé.* — I. Dans la partie générale du mémoire est indiquée l'opportunité d'emploi des paramètres mécaniques : l'allongement de striction et le travail de rupture à la traction.

L'allongement à la rupture  $A$  %, établi par l'épreuve de traction, peut être scindé, sans essai supplémentaire, en allongement uniforme  $a$  % et en allongement de striction,  $b$  % :

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

où  $d_0$  est le diamètre avant l'essai et  $d_1$ , après rupture, au voisinage des repères.

La connaissance de l'allongement de striction permet la comparaison des allongements à la rupture obtenus sur différents types d'éprouvettes non similaires :

$$A' \% = A \% + b \% \left( \frac{n}{n'} - 1 \right)$$

où  $A$  % et  $b$  % ont été obtenus pour l'éprouvette dont la distance entre repères est  $n$  fois son diamètre, alors que la valeur cherchée de  $A'$  % correspond à l'éprouvette dont la distance entre repères est  $n'$  fois son diamètre.

II. Le travail de rupture à la traction  $T$ , établi ordinairement par planimétrage du diagramme de traction, peut être calculé en partant de la résis-

tance à la rupture  $R$ , de la limite élastique  $Q$  et de l'allongement à la rupture  $A$  %.

$$T = 0,0025 (3 R + Q) \cdot A \%$$

où  $T$  est exprimé en kilogrammètres par  $cm^3$  du volume entre repères de l'éprouvette, lorsque  $R$  et  $Q$  sont exprimés en  $kg/mm^2$  et  $A$  % correspond à l'éprouvette internationale ( $n=10$ ).

La connaissance du travail de rupture à la traction peut aider à la recherche du meilleur alliage en fonction de la composition, du traitement thermique et mécanique.

III. Dans la partie consacrée au résumé des travaux antérieurs, ont été indiquées la résistance à la traction, la limite élastique, l'allongement total et de striction, la striction, la dureté, la résilience et le travail de rupture à la traction pour les alliages du cuivre avec l'oxygène, le soufre, le nickel, le manganèse, le zinc, l'étain, l'argent et l'or, ainsi que pour les alliages légers cuivre-aluminium.

L'effet du traitement thermique sur les propriétés mécaniques a été indiqué pour les alliages du cuivre avec l'étain, l'argent et l'or, ainsi que pour les alliages légers cuivre-aluminium.

L'effet de l'écroissage sur les propriétés mécaniques a été indiqué pour le cuivre et pour certains de ses alliages avec le zinc, l'étain et l'argent.

IV. Dans la partie consacrée aux recherches nouvelles, sont décrites les propriétés mécaniques des alliages cuivre-silicium, des bronzes d'aluminium industriels et des bronzes d'aluminium purs, en fonction de la composition et du traitement thermique. Les propriétés mécaniques des bronzes à 7 % et à 10 % d'aluminium ont fait l'objet d'une étude spéciale.

Les recherches sur les propriétés mécaniques des alliages légers cuivre-aluminium ont été complétées par une étude nouvelle concernant le durcissement par la précipitation des composés  $Al_2Cu$ ,  $Mg_2Si$  et du silicium.

