

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)
	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)
VOLUME TÉLÉCHARGÉ	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)

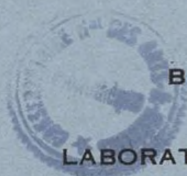
	N° 123 (1948)
	N° 124 (1948)
	N° 125 (1948)
	N° 126 (1948)
	N° 127 (1948)
	N° 128 (1948)
	N° 129 (1948)
	N° 130 (1949)
	N° 131 (1949)
	N° 132 (1949)
	N° 133 (1948)
	N° 134 (1949)
	N° 135 (1948)
	N° 136 (1949)
	N° 137 (1950)
	N° 138 (1950)
	N° 139 (1950)
	N° 140 (1950)
	N° 141 (1950)
	N° 142 (1948)
	N° 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°109 (1947)
Adresse	Paris : Conservatoire national des arts et métiers, 1947
Collation	1 vol. (p. [235-239]) : ill. ; 27 cm
Nombre de vues	12
Cote	CNAM-BIB P 1329-C (22)
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.22

...

8° Km - lot

RÉPUBLIQUE FRANÇAISE
LABORATOIRE D'ESSAIS



BULLETIN
DU
LABORATOIRE D'ESSAIS
1947 - N° 23

PUBLICATION N° 109

(Voir le sommaire au verso)

SOMMAIRE

- A. GUINIER — Etude du mécanisme de la précipitation d'une
solution solide sursaturée aluminium-zinc
- FALLOT — Forces thermoélectriques Cu/Cu-Be et Cu/Cu-P.

ÉTUDE DU MÉCANISME DE LA PRÉCIPITATION D'UNE SOLUTION SOLIDE SURSATURÉE ALUMINIUM-ZINC

E. 61

Nous avons déjà étudié le mécanisme de la précipitation dans plusieurs systèmes de solutions solides sursaturées : aluminium-cuivre [1] [2], aluminium-argent [2], cuivre-glucinium [3]. Le présent article est consacré à l'étude d'un nouvel exemple, celui de l'alliage aluminium-zinc. Nous avons suivi les diverses phases de la précipitation de la solution solide par la méthode des diagrammes de diffusion des rayons X dont nous avons exposé précédemment le principe et la réalisation expérimentale [2].

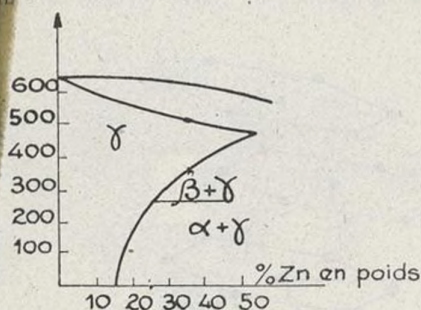


Fig. 1. — Diagramme d'équilibre de l'alliage Al-Zn.

Le système binaire aluminium-zinc a fait l'objet de travaux de divers auteurs [4] [5] [6] et le diagramme d'équilibre (fig. 1) résume leurs résultats pour les alliages riches en aluminium.

Ce système a plusieurs particularités remarquables : tout d'abord la grande solubilité du zinc dans l'aluminium : elle atteint 70 % à 430°, elle est encore de 35 % à 280° et tombe aux environs de 17 % à 0°.

D'autre part, la phase qui précipite par décomposition de la solution sursaturée est du zinc presque pur, avec une très faible quantité d'aluminium dissous et non pas un composé intermédiaire.

Le durcissement de l'alliage qui accompagne cette décomposition est assez faible et très rapide à la température ordinaire (8). Un alliage à 25 % de Zn par exemple, trempé dans le carboglace à partir de 435°, a une dureté Rockwell de 50 (*) si on fait la mesure immédiatement après la sortie de l'échantillon du bain froid. Après une heure à l'ambiante, la dureté atteint 65 et conserve sensiblement cette valeur, si l'alliage vieillit à la température ordinaire. Un revenu à température plus élevée fait décroître la dureté, lentement à la température de 100° et rapidement à 142° ($\Delta = 22$ au bout de 5 jours).

Les alliages plus concentrés peuvent subir un durcissement un peu plus prononcé [4].

D'après ces résultats, on peut prévoir que, pour saisir la formation de la phase précipitée, il faut étudier l'alliage immédiatement après trempe à la température ambiante

car un revenu, même à 100°, doit provoquer rapidement la précipitation totale.

La grande différence de poids atomique entre les atomes d'Al et de Zn, ainsi que la forte proportion de ces derniers, sont des éléments favorables à l'emploi de notre méthode d'examen aux rayons X. Nous avons exactement, comme pour les alliages précédemment étudiés, fait des diagrammes de diffusion sur monocristaux. Nous avons préparé des alliages de différentes compositions (entre 25 et 50 % de Zn) en fondant ensemble de l'aluminium et du zinc de grande pureté dans un creuset de graphite. Le lingot était d'abord coulé, puis refondu et lentement refroidi afin d'obtenir des cristaux de taille suffisante. Un inconvénient de ce procédé est qu'on ne peut faire subir à l'échantillon les traitements mécaniques que l'on emploie généralement en métallographie pour homogénéiser le métal et des analyses chimiques révèlent des différences importantes de composition entre différents points du lingot final. Aussi est-il nécessaire de déterminer la composition de l'échantillon lui-même, petite plaquette de 2/10 mm d'épaisseur et 5 mm de diamètre. Cette analyse qui, évidemment, ne doit pas amener de détérioration, a été réalisée en mesurant le coefficient d'absorption de rayons X de longueur d'onde connue [7]. Cette méthode, suffisamment précise, est très bien adaptée à ce problème délicat.

L'évolution de la solution solide est à peu près la même pour les différents alliages contenant de 20 à 50 % de Zn. C'est surtout la vitesse de la réaction qui varie. Nous donnerons surtout les résultats obtenus avec l'alliage à 34 %.

Etude des diagrammes de diffusion

L'hétérogénéité du cristal Al-Zn se manifeste sur le diagramme pris immédiatement après la trempe (temps de pose : 1 h. 30) par une zone de diffusion centrale : comme dans le cas des alliages aluminium-argent, on observe un anneau de très petit diamètre autour de la trace du faisceau direct (planche I, a et b). Le diagramme obtenu est indépendant de l'orientation du cristal et identique pour des échantillons mono et polycristallins. Le diamètre de cet anneau diminue quand l'alliage vieillit à température ordinaire, ou à une température inférieure à 100°. La figure 2 reproduit le microphotogramme d'un des clichés, montrant le netteté de cet anneau. Le diamètre de celui-ci donne, grâce à la relation de BRAGG, la distance moyenne entre noyaux voisins.

Nous donnons ci-après (tableau I) les valeurs des angles correspondant au maximum d'intensité de l'anneau pour différents traitements subis par l'alliage à 24 %.

Après un revenu de une heure à 100°, la tache de diffusion centrale, devenue plus petite, change de forme. Celle-ci dépend maintenant de l'orientation du cristal : elle est formée de courtes traînées symétriques (planche I, c et d) issues du centre qui ne s'étendent qu'à 1,5 du

(*) Echelle 30 T.

centre. Un diagramme fait avec un monocristal d'orientation connue permet de déterminer que ces trainées sont perpendiculaires aux plans (111) du cristal de solution solide Si, enfin, on poursuit encore le revenu à une température plus élevée (200°) la tache centrale disparaît.

TABLEAU I

REVENU	DIAMÈTRE DE L'ANNEAU — degrés	DISTANCE ENTRE NOYAUX VOISINS — angströms
2 h. à 15°.....	1,4	63
4 j. à 15°.....	1,05	85
18 h. à 78°.....	0,6	150
44 h. à 78°.....	non mesurable	200

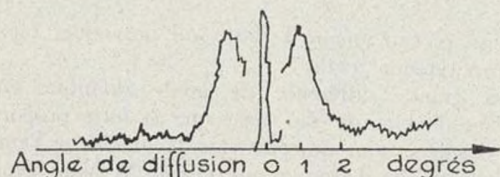


Fig. 2. — Enregistrement microphotométrique de la tache de diffusion centrale. Alliage Al-Zn à 34 % Zn, revenu 4 jours à 15°.

L'anneau de diffusion centrale se produit avec les échantillons en micro-cristaux aussi bien qu'en gros cristallins.

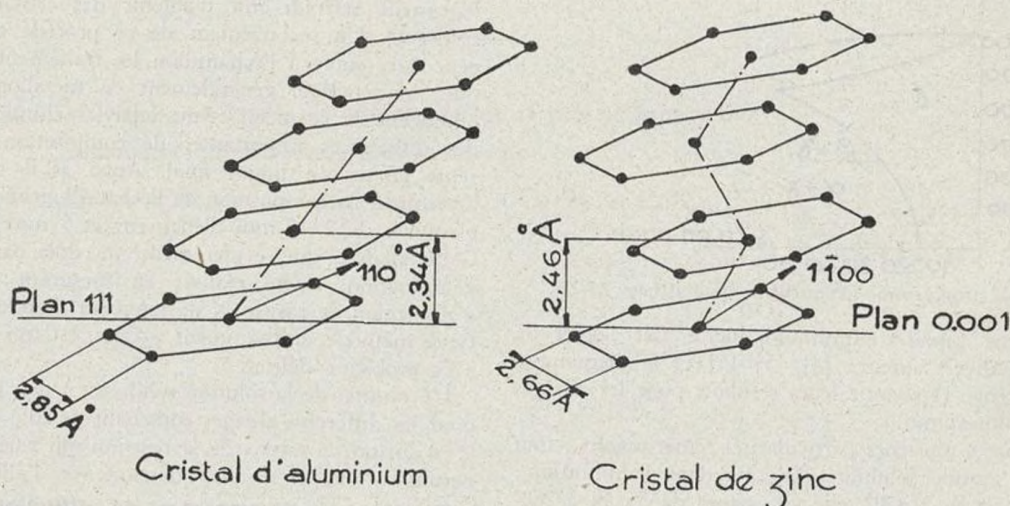


Fig. 3. — Schémas des réseaux cristallins de l'aluminium et du zinc.

Cette particularité nous a permis de constater le fait suivant : un échantillon étant recuit longtemps à 435° puis trempé, est cristallisé en grains assez gros. Il donne un diagramme à anneau large (voir tableau I). On peut faire évoluer l'état de l'alliage par un autre moyen que les traitements thermiques. On observe, en effet, que si on écroute le métal par martelage, la taille de l'anneau diminue, c'est-à-dire que la dimension des amas augmente, cette augmentation étant d'autant plus grande que la déformation est plus poussée. La dislocation des cristallins et leur distorsion favorise donc la migration des atomes de zinc au même titre que les mouvements d'agitation thermique.

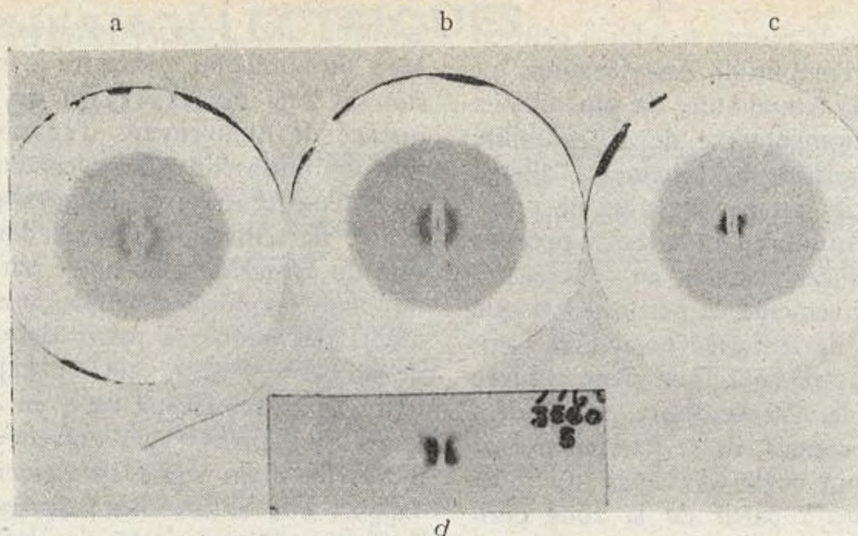
La tache de diffusion centrale est le seul phénomène de diffusion anormale que nous avons trouvé sur les alliages Al-Zn pendant la période précédant la précipitation. Contrairement à ce qui s'était produit pour les autres alliages étudiés, les diagrammes d'un monocristal ne révèlent aucune zone de diffusion en dehors de la zone centrale. Les différences avec le diagramme d'une

solution solide homogène sont trop faibles pour être interprétées avec certitude (planche II, a). Après un temps de revenu variable avec la concentration de l'alliage (10 h. à 136° pour un alliage à 24 %, 24 h. à 100° pour un alliage à 35 %), des taches faibles *mais nettes* font leur apparition : elles augmentent ensuite d'intensité et d'autres taches qui étaient trop faibles pour être perçues tout d'abord deviennent visibles (planche II, b). Ce sont les taches de diffusion de cristallins de zinc orientés par rapport à la solution solide aluminium-zinc. Il y a quatre systèmes de tels cristallins. Le plan (0001) Zn coïncide avec un des quatre plans (111) Al et la direction [1-100] Zn avec [110] Al : c'est-à-dire que la disposition des atomes de Zn dans le plan de base du cristal est semblable à celle des atomes d'aluminium (fig. 3). Mais l'empilement de ces plans successifs n'est pas le même (cf. 2, p. 135). On retrouve ici un fait général ; le précipité se fait de façon que le plan commun soit celui qui ait la structure la plus voisine dans les deux cristallins.

Tels sont les résultats expérimentaux de notre étude. Que peut-on en déduire sur le processus de formation du cristal de zinc au sein de la solution solide ? Aussitôt après la trempe, il y a formation de noyaux riches en zinc, les atomes restant aux nœuds du réseau de la solution solide. Du fait que la tache de diffusion centrale est indépendante de l'orientation du cristal, on peut conclure que ces

domaines ont des dimensions du même ordre de grandeur dans toute direction. D'autre part, la forme de la tache — en anneau — s'explique par la régularité des dimensions de chaque amas entre lesquels, comme pour les molécules d'un liquide, existe une distance moyenne fréquemment réalisée : c'est la signification des distances inscrites dans la dernière colonne du tableau I. On retrouve là le mode de séparation des atomes d'argent dans l'alliage Al-Ag : il est même frappant de voir la concordance des diamètres des anneaux (cf. [2], p. 133). Nous allons examiner de plus près une telle structure et justifier cette sorte de périodicité entre les zones de précipitation que l'expérience nous révèle. Les considérations suivantes sont évidemment valables également pour l'alliage Al-Ag. Quand la solution solide est homogène, les atomes de zinc sont répartis au hasard des nœuds du réseau de l'aluminium. Chacun de ces atomes étrangers provoque une petite perturbation dans le réseau. Mais, étant donné les mouvements d'agitation thermique des atomes

PLANCHE I



Diagrammes de diffusion centrale donnés par un monocristal Al-Zn (34 % Zn) à divers stades du revenu. Les rayons X incidents sont dirigés suivant [110] [001] étant vertical. Pour les clichés a et b, l'aspect est indépendant de l'orientation du cristal. Radiation Cu K. Distance échantillon-film : 84 mm. Régime du tube : 30 kV 10 mA.

Temps de pose : 1 heure. Clichés en vraie grandeur.

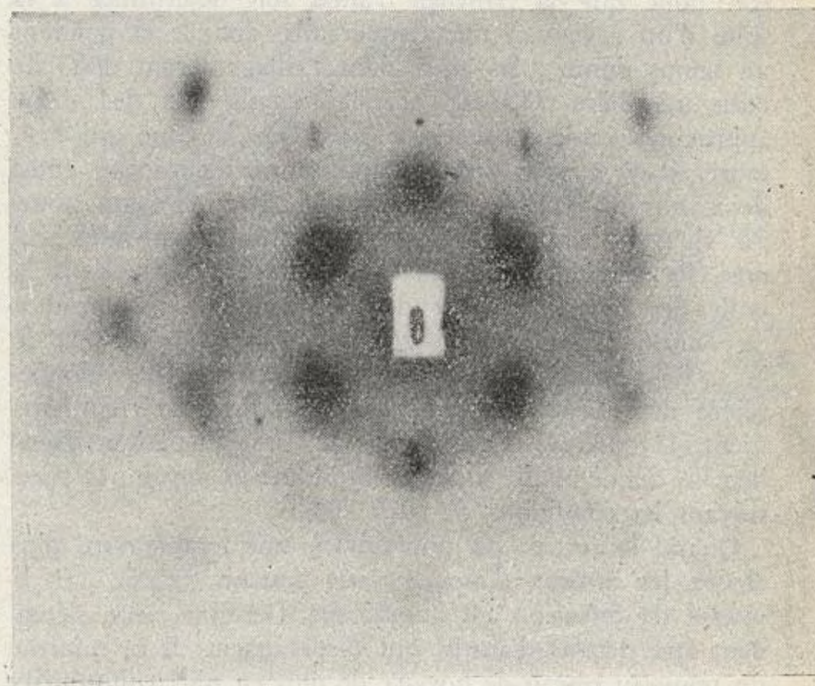
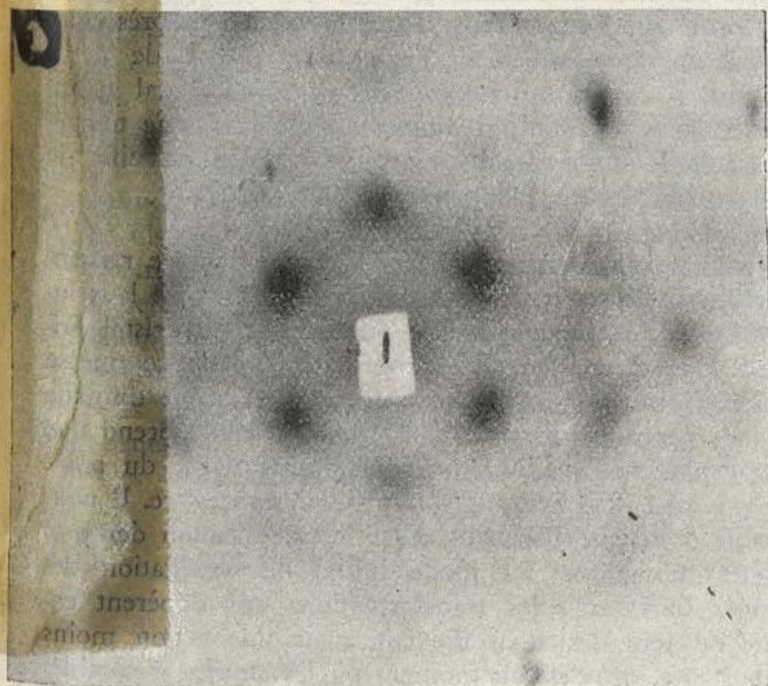
a : immédiatement après trempe.

b : après 4 jours à 15°.

c : après 1 heure à 100°.

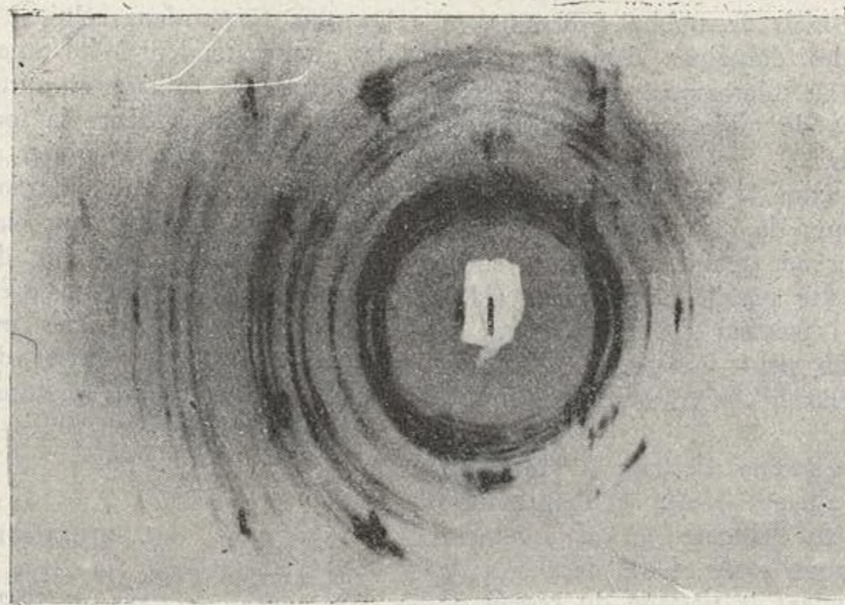
d : après 26 heures à 100°.

PLANCHE II



a

b



c

Les clichés a et b sont des diagrammes de diffusion donnés par un cristal Al-Zn à 34 % de Zn immobile pendant la pose. Les rayons incidents sont dirigés suivant [10] et l'axe [001] est vertical. Radiations Mo K α . Le film est enroulé sur un cylindre de 38 mm de rayon. Régime du tube : 40 kV, 4 mA. Temps de pose : 3 heures. Clichés en vraie grandeur.

mique des atomes. Sur le cliché b apparaissent les taches de diffraction des cristaux de zinc précipités.

a) après un revenu de 1 heure à 100° — b) après un revenu de 16 heures à 195° — c) le cliché est relatif à un monocristal Al-Zn à 50 % de Zn après un revenu de 15 h. à 100°. Le cristal oscille pendant la pose autour de l'axe [001]. Raies continues dues à des microcristaux de zinc et d'aluminium. Il subsiste encore les taches de diffraction du monocristal de solution solide,

Les taches floues et trainées sont dues à l'agitation thermique.

se maintenir en équilibre dans le réseau et celui-ci peut en supporter d'autant plus que l'amplitude des vibrations est plus grande, c'est-à-dire que la température est plus élevée. C'est la justification de l'augmentation de la solubilité avec la température. Si on ramène brusquement l'alliage à la température ordinaire, les atomes de zinc ne pourront plus se maintenir en équilibre; en effet, supposons que deux ou trois atomes de Zn viennent au contact par hasard au cours de leurs mouvements, la perturbation que va produire ce petit groupe devient très notable et l'agitation thermique n'est pas assez énergique pour rompre cette configuration plus stable. Au contraire, si d'autres atomes de zinc viennent au contact, ils se fixeront à leur tour. Ainsi prend naissance un noyau d'atomes très riche en zinc: ce noyau s'alimente à partir de la zone périphérique qui, par conséquent, va s'appauvrir en atomes de zinc; pour qu'un nouvel atome de zinc vienne s'agglomérer, il faut donc qu'il traverse cette zone exempte de perturbations: le noyau atteint donc sa taille limite quand la chance, pour un atome de zinc, de traverser par diffusion cette zone protectrice devient trop faible. On conçoit donc que la taille de l'amas soit déterminée à la suite d'un revenu à une température donnée et pendant un temps donné: les amas dans l'alliage seront donc de taille régulière. D'autre part, si l'amas est de forme approximativement sphérique ainsi que la zone qui l'entoure, il y a une distance minimum d'approche entre deux noyaux voisins égale au diamètre de cette zone, car si deux embryons de noyaux s'étaient formés plus près, ils auraient fusionné. C'est cette régularité dans la taille des noyaux et leur distance mutuelle qui produit cet anneau de diffraction que nous observons au lieu de la tache centrale avec maximum au centre que donneraient des noyaux de taille variée et répartis irrégulièrement ([1] p. 184). Le diamètre de l'anneau permet d'évaluer le diamètre de la zone entourant le noyau: il varie suivant les conditions de 50 à 200 Å.

Quand le revenu est poursuivi à une température plus élevée, les noyaux d'atomes vont pouvoir grossir, car la vitesse de diffusion est augmentée. Certains amas s'étendent aux dépens d'autres qui disparaissent; il se reforme un nouveau réseau de noyaux de plus en plus volumineux et de plus en plus espacés. A un certain stade, ils deviennent trop grands pour pouvoir donner lieu à une diffusion centrale observable: mais le même processus se poursuit jusqu'à ce que les domaines deviennent des grains de précipité visibles au microscope: et on observe encore que ces grains sont de taille assez uniforme et assez régulièrement disposés.

Un fait particulier au système Al-Zn est le changement de forme de l'amas au cours de sa croissance: d'abord sans forme caractérisée il prend, quand sa taille est suffisante, l'aspect d'une plaquette parallèle aux plans (111) de la solution solide dont l'épaisseur est moindre que le diamètre: c'est ainsi qu'on peut interpréter la forme particulière de la tache centrale au cours du revenu à 100° (plaque I, c et d).

Comment s'organisent les atomes de zinc à l'intérieur des amas? Dans le cas des alliages Al-Ag, les diagrammes de diffusion avaient mis en évidence un arrangement ordonné des atomes de chaque sorte et des décalages de plans (111) qui accompagnaient le passage du réseau de la solution solide à celui de la phase précipitée. Dans le cas des alliages Al-Zn, l'expérience ne nous fournit aucune donnée de ce genre. Puisque le précipité est constitué par du zinc pur, les atomes d'aluminium tendent à être tous éliminés. Il ne peut donc pas apparaître de surstructure dans le réseau comme dans le cas où le précipité autour de leur position d'équilibre, l'atome étranger peut

contient une proportion déterminée des deux métaux. Mais on aurait pu s'attendre à trouver des zones de diffusion le long des axes (111) du réseau réciproque, conséquence de mouvements d'ensemble des plans (111), qui sont communs aux deux cristaux. Or, malgré des essais nombreux et de très longues poses, nous n'avons rien trouvé de semblable. Il faut donc imaginer que l'édification du cristal de zinc ne se fait pas par des mouvements de plans atomiques simples, mais plutôt par regroupements des atomes à partir des germes (Cf. la formation de la phase θ dans Al-Cu: [2] p. 130). Les différences entre les deux réseaux sont, en effet, assez considérables: les réseaux plans (111) doivent subir une contraction de 8 %, les plans successifs doivent se décaler les uns par rapport aux autres: leur distance, en outre, s'accroît de 5 %. Les déplacements de chaque atome à partir de sa position théorique dans le réseau primitif seraient très complexes si l'on supposait que la transformation s'opérait de façon cohérente dans un large domaine. D'ailleurs, dans les alliages à forte teneur en zinc (50 %), le précipité n'a plus d'orientation rigoureuse par rapport au cristal de solution solide. Après un revenu prolongé, il est formé de monocristaux d'orientation à peu près complètement désordonnée. Il se produit même de petits cristaux d'aluminium aux dépens du monocristal (planche II, c). Cependant, si on porte l'alliage à une température suffisante pour dissoudre de nouveau le zinc, le monocristal se reforme dans son état primitif.

CONCLUSION.

La phase initiale de la précipitation est donc le rassemblement des atomes de zinc en amas au sein de la solution solide, les atomes restant aux nœuds du cristal primitif. C'est à ce stade d'hétérogénéité de l'alliage que se produit le maximum de durcissement. La dureté diminue quand, par suite du revenu, la solution solide prend une forme plus stable où un précipité, individualisé du point de vue cristallographique, commence à apparaître. Il nous semble donc que l'on peut relier la modification des propriétés mécaniques au mode initial de ségrégation des atomes étrangers: les transformations qui s'opèrent ensuite au sein des amas doivent avoir une action moins importante, car c'est au moment où les atomes rassemblés gardent encore une structure proche de celle du réseau initial que les déformations et les tensions internes sont les plus fortes dans celui-ci: les mouvements ultérieurs des atomes tendent à les amoindrir. Le résultat principal de l'étude de l'alliage aluminium-zinc est que les rayons X ont mis en évidence la forme régulière, probablement grossièrement sphérique des amas initiaux. D'autre part, on constate que l'amélioration des qualités mécaniques pendant le vieillissement est relativement faible. Or, comme nous le montrerons dans la suite de cette étude, il semble bien qu'on puisse établir une liaison entre l'accroissement des propriétés mécaniques et la forme des amas d'atomes: des amas de forme régulière auraient moins d'influence que les amas de forme très aplatie qui se produisent dans certains systèmes [1] [2].

A. GUINIER.

BIBLIOGRAPHIE

- [1] *An. de Phys.* 12 (1939), p. 161.
- [2] *Journ. de Phys.* 8 (1942), p. 124.
- [3] A. GUINIER et P. JACQUET, *Métaux et Corrosion*, 213 (1943), p. 81.
- [4] D. HAMON et M.L.V. GAYLER, *Journ. Inst. of Met.* 27 (1922), p. 267.
- [5] T. TANABE, *Journ. Inst. of Met.* 32 (1924), p. 415.
- [6] E.A. OWEN et L. PICKUP, *Phil. Mag.* 20 (1935), p. 761.
- [7] *Métaux et Corrosion*, 210 (1943), p. 36.
- [8] J. HERENGUEL et G. CHAUDRON, *Métaux et Corrosion*, 214 (1943), p. 105.

FORCES THERMOÉLECTRIQUES

Cu/Cu-Be et Cu/Cu-P

A.33

Les appareils de mesures tels que les galvanomètres comportent un enroulement en fil de cuivre dont les extrémités sont généralement soudées à un ruban élastique, tendu ou enroulé en spirale; ce dernier est souvent en bronze phosphoreux ou en bronze au glucinium. Il était intéressant de s'assurer que les faibles différences de températures qui peuvent exister entre les divers points de ce circuit ne sont pas le siège de forces électromotrices capables d'introduire des erreurs lorsqu'on utilise les déviations du cadre de l'appareil pour une mesure.

L'étude a porté sur des spiraux de fabrication courante de la *Sté des Spiraux Français*. Nous disposons donc de rubans ayant 0,5 mm de large, 0,05 mm d'épaisseur et environ 100 mm de long. Ces faibles dimensions rendaient les mesures très délicates. Nous avons constitué des couples cuivre-bronze phosphoreux et cuivre-bronze au glucinium, et placé les soudures dans une gaine d'argent de 3 mm de diamètre et 40 mm de long, les deux rubans étant isolés à l'extérieur par du quartz. Les extrémités libres plongeaient dans la glace finement râpée et en équilibre avec son eau de fusion. Les cordons reliant ces soudures froides au potentiomètre devant avoir une capacité calorifique assez faible pour ne pas modifier la température de celles-ci, nous avons employé des fils de 0,3 mm de diamètre.

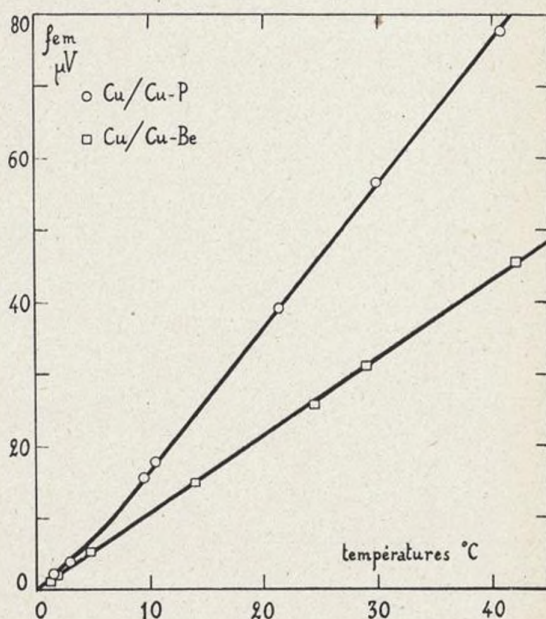
Entre 0 et 40° C, les forces thermoélectriques obtenues sont en moyenne de 1,4 μV par degré pour le cuivre-bronze glucinium et de 1,7 μV par degré pour le cuivre-bronze phosphoreux.

Les courbes ci-contre reproduisent les résultats expérimentaux.

Les forces électromotrices trouvées sont faibles et sou-

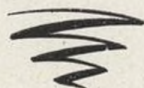
vent inférieures à la sensibilité de l'instrument dans lequel elles pourraient prendre naissance.

On voit toutefois que pour les appareils de très haute



sensibilité, il y a intérêt à placer les soudures en des points assez voisins pour que leurs températures soient les mêmes, et à éviter toute cause pouvant échauffer l'une plus que l'autre.

FALLOT.





18
19
20
21
22
23
24
25
26
27
28
29
30
31
32
33
34
35
36
37
38
39
40
41
42
43
44
45
46
47
48
49
50
51
52
53
54
55
56
57
58
59
60
61
62
63
64
65
66
67
68
69
70
71
72
73
74
75
76
77
78
79
80
81
82
83
84
85
86
87
88
89
90
91
92
93
94
95
96
97
98
99
100

