



**HAL**  
open science

**Croissance, morphologie et relations d'orientations du système eutectique Cd Cd<sub>3</sub> Cu, La Recherche Aérospatiale, n° 1970 5, sept oct 1970, pp. 233- 240**

J.P. Trottier, Roger Prud'Homme, Chantal Diot, A. Genaut

► **To cite this version:**

J.P. Trottier, Roger Prud'Homme, Chantal Diot, A. Genaut. Croissance, morphologie et relations d'orientations du système eutectique Cd Cd<sub>3</sub> Cu, La Recherche Aérospatiale, n° 1970 5, sept oct 1970, pp. 233- 240. La Recherche Aérospatiale, 1970. hal-02000947

**HAL Id: hal-02000947**

**<https://hal.science/hal-02000947v1>**

Submitted on 3 Apr 2020

**HAL** is a multi-disciplinary open access archive for the deposit and dissemination of scientific research documents, whether they are published or not. The documents may come from teaching and research institutions in France or abroad, or from public or private research centers.

L'archive ouverte pluridisciplinaire **HAL**, est destinée au dépôt et à la diffusion de documents scientifiques de niveau recherche, publiés ou non, émanant des établissements d'enseignement et de recherche français ou étrangers, des laboratoires publics ou privés.

## CROISSANCE, MORPHOLOGIE ET RELATIONS D'ORIENTATION DU SYSTÈME EUTECTIQUE Cd-Cd<sub>3</sub>Cu

par

Jean-Pierre TROTTIER, Roger PRUD'HOMME  
Chantal DIOT et Alain GRENAUT

---

### RÉSUMÉ

Dans une première partie sont décrites les conditions d'élaboration de l'alliage eutectique fibreux Cd-Cd<sub>3</sub>Cu et la préparation des échantillons ainsi que la méthode cristallographique utilisée.

La seconde partie expose les observations faites au microscope optique et au microscope électronique à balayage et donne une interprétation des faits à l'aide des théories existantes.

La troisième partie consiste en une étude aux rayons X qui met en évidence les relations cristallographiques d'orientation entre les deux phases ainsi que les directions de croissance, et qui permet d'expliquer en partie la forme des fibres.

*Descripteurs (thésaurus CEDOCAR): Eutectiques — Alliages — Alliages cadmium — Alliages cuivre — Matériaux composites — Métallurgie fibres — Cristaux métalliques — Croissance cristaux — Cristallisation — Fusion zones.*

### GROWTH, MORPHOLOGY AND ORIENTATION RELATIONS OF THE Cd-Cd<sub>3</sub>Cu EUTECTIC SYSTEM

### SUMMARY

Part 1 describes the mode of producing the fibrous eutectic alloy Cd-Cd<sub>3</sub>Cu, the preparation of samples, and the crystallographic method used.

Part 2 covers observations made by optical and by scanning electron microscope, and interprets the facts observed in the light of existing theories.

Part 3 discusses an X-ray examination revealing the crystallographic orientation relations between the two phases and the directions of growth, and affording a partial explanation of the shape of the fibres.

*Descriptors (NASA thesaurus): Eutectic alloys — Whisker composites — Binary systems (materials) — Crystallisation — Crystal growth — Crystal structure — Zone melting — Fibres — Whiskers (single crystals) — Cadmium — Cadmium alloys — Copper alloys — Solidification.*

## I. — INTRODUCTION

Les morphologies d'alliages eutectiques obtenues par solidification orientée peuvent être très diverses. Cependant un grand nombre de matériaux ainsi élaborés présentent une structure régulière, lamellaire ou fibreuse. Le mécanisme de croissance de ces alliages, étudié par différents auteurs, présente plusieurs aspects, le plus souvent étudiés séparément : il en est ainsi de l'aspect thermodynamique proprement dit et de l'aspect cristallographique.

L'étude thermodynamique suppose que la morphologie générale (lamelles ou fibres, forme des fibres, régularité de la structure, etc.) soit connue a priori [1]. La plupart des travaux théoriques effectués dans ce domaine concernent les eutectiques lamellaires. Quant aux alliages à fibres, les difficultés de résolution numérique du problème condui-

expliquent ce fait par le non respect d'une hypothèse de base, à savoir l'isotropie des énergies interfaciales. D'autre part, certaines structures apparemment lamellaires présentent en réalité des fibres de sections droites non circulaires [3]. Enfin, des systèmes qui devraient être lamellaires [4] [5] sont en réalité fibreux malgré des fractions volumiques importantes. Dans des cas limites (Ta-Ta<sub>2</sub>C, Pb-Sn), on peut observer une transition lamelle-fibre en faisant varier la fraction volumique; une étude de **Mollard** et **Flemings** [6] [7] définit une fraction volumique critique qui confirme assez bien la classification de **Cooksey**. La faible fraction volumique du composé intermédiaire Cd<sub>3</sub>Cu, qui est de 8,12 % environ, permet de prévoir que l'eutectique orienté Cd-Cd<sub>3</sub>Cu sera fibreux. Nous verrons cependant qu'il existe d'autres types de structure pour cet eutectique.

Si l'étude thermodynamique simplifiée permet d'expli-

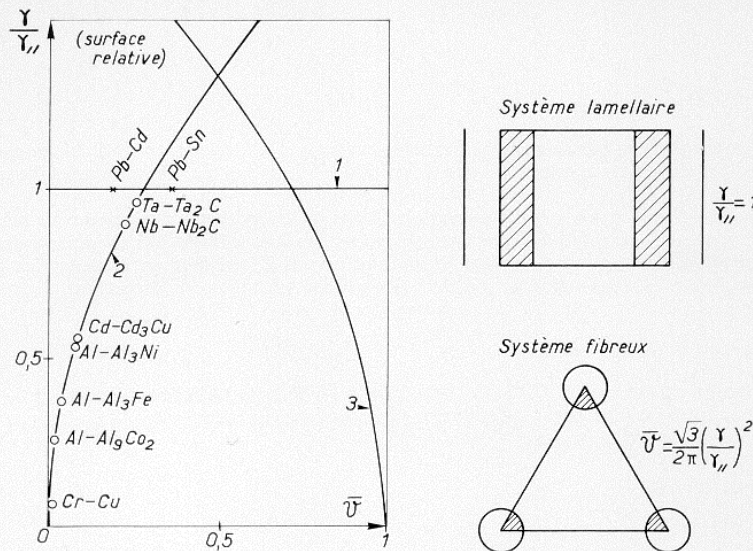


Fig. 1. — Évolution de l'énergie interfaciale relative  $\gamma/\gamma_0$ , en fonction de la fraction volumique  $\bar{V}$  pour différents systèmes eutectiques, l'écart interfibré étant supposé égal à l'écart interlamellaire. (D'après [2]; le point représentatif de l'eutectique Cd-Cd<sub>3</sub>Cu a été porté sur ce diagramme).

1. — Lamelles. 2. — Fibres phase A. 3. — Fibres phase B.

sent à utiliser des modèles très simplifiés : dans le travail cité [1] on suppose que l'axe des fibres est perpendiculaire au front de solidification, que celles-ci ont une section droite circulaire et qu'elles sont réparties régulièrement, la structure de base étant un hexagone régulier; on suppose de plus que les énergies interfaciales entre les phases solides sont les mêmes dans toutes les directions. Dans une classification des alliages à composition eutectique, suivant les fractions volumiques et les énergies interfaciales, établie par **Cooksey** et al. [2], on envisage deux modèles géométriques, le premier étant lamellaire et le second comportant des fibres de sections droites circulaires disposées aux sommets d'un triangle équilatéral. En rapportant les énergies interfaciales des fibres par unité de volume à celles des lamelles, on détermine aisément une relation entre ces énergies et la fraction volumique (fig. 1). Bien que la classification obtenue soit très approximative on constate qu'elle est assez satisfaisante dans de nombreux cas. Des exceptions existent cependant, l'alliage plomb-cadmium en est un exemple : des lamelles sont obtenues par solidification orientée, alors que les fibres correspondraient à une énergie interfaciale inférieure. Les auteurs

quer certains comportements des alliages eutectiques lors de la solidification (relations existant entre la vitesse de croissance, l'écart interlamellaire ou interfibre et la température de surfusion), seule l'étude cristallographique fournit des éléments susceptibles d'expliquer par exemple la régularité de la microstructure due à une très forte anisotropie cristalline. Les études effectuées dans ce domaine montrent que l'on peut parler, en première approximation, de " monocristaux biphasés ", les deux phases se développant en épitaxie suivant des directions et des plans réticulaires bien déterminés. On peut penser que la disposition des atomes de chaque phase, de part et d'autre de l'interface, correspond à une énergie interfaciale minimum. D'après **Kraft** [8], ce minimum serait obtenu pour des plans cristallographiques des deux phases présentant une densité et une configuration atomique analogues, et en particulier des réseaux plans de paramètres voisins. Cette configuration des atomes devrait induire un système périodique de dislocations à l'interface permettant de compenser les différences de paramètres existant entre les deux réseaux plans. Le peu d'information obtenu dans ce domaine [9] s'explique principalement par la difficulté de

préparation d'échantillons, qui devraient présenter des phases également amincies observables au microscope électronique. Les théories actuellement développées sur la croissance des eutectiques ne tiennent pas compte de la structure des interfaces, et ne peuvent donc expliquer les morphologies plus ou moins complexes observées pour de nombreux systèmes.

## II. — MÉTHODE EXPÉRIMENTALE

Les alliages de cadmium-cuivre utilisés ont été préparés par fusion sous vide en ampoule de quartz scellée à partir de cadmium Koch-Light de pureté 99,99 % et de cuivre OFHC, puis laminés au diamètre de 8 mm avant refusion.

La teneur en Cu de ces alliages, choisie d'après les données de la littérature, a été de 1,2 % pour l'eutectique et respectivement de 1,1 et 1,3 % pour la composition hypo- et hypereutectique.

Le dispositif utilisé pour l'orientation de l'alliage comprend essentiellement un four à résistance avec régulation de température et un refroidisseur à eau avec régulateur de débit. Ces deux éléments sont solidaires et forment un ensemble mobile se déplaçant suivant l'axe commun, à vitesse constante. Le creuset de quartz a une position fixe et son axe est confondu avec celui de l'ensemble précédent.

Une série d'expériences préliminaires a permis de déterminer la vitesse  $V$  d'avancement du front de solidification et le gradient de température  $G$  dans le liquide à l'interface et par conséquent de localiser la zone où la solidification se produit dans des conditions stationnaires (\*).

Les échantillons sont prélevés, après orientation, dans la zone stationnaire et des coupes, longitudinales et transversales, sont ensuite préparées en vue des observations au microscope optique et au microscope électronique à balayage.

Les orientations cristallographiques ont été étudiées au moyen des méthodes de Laue et du cristal tournant. Nous avons opéré par transmission sur monocristaux, ce qui

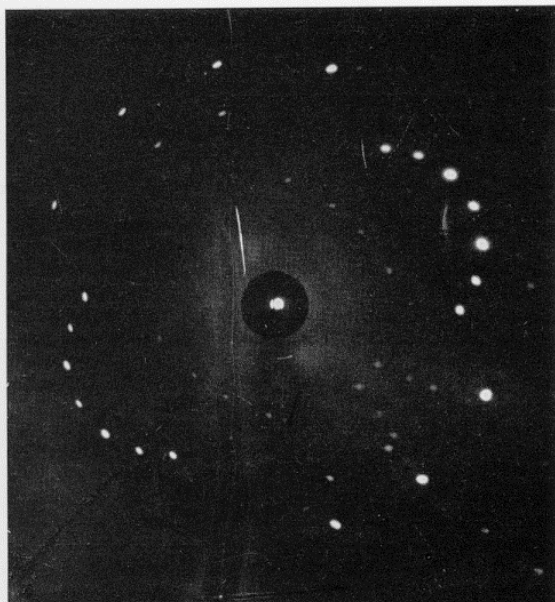


Fig. 2. — Diagramme de Laue de la variété I (voir texte, plus loin). Pôles (1120) des deux phases parallèles au faisceau R. X.

(\*) Les premières solidifications orientées des alliages Cd—Cu ont été réalisées à l'O.N.E.R.A. par A. Brenac et B. Carruette.

nécessite, dans le cas d'un élément tel que le cadmium, une épaisseur d'échantillon inférieure à 0,1 mm. La préparation de ces échantillons est la suivante :

- découpe par électro-érosion, de lames de 0,5 mm; perpendiculaires ou parallèles à la direction de croissance;
- amincissement électrolytique de ces lames dans une solution diluée d'acide sulfurique sous une tension de 2 volts à 20 °C;
- choix d'une zone monocristalline.

Les échantillons ainsi préparés sont montés sur un support goniométrique. Les diagrammes de Laue (fig. 2) sont obtenus sur une chambre plane équipée d'une cassette polaroid placée à 40 mm de l'échantillon. Le rayonnement X est fourni par un tube à anode en cuivre. Les diagrammes de cristal tournant (fig. 3) sont obtenus sur une chambre cylindrique, de diamètre 57 mm, placée devant un tube à anode de molybdène équipé d'un monochromateur à cristal courbe.

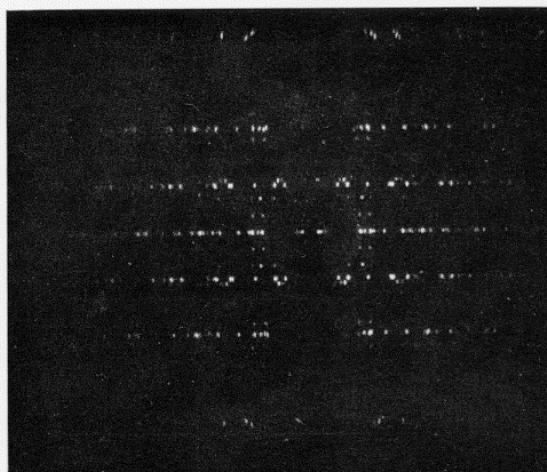


Fig. 3. — Diagramme de cristal tournant, variété I au  $[1\bar{1}00]\text{Cd}$  et  $[1100]\text{Cd}_3\text{Cu}$ , parallèle à l'axe de rotation. Rayonnement X :  $M\alpha, K\alpha$ .

## III. — OBSERVATIONS AU MICROSCOPE OPTIQUE ET AU MICROSCOPE ÉLECTRONIQUE À BALAYAGE

### III, 1. — OBSERVATIONS AU MICROSCOPE OPTIQUE

Les coupes de l'alliage orienté font apparaître en général plusieurs grains qui, pour un même échantillon, peuvent avoir des structures différentes. Chaque grain est bien orienté, c'est-à-dire qu'il présente des fibres ou des rubans pratiquement rectilignes, par contre le grand axe des fibres n'est pas toujours parallèle à l'axe du creuset (ou direction de croissance).

Les observations au microscope optique montrent que les fibres ont une section transversale apparemment elliptique et sont réparties régulièrement (fig. 4a) (\*). Les rubans ont une épaisseur analogue à celle des fibres et une largeur variable (fig. 4b).

On note une tendance à la formation de fibres vers les faibles gradients de température et les fortes vitesses; au contraire, les rubans apparaissent plutôt pour des gradients  $G$  importants et des vitesses  $V$  faibles. La gamme des vitesses utilisée était comprise entre 1 et 4 cm/h, celle des gradients de température entre 30 et 70 °C/cm. L'évolution de la morphologie est représentée schématiquement sur la figure 5.

(\*) Nous empruntons cette figure au travail de B. Carruette.

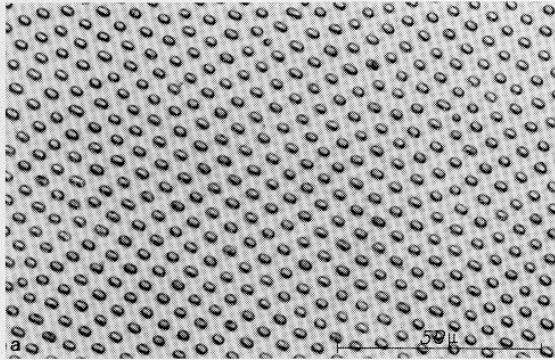


Fig. 4a. — Fibres observées au microscope optique (X 600).

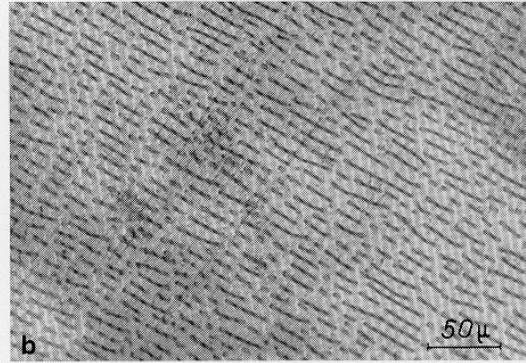


Fig. 4b. — Rubans observés au microscope optique (X 250).

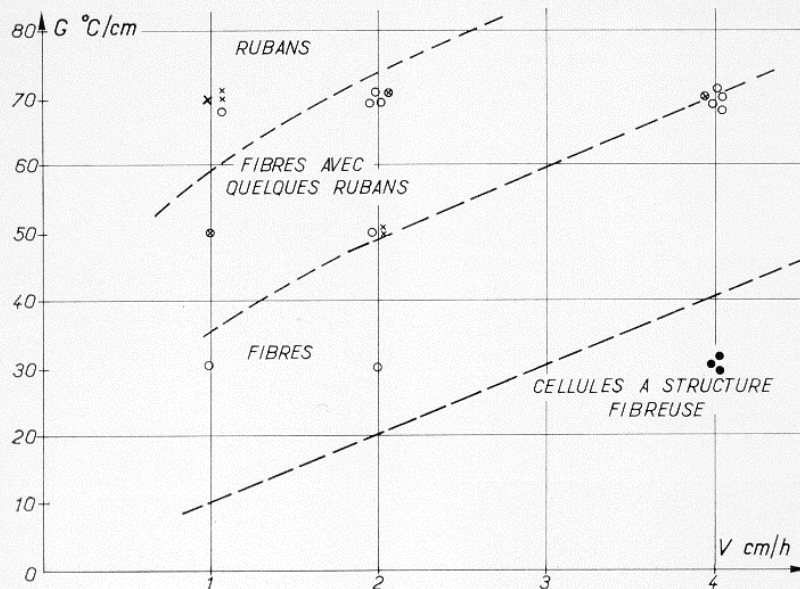


Fig. 5.— Schéma approximatif montrant les zones fibreuses et les zones à rubans

grains avec

fibres	○
fibres et quelques rubans	⊙
rubans	×
cellules fibreuses	●

Les mesures de la distance moyenne  $\lambda$ , séparant les axes des fibres, montrent que celle-ci, indépendante du gradient  $G$ , est fonction de la vitesse  $V$ . Dans le système d'axes classiques ( $V^{1/2}$ ,  $\lambda^{-1}$ ) la courbe représentative est approximativement une droite, de sorte que la loi :

$$\lambda^2 V = 3 \times 10^{-10} \text{ cm}^3/\text{s}$$

est assez bien vérifiée dans l'intervalle de vitesses envisagé.

### III, 2. — OBSERVATIONS AU MICROSCOPE ÉLECTRONIQUE À BALAYAGE

Le microscope électronique à balayage, outre l'avantage d'un fort grossissement, présente celui de fournir, grâce à sa profondeur de champ, une vue en perspective de la morphologie de l'alliage et permet de mieux rendre compte de celle-ci. Les échantillons subissent auparavant une attaque profonde, éliminant la matrice de cadmium et dégageant les fibres du composé Cd<sub>3</sub>Cu. Celles-ci pré-

sentent généralement des facettes et ont une section droite polygonale, hexagonale dans certains échantillons, octogonale dans d'autres (fig. 6). Le nombre des facettes peut ainsi varier d'un échantillon à l'autre; par ailleurs, les sections droites des fibres ne sont pas toujours des polygones réguliers, mais les côtés sont parallèles deux à deux. La morphologie générale est dans l'ensemble bien régulière pour un grain donné.

Les fibres peuvent présenter des défauts de croissance :

- a) la section droite d'une fibre peut varier en dimension;
- b) deux fibres peuvent croître en restant accolées;
- c) deux fibres peuvent se réunir pour en former une seule;
- d) une seule fibre peut se diviser en deux fibres distinctes, la séparation étant précédée d'un stade intermédiaire où les deux fibres résultantes sont réunies par une membrane d'épaisseur moindre (fig. 7).

Ce stade intermédiaire semble être plus stable lorsque l'on augmente le gradient  $G$  ou que l'on diminue la vitesse;

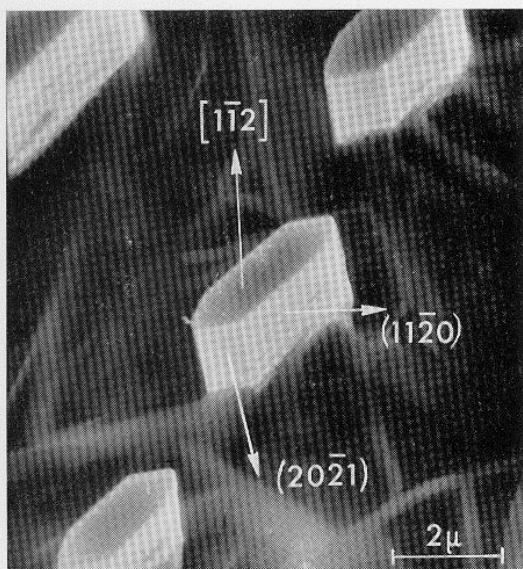


Fig. 6. — Fibre à section hexagonale. Voir texte.  $G = 12\ 000$ . Seuls sont indiqués les pôles de Cd.

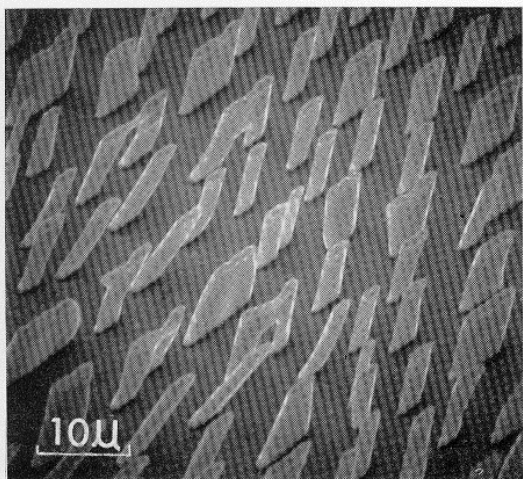


Fig. 7. — Formation de défauts dans une structure fibreuse.  $V = 1$  cm/h,  $G = 30^\circ$ /cm.

des rubans apparaissent alors, dont la largeur est beaucoup plus importante que l'épaisseur. Dans certains grains ces rubans sont sensiblement plans alors que dans d'autres ils présentent des arêtes anguleuses. Chaque ruban semble formé de plusieurs fibres parallèles réunies par une membrane de moindre épaisseur (fig. 8).

### III, 3. — DISCUSSION

Une partie des résultats d'expérience peut être interprétée à l'aide des théories existantes.

Il en est ainsi de la relation entre  $\lambda$  et  $V$ . La théorie de Jackson et Hunt [1] est basée sur le processus de diffusion des atomes dans le mélange métallique liquide, sur les températures de surfusion et l'application du principe du minimum de la surfusion totale. La structure de base, envisagée par ces auteurs pour décrire la croissance des fibres, est constituée par un ensemble de six fibres à sections circulaires, sommets d'un hexagone régulier



Fig. 8. — Fibres et rubans.  $V = 1$  cm/h,  $G = 70^\circ$ /cm.

donc le centre est également une fibre. Les lois obtenues :  $\lambda V = C^{te}$  et  $\frac{(\Delta T)^2}{V} = C^{te}$ , expriment l'influence de la vitesse de croissance sur l'écart interfibre  $\lambda$  et sur l'écart de température total  $\Delta T$  dû à la surfusion. Ces lois, analogues pour la croissance lamellaire, ont été vérifiées expérimentalement par Moore et Elliott [10] pour de nombreux alliages à structure lamellaire. Les résultats obtenus par nous avec les fibres de Cd<sub>3</sub>Cu dans le cadmium montrent une concordance analogue. Cependant, le modèle précédent n'est pas rigoureusement applicable ici, parce que, d'une part, les fibres n'ont pas une section circulaire et qu'elles ne sont pas réparties suivant les sommets d'un hexagone régulier; d'autre part, elles présentent des facettes, ce qui indique des énergies interfaciales probablement différentes pour une même fibre. L'analyse de Lesoult et Turpin [11] basée sur le phénomène du minimum de production d'entropie dans les phénomènes irréversibles linéaires stationnaires aboutit à une loi de la forme :  $\lambda^2 V = a(1 + b/\lambda)$  avec  $a$  et  $b$  constants. La vérification rigoureuse des lois précédentes nécessite cependant un calcul pour lequel certaines données seraient indispensables (coefficients de diffusion, énergies interfaciales, etc.). Ce calcul n'a pas été fait pour l'alliage envisagé ici. La température de surfusion n'a pas été mesurée lors des présentes expériences. La croissance des défauts de structure a été étudiée en particulier par Cline [12] en partant des hypothèses de Hunt et Jackson et en admettant de petites fluctuations de concentration et de température évoluant de façon quasi-stationnaire. Le modèle étudié quantitativement est périodique, la période comprenant trois lamelles faiblement inclinées par rapport à la direction de croissance. Les résultats obtenus permettent d'expliquer certaines croissances de défauts observées ainsi que la stabilité de structures particulières. Il serait intéressant de répéter le même calcul pour les fibres mais il s'avère assez complexe. Pour l'eutectique Cd—Cd<sub>3</sub>Cu, l'analyse serait obligatoirement tridimensionnelle.

La formation des rubans peut difficilement être expliquée à partir des théories traitant de la transition lamelle-fibre. Nous constatons en effet, qu'une telle transition n'a pas lieu réellement, comme l'ont constaté Jaffrey et Chadwick [3] au sujet de l'eutectique orienté Al—Al<sub>3</sub>Ni, dont les

fractions volumiques sont analogues à celles du présent alliage, et de l'eutectique Sn—Zn. Les variations des surfusions relatives des interfaces Cd—liquide et Cd<sub>3</sub>Cu—liquide peuvent intervenir dans la formation des rubans. Par ailleurs, il faut tenir compte des différences d'orientation des fibres ou des rubans, liées à la croissance de plans cristallins préférentiels. L'existence de ces plans et des interfaces séparant les phases solides influe en particulier sur le transfert de chaleur dans le solide.

Des expériences d'orientation d'alliages à composition non eutectique ont également été faites. Dans le cas d'un alliage hypo-eutectique à 1,1 % de cuivre, on observe des dendrites de cadmium ( $V = 2$  cm/h,  $G = 30$  °C/cm); pour les alliages hyper-eutectiques (1,3 % de cuivre et 2 % de cuivre,  $V = 1$  cm/h,  $G = 72$  °C/cm) c'est la structure cellulaire qui semble prévaloir.

Dans les deux cas, il est probable que le rapport  $G/V$  était insuffisant pour conserver la planéité du front de solidification, nécessaire à une croissance couplée des fibres et de la matrice, compte tenu des écarts à la composition eutectique. Une étude, basée sur le critère de surfusion structurale [13] [14] ou sur la théorie de Mullins et Sekerka [15] appliquée aux systèmes eutectiques, devrait permettre de prévoir les conditions d'expérience assurant la planéité du front. Il serait alors possible de suivre l'évolution de la morphologie en fonction de la concentration, comme l'ont fait Mollard et Flemings [7] avec le mélange plomb-étain. Notons que la croissance de cellules et celle de dendrites ne correspondent pas exactement au même mécanisme [16]; pour des valeurs croissantes du rapport  $G/V$ , il semble que les dendrites apparaissent d'abord, puis les cellules et enfin la "croissance couplée".

Enfin, pour expliquer l'existence de cellules dans des échantillons de composition eutectique on peut envisager l'influence d'impuretés présentes dans le mélange, même en très faibles quantités. Chadwick [17] note deux effets imputables à la présence d'une impureté :

- il y a formation de cellules, si le rapport  $G/V$  est suffisamment faible;
- la formation de fibres à partir d'une structure lamellaire peut avoir lieu, si l'impureté se répartit de façon inégale entre les deux phases, celle-ci rendant instables les lamelles.

Le premier effet se produirait ici pour  $V = 4$  cm/h et  $G = 30$  °C/cm.

Le second effet a été également observé après addition d'un faible pourcentage d'argent au mélange eutectique, ce qui a eu pour résultat de transformer les rubans en fibres ( $V = 1$  cm/h,  $G = 72$  °C/cm).

#### IV. — ÉTUDE CRISTALLOGRAPHIQUE

##### IV, 1. — GÉNÉRALITÉS

Les deux phases constituant l'eutectique Cd—Cd<sub>3</sub>Cu possèdent chacune une maille hexagonale. Celle du cadmium, hexagonale compacte, est connue avec précision :

$$\begin{aligned} a &= 2,9793 \text{ \AA} \\ c &= 5,6181 \text{ \AA} \\ \gamma &= 1,890. \end{aligned}$$

Celle du Cd<sub>3</sub>Cu est moins bien déterminée. Comme le signale Borg [18], la maille est hexagonale, mais ses paramètres semblent légèrement supérieurs à ceux donnés par Dey et Quader [19], soit :

$$\begin{aligned} c &= 8,10 \text{ \AA} \\ a &= 8,76 \text{ \AA} \\ \gamma &= 1,08. \end{aligned}$$

En outre, l'indexation des raies de diffraction et le groupe spatial proposés par ces derniers auteurs ne semblent pas exacts.

##### IV, 2. — LES SYSTÈMES D'ORIENTATION

Les diagrammes, effectués sur dix échantillons voisins de la teneur eutectique, mettent en évidence trois systèmes d'orientation. Seul le premier système a fait l'objet d'une étude au moyen de la méthode du cristal tournant.

Il est nécessaire, avant d'exposer les résultats, de rappeler quelques hypothèses généralement admises et qui ont été vérifiées pour d'autres eutectiques :

- la croissance s'effectue parallèlement à un plan cristallographique important de chaque phase;
- les plans interfaciaux séparant les deux phases sont d'indices faibles, il s'ensuit que la direction des fibres doit être une rangée réticulaire principale pour les deux phases.

Système I (fig. 9 a).

La direction de croissance est voisine des pôles des plans (0115) Cd et (0111) Cd<sub>3</sub>Cu, qui sont parallèles. La direction

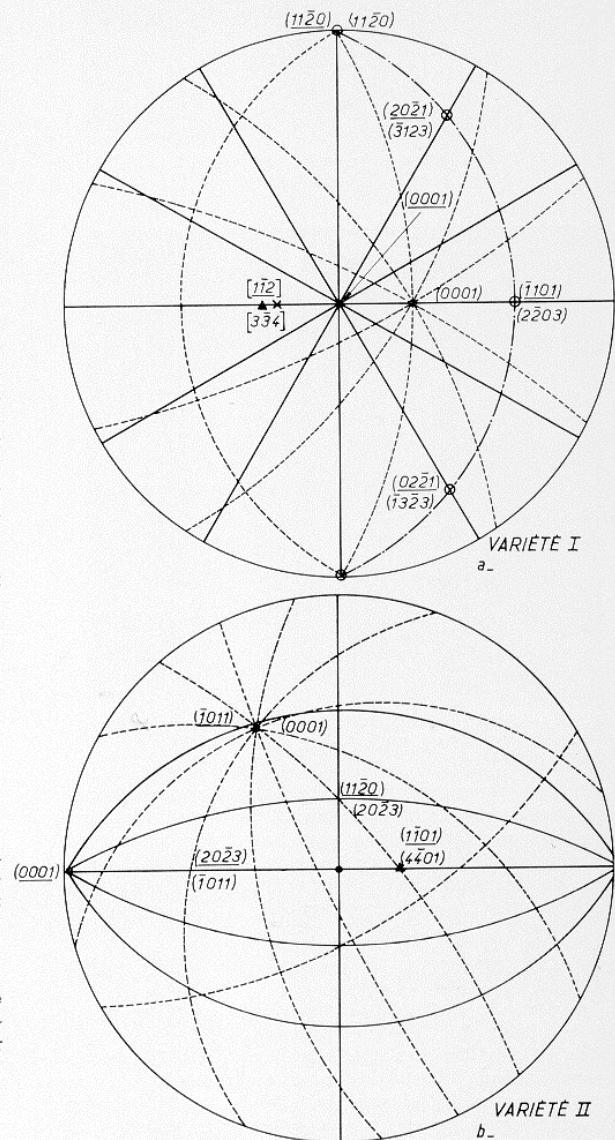


Fig. 9. — Projections stéréographiques, les pôles du cadmium sont soulignés.

- ▲ Direction de croissance.
- × Direction des fibres.

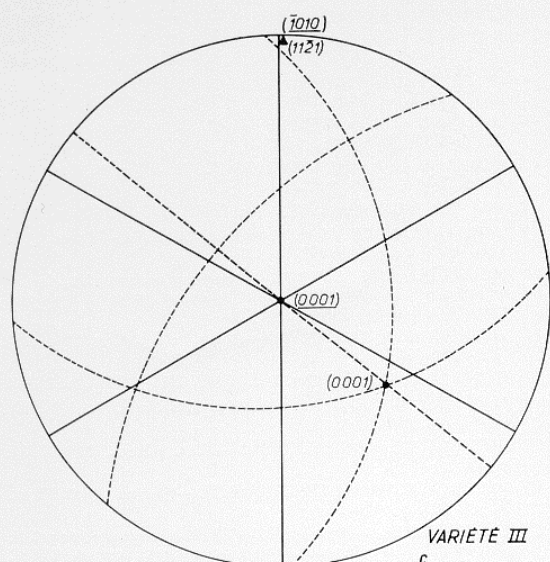


Fig. 9. — Projections stéréographiques, les pôles du cadmium sont soulignés.

- ▲ Direction de croissance.
- × Direction des fibres.

des fibres est parallèle aux rangées  $[112]$  Cd et  $[334]$  Cd<sub>3</sub>Cu. L'angle entre la direction de croissance et celle des fibres est dans ce cas de 5°, ce qui a été vérifié par une mesure directe.

Si l'on recherche les plans interfaciaux pouvant convenir à ces rangées réticulaires, on obtient :

- (1120) Cd parallèle à (1120) Cd<sub>3</sub>Cu
- ( $\bar{2}$ 021) Cd parallèle à ( $\bar{3}$ 123) Cd<sub>3</sub>Cu
- ( $\bar{1}$ 101) Cd parallèle à (2203) Cd<sub>3</sub>Cu.

Les mesures d'angles, effectuées sur des micrographies par balayage de sections droites des fibres, sont en bon accord avec ces résultats. On aperçoit le plus souvent des plans interfaciaux correspondant aux deux premiers couples de plans réticulaires (fig. 6) dont les pôles forment un angle d'environ 30°, parfois on relève l'existence de plans correspondant au troisième couple.

Système II et III (fig. 9 b, c).

Ces deux systèmes ont fait l'objet d'une détermination moins complète. Seuls sont indiqués sur les projections stéréographiques l'orientation réciproque des deux réseaux et les pôles des plans importants de chaque phase proches de la direction de croissance, c'est-à-dire les plans d'indice ( $\bar{1}$ 101) Cd parallèle à (4401) Cd<sub>3</sub>Cu pour le second système, et (1010) Cd parallèle à (1121) Cd<sub>3</sub>Cu pour le troisième.

La direction des fibres n'a pas pu être déterminée, mais elle forme un angle important, de l'ordre de 20 à 30°, avec la direction de croissance.

#### IV, 3. — INTERPRÉTATION DES RÉSULTATS

Si l'on considère les plans interfaciaux les plus développés du premier système, c'est-à-dire les plans (1120), il existe dans l'orientation indiquée une bonne correspondance atomique suivant les rangées  $\langle 552 \rangle$ ,  $\langle 221 \rangle$  du cadmium et  $\langle 110 \rangle$ ,  $\langle 112 \rangle$  de Cd<sub>3</sub>Cu dont les angles sont respectivement de 127°56' et 128°40', et les périodicités de 28,25 Å

pour  $\langle 552 \rangle$  Cd et 14,03 Å pour  $\langle 110 \rangle$  Cd<sub>3</sub>Cu, 11,75 Å pour  $\langle 221 \rangle$  Cd et 22,50 Å pour  $\langle 112 \rangle$  Cd<sub>3</sub>Cu (fig. 10). On ne peut toutefois vérifier la corrélation entre les densités atomiques de ces plans, la disposition des atomes dans la maille Cd<sub>3</sub>Cu n'étant pas connue.

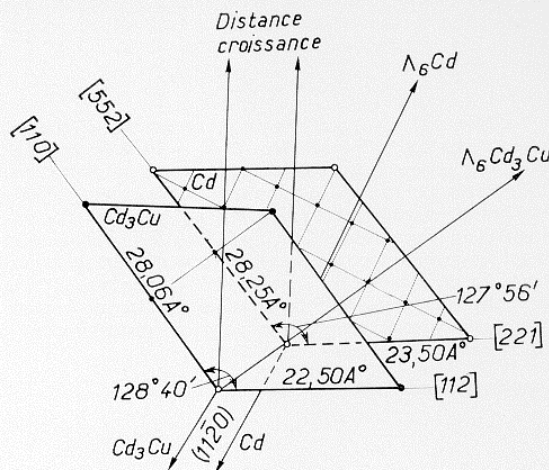


Fig. 10. — Maille plane commune dans les plans interfaciaux (1120) de la variété I.

L'écart angulaire entre la direction de croissance et celle des fibres peut s'expliquer partiellement par des considérations géométriques. Si l'on tient compte des hypothèses concernant la nature des plans interfaciaux et de croissance, on ne trouve pas en général dans le système hexagonal de rangée réticulaire importante perpendiculaire à un plan de faible indice, exception faite de celles contenues dans le plan de base ou de celle qui est parallèle à l'axe senaire.

Le nombre de systèmes d'orientation mis en évidence et qui ne correspond qu'à l'étude de dix monocristaux, n'est certainement pas limitatif. La plupart des travaux effectués jusqu'à ce jour sur ce type de matériau, ne mettent en évidence pour un eutectique donné qu'un seul type d'orientation. Par contre, Jaffrey et Chadwick [3] font mention de deux possibilités pour l'eutectique Al—Al<sub>3</sub>Ni. On ne peut apporter d'explication simple à cette diversité. Si, comme le pense Parkhutik [20], la phase déterminant l'orientation de croissance est celle qui a le point de fusion le plus élevé — c'est-à-dire dans l'alliage qui nous concerne : Cd<sub>3</sub>Cu — il faut admettre que la maille complexe de cette phase possède plusieurs plans ayant des possibilités semblables de se développer.

Une cause supplémentaire peut être envisagée : l'analyse théorique de Mollard et Flemings [6] sur des alliages hypo et hypereutectiques montre que lors de la formation de la couche de diffusion, au début de la cristallisation, il se dépose des cristaux primaires de la phase en excès. On pourrait donc s'attendre à des directions de croissance différentes suivant la nature de cette phase, dans la mesure où les cristaux primaires conditionnent la suite de la cristallisation.

#### V. — CONCLUSION

Nous avons étudié l'influence de divers paramètres sur la morphologie de l'eutectique Cd—Cd<sub>3</sub>Cu. Nous avons noté une tendance à la formation de fibres dans la zone



des grandes vitesses de croissance et des faibles gradients de température et une tendance à la formation de rubans de grande largeur pour les faibles vitesses et les gradients élevés. Les fibres présentent des facettes deux à deux parallèles et les rubans de grande largeur semblent constitués de deux ou plusieurs fibres réunies par des membranes d'épaisseur moindre. Les distances interfibre  $\lambda$  sont fonction de la vitesse d'avancement du front de solidification  $V$  et vérifient approximativement la loi :

$$\lambda^2 V = C^{te}.$$

La diversité des directions de croissance, ainsi que des orientations réciproques des deux phases, constituant l'eutectique peut être attribuée à la complexité de la phase hexagonale Cd<sub>3</sub>Cu, qui doit présenter plusieurs plans de configuration atomique équivalents. Les plans interfaciaux les plus développés semblent liés à l'existence d'une maille plane commune dont les paramètres sont toutefois importants. La divergence de l'axe des fibres par rapport à la direction de croissance s'explique par l'existence de plans interfaciaux préférentiels non perpendiculaires au plan de croissance des fibres.

Manuscrit remis le 29 juin 1970.

#### RÉFÉRENCES

- [1] JACKSON K. A. and HUNT J. D. — Trans. Met. Soc. AIME, **236** (1966), p. 1129.
- [2] COOKSEY D. J. S., MUNSON D., WILKINSON M. P. and HELLAWELL A. — Phil. Mag., **10** (1964), p. 745.
- [3] JAFFREY D. and CHADWICK G. A. — J. Inst. Metals, **97** (1969), p. 118.
- [4] DE SILVA Ar. T., CHADWICK G. A. — Metal science journal, **3**, (1969), p. 168.
- [5] CLINE H. E. — Trans. Met. Soc. AIME, **239** (1967), p. 1906.
- [6] MOLLARD F. R. and FLEMINGS M. C. — Trans. Met. Soc. AIME, **239** (1967), p. 1526.
- [7] MOLLARD F. R. and FLEMINGS M. C. — Trans. Met. Soc. AIME, **239** (1967), p. 1547.
- [8] KRAFT R. W. — Trans. Met. Soc. AIME, **227** (1963), p. 393.
- [9] WALTER, J. L., CLINE H. E. and KOCH E. F. — Trans. Met. Soc. AIME, **245** (1969), p. 2074.
- [10] MOORE A. and ELLIOTT R. — *Interface undercooling during eutectic solidification*. The solidification of metals. Iron and steel Inst. London (1968), p. 167.
- [11] LESOULT G. et TURPIN M. — Mém. scient. Rev. Mét., **66** (1969), p. 619.
- [12] CLINE H. E. — Trans. Met. Soc. AIME, **245** (1969), p. 2205.
- [13] IVANTSOV G. P. — Doklady Akad. Nauk. S.S.S.R., **81** (1951), p. 179.
- [14] RUTTER J. W. and CHALMERS B. — Can. J. Phys., **31** (1953), p. 15.
- [15] MULLINS W. W. and SEKERKA R. F. — Journal Appl. Phys., **35** (1964), p. 444.
- [16] HELLAWELL A. — *Melt growth of fibrous composite materials*. The solidification of metals. Iron and steel Inst. London (1968), p. 155.
- [17] CHADWICK G. A. — *Eutectic alloy solidification*. Progress in materials science. Pergamon Press (1964).
- [18] BORG R. — Trans. Met. Soc. AIME, **221** (1961), p. 527.
- [19] DEY B. N. and QUADER M. A. — Ind. J. Phys., **37** (1963), p. 282.
- [20] PARKHUTIK P. A. — Veski. Akad. Navuk B.S.S.R. fiz. teckh. Navuk n° 3 (1968), p. 53.