

①9 RÉPUBLIQUE FRANÇAISE
—
INSTITUT NATIONAL
DE LA PROPRIÉTÉ INDUSTRIELLE
—
PARIS
—

①1 N° de publication : **2 554 830**
(à n'utiliser que pour les
commandes de reproduction)

②1 N° d'enregistrement national : **84 17127**

⑤1 Int Cl^a : C 22 F 1/08.

①2 **DEMANDE DE BREVET D'INVENTION** A1

②2 Date de dépôt : 9 novembre 1984.

③0 Priorité : US, 10 novembre 1983, n° 550 631.

④3 Date de la mise à disposition du public de la demande : BOPI « Brevets » n° 20 du 17 mai 1985.

⑥0 Références à d'autres documents nationaux apparentés :

⑦1 Demandeur(s) : *Société dite : BRUSH WELLMAN INC.*
— US.

⑦2 Inventeur(s) : Amitava Guha.

⑦3 Titulaire(s) :

⑦4 Mandataire(s) : Cabinet Bonnet-Thirion, G. Foldés.

⑤4 Traitement thermomécanique des alliages cuivre-béryllium.

⑤7 L'invention concerne un procédé thermomécanique applicable à des alliages cuivre-béryllium contenant, en poids, environ 0,1 à 1,2 % de béryllium, au moins environ 0,1 à 3,5 % de nickel, au maximum environ 3 % de cobalt, la teneur totale en nickel et cobalt étant d'environ 0,5 à 3,5 %, procédé qui consiste à effectuer un recuit de mise en solution à une température représentant au moins environ 90 % du point de début de fusion, à travailler à froid l'alliage ainsi traité pour réduire son épaisseur de section d'au moins environ 60 % ou beaucoup plus, puis à faire vieillir l'alliage pour y réaliser une combinaison améliorée de propriétés comprenant la résistance mécanique, la ductilité, l'aptitude au formage et la conductivité.



FR 2 554 830 - A1

L'invention concerne un procédé thermomécanique d'amélioration des propriétés mécaniques des alliages cuivre-béryllium et le produit qui en résulte.

On connaît des alliages cuivre-béryllium ayant diverses compositions et présentant une gamme de propriétés, aussi bien mécaniques qu'électriques. De tels alliages peuvent contenir du béryllium à raison d'environ 0,1 à 3% pour l'aptitude au durcissement par vieillissement, par un traitement thermique de durcissement par précipitation et peuvent contenir de petites quantités d'autres ingrédients d'alliage tels que le cobalt, le nickel, l'argent etc. pour des usages spéciaux. Les alliages sous forme de bande sont utiles à la fabrication de connecteurs, de pièces d'interrupteur, de relais et de beaucoup d'autres pièces se prêtant à la fabrication dans des estampes multiples. Sous forme de tiges, de barres, de tubes et de plaques, les alliages trouvent une utilisation dans des connecteurs usinés, électrodes de soudage, outils de moulage par injection et applications similaires. Les usages des alliages ayant progressé, il est apparu une demande d'alliages plus résistants qui conservent encore une ductilité et une conductivité électrique notables, une aptitude notable au formage et d'autres propriétés désirables. Par exemple, on peut augmenter la résistance des alliages en appliquant un travail à froid dans une mesure pouvant atteindre 37%, par exemple 21%, après le durcissement par précipitation, mais une telle pratique diminue la ductilité et l'aptitude au formage du matériau et en outre, la conductivité électrique est dégradée aussi. Par contre, on peut réaliser des accroissements de conductivité par un surveillissement notable mais au détriment de la résistance mécanique.

Le traitement thermique des alliages comporte habituellement un traitement de recuit de mise en solution pour assurer une solution solide des éléments d'alliage ajoutés pour le renforcement, et un traitement thermique de durcissement par précipitation (vieillissement). Le recuit de mise en solution des alliages s'effectue commercialement à une température d'environ 720 à 900°C pendant des temps courts, par exemple environ 5 minutes. On applique un refroidissement, par exemple par eau, après le traitement de mise en solution pour mainte-

nir les éléments d'alliage en solution. On conduit habituellement le vieillissement à une température d'environ 230 à 500 °C pendant des temps allant jusqu'à environ 4 heures.

L'invention concerne un procédé thermodynamique permettant d'assurer, dans certains alliages cuivre-béryllium, une résistance, une ductilité et une aptitude au formage améliorées en comparaison des propriétés que l'on peut atteindre par des procédés antérieurs, sans dégradation de la conductivité.

On traite par recuit de mise en solution des alliages cuivre-béryllium contenant environ 0,1 à 1,2% de béryllium, jusqu'à environ 3,5% de nickel et de cobalt, le nickel étant présent plus qu'à l'état de traces, par exemple à raison de plus de 0,1% dans l'ensemble, le reste étant essentiellement formé de cuivre, à une température représentant au moins 90% de la température de début de fusion de l'alliage et suffisante pour former une dispersion fine, inconnue antérieurement, de phase précipitée riche en nickel, on travaille à froid l'alliage ayant subi le recuit de mise en solution pour effectuer une réduction supérieure à environ 60% et ensuite on le fait vieillir pour lui communiquer une combinaison améliorée de propriétés mécaniques, comprenant la résistance mécanique et la ductilité, l'aptitude au formage et la conductivité électrique.

La figure 1 représente la microstructure optique, prise à 1000 diamètres dans l'orientation longitudinale, d'un produit en bande obtenu selon l'invention. Des micrographies électroniques de transmission sont aussi représentées sur les figures 2a et 2b, respectivement à 18 000 X et à 141 000 X, montrant les précipités riches en nickel désignés par A et les phases principales de durcissement, désignées par B et formées de zones de Guinier-Preston et de précipités γ ".

Les produits d'alliage selon l'invention contiennent, outre du cuivre, du béryllium et du nickel comme ingrédients essentiels, le béryllium représentant, en poids, environ 0,1 à 1,2%, de préférence environ 0,4 à 0,7% et le nickel représentant environ 0,1 à 3,5%, de préférence environ 1,0 à 2,2%. Au lieu de cela, le cobalt et le nickel peuvent être présents, ensemble, à raison d'environ 0,5 à 3,5%, de préférence d'environ 1,0 à 2,5%, le nickel représentant plus qu'une trace,

par exemple plus de 0,1% environ. D'autres éléments accidentels et impuretés peuvent être présents, en quantité totale d'environ 0,5% au maximum. Ces éléments et impuretés peuvent comprendre du silicium, du fer, de l'aluminium, de l'étain, 5 du zinc, du chrome, du plomb, du phosphore, du soufre, etc. Ils ne doivent généralement pas être présents en quantités dépassant 0,1% chacun, de préférence ils doivent être en quantité inférieure à 0,01% chacun ou même moins, étant donné que ces éléments sont nuisibles à la conductivité électrique ou 10 aux propriétés mécaniques.

Avantageusement, on effectue le recuit de mise en solution quand la matière est à un calibre prêt à la finition. Le temps de recuit de mise en solution est seulement le temps nécessaire pour chauffer entièrement la section traitée. On applique un refroidissement rapide en partant de la température 15 de recuit, par exemple un refroidissement par air ou par eau.

Les alliages traités selon l'invention ont habituellement un point de début de fusion d'au moins environ 1000°C. Dans la mise en oeuvre de l'invention, on conduit le recuit de 20 mise en solution à une température représentant au moins environ 90% du point de début de fusion de l'alliage pour effectuer la précipitation d'une dispersion fine d'une phase riche en nickel. Avantageusement, on conduit le recuit de mise en solution à 92%, ou même à 95% du point de début de fusion de 25 l'alliage. Toutefois, il faut éviter le début de fusion. On travaille alors à froid l'alliage recuit et mis en solution pour effectuer une forte réduction, supérieure à environ 60%, par exemple d'environ 75% ou 80% ou 90% ou davantage, sans recuit intermédiaire. On fait alors subir un vieillissement à la 30 matière fortement travaillée à froid, normalement sous forme de bande, habituellement à une température d'environ 300 à 500°C pendant un temps atteignant 4 heures, par exemple environ 2 à 8 heures. Les temps et températures de vieillissement optimaux, dans ces gammes, sont dictés par la composition et 35 les niveaux de propriétés désirés dans le produit.

La matière ayant subi le recuit de mise en solution est caractérisée par une dispersion fine de précipités riches en nickel qui augmente la dureté après recuit et contribue à inhiber la croissance du grain. La matière ayant subi le recuit

de mise en solution et le travail à froid est caractérisé par une texture ou une orientation granulaire préférentielle qui aboutit à une résistance à l'écoulement plus grande en direction transversale qu'en direction longitudinale. L'orientation du grain texturé dans le produit d'alliage de l'invention, fortement travaillé à froid, est évidente sur la figure 1, ainsi que la précipitation d'une phase riche en nickel apparaissant avec une distribution statistique sous forme de taches noires sur la figure 1 et sous forme de particules distinctes (désignées par A) de l'ordre de grosseur de 0,13 à 0,25 μm sur les figures 2a et 2b. Les principales phases de durcissement sont beaucoup plus difficiles à résoudre au microscope optique mais on peut les détecter en utilisant des techniques comme la microscopie électronique de transmission, comme indiqué sur les figures 2a et 2b. Ces phases (appelées B sur les figures 2a et 2b, sont formées de zones de Guinier Preston et γ'' , sous forme de particules finement dispersées de 5 à 10 nm de diamètre. La matière à base de cuivre représentée par les dessins était une bande de 0,203 mm d'épaisseur d'un alliage qui contenait 0,42% de Be, 1,70% de Ni, qui avait subi le recuit de mise en solution à une épaisseur de 2,03 mm et à une température de 980°C et qui avait été travaillée à froid à 90% et vieilli 4 heures à 400°C.

Afin d'illustrer les avantages de l'invention, on donne les exemples suivants :

Exemple 1

Une particularité notable de l'invention est que la dureté après recuit augmente de façon inattendue au dessus de la température de recuit de mise en solution à laquelle se forment les particules de précipité riche en nickel. Pour illustrer le durcissement anormal des alliages contenant du nickel plus qu'à l'état de traces, par exemple à raison de plus de 0,1%, on a refroidi des échantillons de bande de diverses compositions après les avoir maintenus 1 heure aux températures de recuit de mise en solution de 600°C et 980°C. On a fait les observations de dureté et les observations microstructurales dans l'état refroidi. Les résultats sont indiqués aux tableaux 1 et 2.

TABLEAU 1

Dureté après trempe d'alliages cuivre-béryllium ayant subi le recuit de mise en solution à 600°C et 980°C (1 heure à la température)

Dureté après trempe, DPH				
	Fusion A (0,43 Be, 1,71 Ni, 0,03 Co,reste Cu)	Fusion B (0,36 Be, 1,52 Ni, 0,15 Co,reste Cu)	Fusion C (0,63 Be, 2,50 Co, 0,01 Ni,reste Cu)	Fusion D (0,58 Be, 2,62 Co, 0,01 Ni,reste Cu)
600°C	70	65	79	91
980°C	84	74	80	80

TABLEAU 2

Résultats de l'observation métallurgique sur la formation d'une phase fine de précipité riche en nickel dans les alliages cuivre-béryllium pendant le recuit de mise en solution à 600°C et 980°C.

Température de recuit de mise en solution	Composition de l'alliage (% en poids)	Fusion A (0,43 Be, 1,71 Ni, 0,03 Co, reste Cu)	Fusion B (0,36 Be, 1,52 Ni, 0,15 Co, reste Cu)	Fusion C (0,63 Be, 2,50 Co, 0,01 Ni, reste Cu)	Fusion D (0,58 Be, 2,62 Co, 0,01 Ni, reste Cu)	Fusion E (0,5 Be, 1,00 Co, 1,00 Ni, reste Cu)
600°C		B	B	B	B	B
980°C		A	A	B	B	A

A = observation d'un précipité riche en nickel.

B = pas d'observation de précipité riche en nickel.

Exemple 2

On a préparé plusieurs fusions ayant les compositions (% en poids) indiquées au tableau 3 :

TABLEAU 3

	Fusion C % en poids	Fusion D % en poids	Fusion E % en poids	Fusion F % en poids	Fusion G % en poids	Fusion H % en poids
5 Be	0,63	0,58	0,50	0,42	0,40	0,42
Ni	0,01	0,01	1,00	1,70	1,91	1,64
Co	2,50	2,62	1,00	<0,01	0,005	0,05
10 Fe	0,04	0,05	0,03	<0,01	<0,01	0,06
Si	0,04	0,04	0,02	0,02	<0,01	0,07
Al	0,02	0,02	<0,01	<0,01	<0,01	0,03
Sn	0,006	0,012	<0,003	<0,005	<0,005	0,01
Zn	<0,01	<0,01	<0,01	<0,01	<0,01	<0,01
15 Cr	<0,005	<0,005	<0,005	<0,005	<0,005	<0,005
Pb	<0,003	<0,003	<0,003	<0,003	<0,003	<0,003
P	<0,005	<0,005	<0,005	0,001	<0,005	<0,005
Cu	reste	reste	reste	reste	reste	reste

Le matériau sous forme d'un lingot de poids commercial venant de la fusion F a été laminé à chaud en une tôle de 0,8 pouce (21 mm). Quatre parties de tôle de 0,8 pouce de la fusion F furent recuites pour mise en solution respectivement à 790°C, 980°C, 995°C à 1010°C pendant 45 mn et trempées à l'eau. Chaque tôle a subi un laminage à froid de 90% jusqu'à 0,082 pouce d'épaisseur (2,3 mm) et a été découpée en 3 parties qui subiront alors un vieillissement de 4 H à respectivement 400°C, 425°C et 450°C, sous argon.

Des éprouvettes de traction, normalisées, furent préparées à partir des bandes vieilles. Tous les matériaux furent testés dans le sens longitudinal et certains le furent aussi transversalement. La conductivité électrique fut mesurée à température ambiante.

Les résultats de la fusion F sont donnés dans le tableau 4.

TABLEAU 4

Propriétés mécaniques et électriques d'une bande (Coulée F) de 2,08 mm d'épaisseur ayant subi le recuit de mise en solution, le laminage à froid à 90% et le vieillissement pendant 4 heures.

Température de recuit, °C	Température de vieillissement, °C	Opération de l'éprouvette	Résistance à la traction, MPa	Module à 0,2%, MPa	Allongement & sur 25,4 mm	Dureté Rockwell C	Conductivité électrique, % IACS
954	454	Long.	770	690	12,9	21,7	60,5
		Long.	782	704	14,6	N.D.	N.D.
		Trans.	789	729	13,9	22,1	61,2
		Trans.	780	721	15,0	N.D.	N.D.
982	454	Long.	856	752	11,4	25,2	57,9
		Long.	875	776	10,7	N.D.	N.D.
		Trans.	903	811	11,6	28,0	58,0
		Trans.	908	840	10,4	N.D.	N.D.
996	454	Long.	869	763	12,7	27,1	58,0
		Long.	960	758	11,5	N.D.	N.D.
		Trans.	900	817	11,5	28,3	59,0
		Trans.	907	825	9,6	N.D.	N.D.
1010	454	Long.	873	783	11,9	27,0	57,2
		Long.	881	794	9,9	N.D.	N.D.
		Trans.	918	833	5,1	28,3	58,0
		Trans.	918	832	6,6	N.D.	N.D.
954	427	Long.	914	839	11,2	28,0	55,2
		Long.	914	845	11,6	N.D.	55,5
982	427	Long.	986	917	8,4	32,2	51,8
		Long.	990	924	7,9	N.D.	52,5
996	427	Long.	999	950	7,6	33,2	50,5
		Long.	991	917	9,6	N.D.	51,2
1010	427	Long.	1000	938	7,7	33,4	51,0
		Long.	997	929	7,9	N.D.	51,0
996	399	Long.	1027	963	7,8	33,5	50,0
		Long.	1033	970	8,8	N.D.	N.D.
		Trans.	1067	1028	10,0	34,1	49,5
		Trans.	1067	1028	8,8	N.D.	N.D.

Exemple 3

9

On a traité un matériau provenant de la fusion G, sous la forme d'une bobine de poids commercial, par laminage à chaud, recuit, conditionnement superficiel et laminage à froid jusqu'à une épaisseur intermédiaire de 1,52 mm. On a soumis la bande laminée à froid de 1,52 mm, ayant une largeur de 190,5 mm, au recuit continu de mise en solution à 980°C. On a alors fini par laminage la bande recuite, jusqu'à environ 0,21 mm, soit une réduction d'environ 90%. On a découpé dans la bande des éprouvettes de traction, dans les directions longitudinale et transversale et on les a fait vieillir sous argon à 370°C, 400°C, 430°C et 455°C. On a fait vieillir une série pendant 4 heures et une série pendant 8 heures; On a obtenu les propriétés de traction, d'aptitude au formage et de conductivité. On a déterminé l'aptitude au formage sur les éprouvettes en bande mince et les pliant à 90° sur des poinçons ayant des rayons de plus en plus petits, jusqu'à ce qu'il se produise une fissuration sur la surface de traction du coude. Le rayon minimal de courbure, pris comme le plus petit rayon que l'on peut utiliser sans fissuration, a été exprimé en multiples de l'épaisseur de la bande.

Les résultats de la fusion G sont indiqués au tableau 5 ci-après, où les propriétés mécaniques indiquées sont basées sur la moyenne d'essais en double :

TABLEAU 5 page 1025 Exemple 4

On a traité, de façon similaire à la fusion G de l'exemple 3, des matériaux provenant des fusions C, D, E et H et ayant diverses compositions. On a soumis au recuit de mise en solution à 980°C des matériaux en bande d'un calibre prêt à la finition variant de 0,254 à 1,52 mm. On a fini par laminage la bande recuite pour effectuer une réduction d'environ 90%. On a coupé des éprouvettes en direction longitudinale et on les a fait vieillir pendant 4 heures à 400°C sous argon. On a obtenu les propriétés de traction et la conductivité électrique à la température ambiante. Les résultats sont indiqués au tableau 6.

TABLEAU 6 page 11

TABLEAU 5
Etudes de réponse au vieillissement sur une bande de 0,21 mm de la fusion G

Traitement thermique	Orientation	Résistance à la traction, MPa	Contrainte au seuil conventionnel d'écoulement de 0,2%	Allongement % sur 25,4 mm	Dureté à la pyramide de diamant	Conductivité électrique, % IACS	Aptitude au formage par pliage à 90°, R/t
4 h à 371°C	Long.	980	927	6,8	294	46,5	2,5
	Trans.	1000	949	11,2	294	46,3	11,2
8 h à 371°C	Long.	979	938	6,6	299	47,8	2,5
	Trans.	993	966	11,0	296	47,7	11,2
4 h à 399°C	Long.	1004	943	7,1	305	52,4	2,5
	Trans.	1013	984	10,9	302	51,6	23,4
8 h à 399°C	Long.	964	883	7,6	296	58,2	1,2
	Trans.	984	931	11,5	293	56,0	9,4
4 h à 427°C	Long.	996	937	6,8	301	52,4	2,5
	Trans.	1018	978	10,8	301	50,6	23,4
8 h à 421°C	Long.	958	918	7,7	294	55,5	1,2
	Trans.	993	965	11,3	293	55,1	9,4
4 h à 454°C	Long.	844	783	9,1	251	62,6	0,6
	Trans.	867	818	9,6	251	62,6	3,7
8 h à 454°C	Long.	810	708	8,1	244	66,1	1,2
	Trans.	827	779	8,7	240	65,6	2,5

TABLEAU 6

Propriétés mécaniques et électriques (orientation longitudinale) de bandes cuivre-béryllium ayant subi le recuit de mise en solution à 980°C, un laminage à froid de 90% et un vieillissement de 4 heures à 400°C.

Composition de l'alliage, % en poids	Fusion de rupture en traction, MPa	Module à 0,2%,MPa	Allongement % sur 25,4 mm	Conductivité électrique % IACS
Fusion C (0,63 Be, 2,50 Co, 0,01 Ni, reste Cu)	829 804	815 779	1,7 3,3	46,7 46,7
Fusion D (0,58 Be, 2,62 Co, 0,01 Ni, reste Cu)	896 785	859 739	6,3 6,1	46,0 46,0
Fusion E (0,5 Be, 1,00 Co, 1,00 Ni, reste Cu)	1071 1061 1062 1054	1035 1024 1007 1014	5,0 3,5 4,5 5,5	46,5 46,5 46,0 47,0
Fusion H (0,42 Be, 1,64 Ni, 0,05 Co, reste Cu)	1058 998	1000 950	5,6 5,8	41,2 41,2

Les données du tableau 1 montrent que les alliages cuivre-béryllium contenant du nickel plus qu'à l'état de traces présentent un accroissement de la dureté après recuit à mesure que la température de recuit s'élève tandis que les alliages 5 cuivre-béryllium contenant du cobalt et seulement des traces de nickel continuent de ramollir à mesure que la température de recuit s'élève. La raison de cet accroissement anormal de dureté est indiquée par le tableau 2. A des températures de recuit proches de 980°C, les alliages cuivre-béryllium conte- 10 nant du nickel du tableau 2 (c'est-à-dire les fusions A, B et E) forment un précipité riche en nickel qui est distinct aussi bien de la phase primaire bérylliure que de la phase principale de durcissement, comme l'illustrent les figures 1 et 2. Les alliages cuivre-béryllium du tableau 2 contenant du cobalt 15 (c'est-à-dire les fusions C et D) ne forment pas de tels précipités à la plus haute température de recuit. On croit que ces précipités riches en nickel contribuent aux propriétés mécaniques et physiques des alliages traités selon l'invention : (a) en renforçant la matrice par un durcissement par disper- 20 sion, (b) en améliorant la ductilité par inhibition de la croissance du grain à la haute température de recuit et (c) en améliorant la conductivité par épauement d'éléments d'alliage en solution solide.

Une raison supplémentaire des propriétés améliorées obtenues 25 selon l'invention est en rapport avec la grande fraction de volume de précipités durcissants principaux cohérents qui se forme lors du vieillissement d'un matériau précédemment soumis à la haute température de recuit de mise en solution et à un travail à froid notable. Le traitement de recuit de mise 30 en solution à haute température dissout davantage de béryllium et de nickel plus cobalt dans la matrice de cuivre, fournissant ainsi davantage de matière disponible pour se précipiter au vieillissement. Le fort travail à froid donne lieu à une texture de déformation contribuant à la grande résistance.

35 L'examen des données des tableaux 4, 5 et 6 indique que les meilleures combinaisons de résistance et de ductilité sont données par la combinaison (a) de la présence de nickel plus qu'à l'état de traces, (b) de températures de recuit d'au moins 980°C et (c) d'un vieillissement à 400°C. On a obtenu des com-

binaisons de propriétés comprenant une résistance à l'écoulement de 965 MPa, un allongement de 10% et une conductivité proche de 50% IACS. La conductivité et l'aptitude au formage ont été améliorées par le temps de vieillissement de 8 heures.

5 Il est entendu que les alliages essayés aux tableaux 4 et 5 contenaient moins de 0,01 % de chacun des éléments fer, cobalt et aluminium et que ce faible taux d'impuretés contribue notablement à la conductivité électrique. Cependant, on trouverait qu'une matière en bande de composition comparable traitée classiquement par laminage à froid, même jusqu'à 37% avec

10 trempe et revenu complets, après durcissement par vieillissement jusqu'à une résistance à l'écoulement d'environ 965 MPa présente un allongement ne dépassant pas 2% avec une aptitude plus médiocre au formage et une moindre conductivité. Inversement, une matière de composition similaire soumise au sur-

15 vieillissement pour réaliser une conductivité minimale de 60% IACS présenterait une résistance à l'écoulement de moins de 517 MPa.

Les données du tableau 6 montrent clairement que les alliages cuivre-béryllium contenant du cobalt et contenant seulement des traces de nickel ne répondent pas aussi favorablement au traitement de l'invention que leurs contre-parties contenant du nickel.

Il faut comprendre aussi que les propriétés indiquées

25 aux tableaux 4, 5 et 6 dépendent des teneurs en béryllium et en nickel des charges prises comme exemples. Différentes compositions chimiques, dans les gammes définies, donneront des niveaux différents de propriétés mais il semble que ces compositions, lorsqu'elles sont traitées selon l'invention, donnent

30 des propriétés supérieures à celles des mêmes alliages traités classiquement. Une fois formé, il apparaît que les précipités riches en nickel décrits plus haut restent stables et résistent à la mise en solution lors du nouveau recuit qui suit, ce qui suggère que des avantages supplémentaires peuvent

35 résulter du recuit à hautes températures à divers stades du processus.

REVENDEICATIONS

1. Procédé thermomécanique pour l'obtention de combinaison améliorées de propriétés des alliages cuivre-béryllium contenant, en poids, au moins environ 0,1 à 3,5% de nickel, 5 au maximum environ 3% de cobalt, la teneur totale en nickel et cobalt étant d'environ 0,5 à 3,5%, environ 0,1 à 1,2% de béryllium, le reste étant essentiellement formé de cuivre, procédé caractérisé par les étapes suivantes : mise en solution de l'alliage à une température représentant au moins 90% 10 environ de la température de début de fusion pour former dans sa microstructure une phase riche en nickel, résoluble optiquement, distincte de la phase primaire de béryllure et des phases principales de durcissement ; travailler à froid l'alliage ayant subi le recuit de mise en solution pour réduire 15 d'au moins environ 60% l'épaisseur de sa section, et ensuite, faire vieillir l'alliage travaillé à froid, à une température d'environ 315 à 480°C pour obtenir dans cet alliage une combinaison de propriétés comprenant une résistance mécanique, une ductilité et une aptitude au formage supérieures aux 20 propriétés obtenues dans un alliage comparable par des procédés classiques de traitement.

2. Procédé selon la revendication 1, caractérisé par le fait que l'alliage cuivre-béryllium contient environ 0,4 à 0,7% de béryllium.

25 3. Procédé selon la revendication 1, caractérisé par le fait que l'alliage cuivre-béryllium contient au moins environ 0,5% de nickel.

4. Procédé selon la revendication 1, caractérisé par le fait que l'alliage cuivre-béryllium contient environ 1,8 à 30 2,2% de nickel.

5. Procédé selon la revendication 2, caractérisé par le fait que l'alliage cuivre-béryllium contient environ 1,8 à 2,2% de nickel.

6. Procédé selon la revendication 1, caractérisé par le 35 fait que l'on conduit le traitement de mise en solution à une température d'au moins 92% environ de la température de début de fusion de l'alliage.

7. Procédé selon la revendication 1, caractérisé par le fait que l'on conduit le traitement de mise en solution à une

température d'au moins 95% de la température de début de fusion de l'alliage.

8. Procédé selon la revendication 1, caractérisé par le fait que l'on travaille l'alliage à froid pour réduire son épaisseur de section d'au moins environ 75%.

9. Procédé selon la revendication 1, caractérisé par le fait que l'on travaille l'alliage à froid pour réduire son épaisseur de section d'au moins environ 80%.

10. Procédé selon la revendication 1, caractérisé par le fait que l'on conduit le traitement de mise en solution quand l'alliage est à un calibre prêt à la finition.

11. Tige, barre, tube, plaque, bande ou fil formés d'un alliage durcissable par vieillissement, essentiellement formé de cuivre et contenant environ 0,1 à 1,2% de béryllium, environ 0,1 à 3,5% de nickel, au maximum environ 3% de cobalt, la teneur totale en nickel et cobalt étant d'environ 0,5 à 3,5%, ayant une texture granulaire orientée, une résistance à l'écoulement plus grande en direction transversale qu'en direction longitudinale et caractérisés par une microstructure comprenant une phase riche en nickel, résolvable optiquement, distincte de la phase primaire de béryllure et des phases principales de durcissement, et une combinaison de propriétés comprenant une grande résistance à l'écoulement, une grande ductilité et une grande conductivité électrique.

1/2

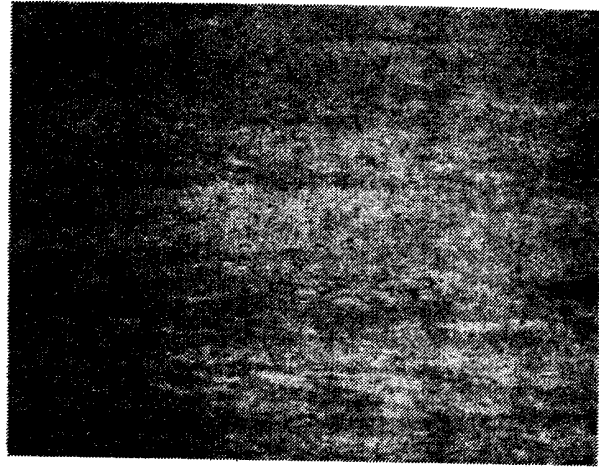


FIG. 1

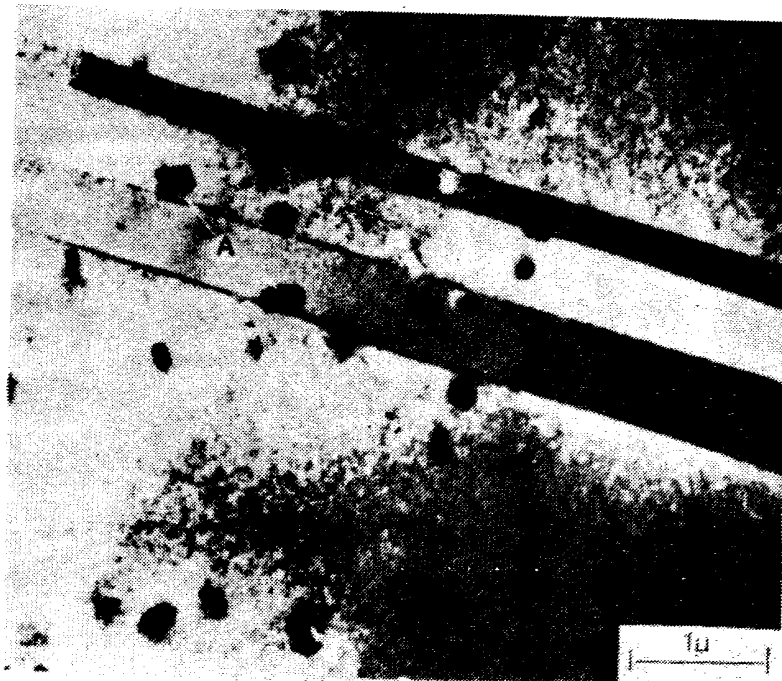


FIG. 2a

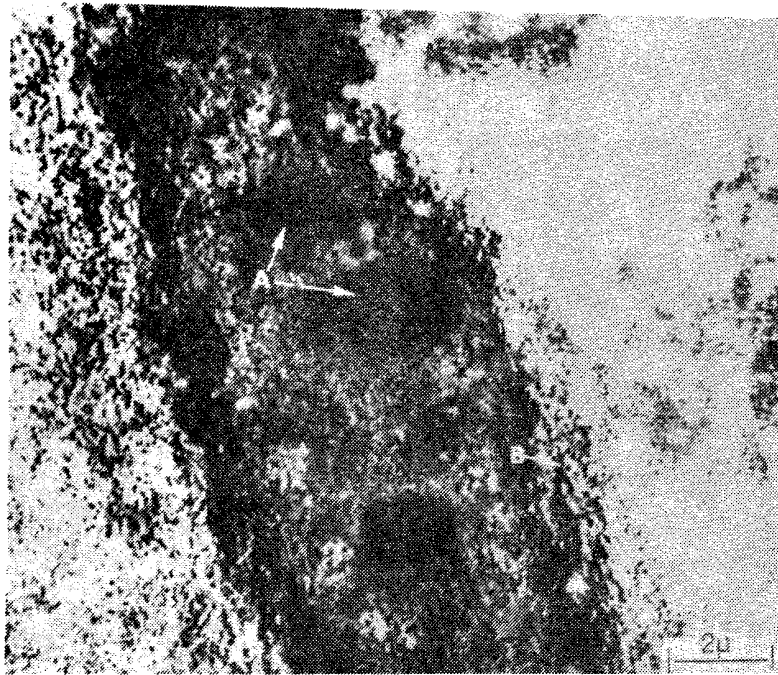


FIG. 2b