



CONFÉDÉRATION SUISSE
OFFICE FÉDÉRAL DE LA PROPRIÉTÉ INTELLECTUELLE

⑪ CH 662 822 A5
⑤① Int. Cl. 4: C 22 F 1/08

Brevet d'invention délivré pour la Suisse et le Liechtenstein
Traité sur les brevets, du 22 décembre 1978, entre la Suisse et le Liechtenstein

⑫ **FASCICULE DU BREVET** A5

⑳ Numéro de la demande: 5379/84	㉗ Titulaire(s): Brush Wellman Inc., Cleveland/OH (US)
㉑ Date de dépôt: 09.11.1984	
㉓ Priorité(s): 10.11.1983 US 550631	㉘ Inventeur(s): Guha, Amitava, Cleveland Heights/OH (US)
㉔ Brevet délivré le: 30.10.1987	
㉕ Fascicule du brevet publié le: 30.10.1987	㉙ Mandataire: William Blanc & Cie conseils en propriété industrielle S.A., Genève

⑤④ **Procédé de traitement thermomécanique d'alliages de cuivre au béryllium.**

⑤⑦ On soumet des alliages de cuivre au béryllium contenant, en poids: 0,1 à 1,2 % de béryllium: 0,1 à 3,5 % de nickel et jusqu'à 3 % de cobalt, la quantité totale de nickel et cobalt étant de 0,5 à 3,5 %, à un procédé comprenant les opérations de recuit de mise en solution, effectué à une température au moins égale à 90 % de la température de début de fusion de l'alliage, exprimée en degrés Celsius, moins 1,78 degré, écrouissage à froid de l'alliage ayant subi le recuit de mise en solution, de façon à réduire au moins de 60 % son épaisseur, et finalement vieillissement de l'alliage. On confère ainsi à l'alliage une combinaison améliorée de propriétés comprenant les caractéristiques de résistance mécanique, la ductilité, l'aptitude au façonnage et la conductivité électrique.

REVENDECATIONS

1. Procédé de traitement thermomécanique pour obtenir une amélioration des combinaisons des propriétés dans les alliages de cuivre au béryllium contenant, en poids, au moins 0,1 à 3,5% de nickel, jusqu'à 3% de cobalt, la teneur totale en nickel et cobalt étant de 0,5 à 3,5%, 0,1 à 1,2% de béryllium, le complément étant essentiellement constitué par du cuivre, caractérisé en ce qu'il comprend les opérations suivantes: traitement de mise en solution de l'alliage à une température atteignant au moins 90% de la valeur de sa température de début de fusion, exprimée en degrés Celsius, moins 1,78 degré Celsius, de façon à produire dans sa microstructure une phase riche en nickel, résoluble optiquement, distincte de la phase de béryllure primaire et des principales phases de durcissement, écrouissage à froid de l'alliage ayant subi le traitement de mise en solution, de façon à réduire au moins de 60% son épaisseur en section, et vieillissement à une température de 315 à 483° C de l'alliage écroui.

2. Procédé selon la revendication 1, caractérisé en ce que ledit alliage de cuivre au béryllium contient 0,4 à 0,7% de béryllium.

3. Procédé selon la revendication 1, caractérisé en ce que ledit alliage de cuivre au béryllium contient au moins 0,5% de nickel.

4. Procédé selon l'une des revendications 1 ou 2, caractérisé en ce que ledit alliage de cuivre au béryllium contient 1,8 à 2,2% de nickel.

5. Procédé selon la revendication 1, caractérisé en ce que ledit traitement de mise en solution est effectué à une température atteignant approximativement 92% de la valeur de la température de début de fusion de l'alliage.

6. Procédé selon la revendication 1, caractérisé en ce que ledit traitement de mise en solution est effectué à une température atteignant approximativement 95% de la valeur de la température de début de fusion de l'alliage.

7. Procédé selon la revendication 1, caractérisé en ce que l'on effectue l'écrouissage à froid de façon à réduire l'épaisseur en section de l'alliage au moins de 75%.

8. Procédé selon la revendication 1, caractérisé en ce que l'on effectue l'écrouissage à froid de façon à réduire l'épaisseur en section de l'alliage au moins de 80%.

9. Procédé selon la revendication 1, caractérisé en ce que l'on effectue le traitement de mise en solution lorsque l'alliage est à l'état calibré prêt à finir.

10. Produit obtenu par le procédé selon la revendication 1, sous forme de tige, barre, tube, plaque, bande ou fil, en alliage durcissable par chauffage, constitué essentiellement de cuivre et contenant en outre 0,1 à 1,2% de béryllium, 0,1 à 3,5% de nickel, et jusqu'à 3% de cobalt, la teneur totale en nickel et cobalt étant de 0,5 à 3,5%, cet alliage ayant une texture d'orientation de grains et une limite élastique plus élevée dans la direction transversale que dans la direction longitudinale, caractérisé par une microstructure comprenant une phase riche en nickel, résoluble optiquement, distincte de la phase de béryllure primaire et des phases de durcissement principales.

La présente invention concerne un procédé de traitement thermomécanique pour améliorer les propriétés mécaniques des alliages de cuivre au béryllium, ainsi que le produit résultant de la mise en œuvre de ce procédé.

On connaît des alliages de cuivre au béryllium ayant des compositions variées, et présentant toute une gamme de propriétés, aussi bien mécaniques qu'électriques. De tels alliages peuvent contenir du béryllium dans le domaine de teneurs de 0,1 à 3%, environ, en vue de leur conférer la propriété de pouvoir être durcis par vieillissement en effectuant un traitement thermique de durcissement par précipita-

tion, et ils peuvent également contenir de petites quantités d'autres éléments d'alliage, tels que le cobalt, le nickel, l'argent, etc., en vue de leur conférer des propriétés particulières. Sous forme de bande, ces alliages sont utiles pour la fabrication de lames de jonction d'éléments électriques, de pièces d'interrupteurs, de relais, et de nombreuses autres parties d'appareils se prêtant à la fabrication au moyen de presses à emboutir par opérations successives. Sous forme de tiges, barreaux, tubes et plaques, ces alliages trouvent des utilisations dans la fabrication des éléments de connexion électrique usinés, des électrodes de soudage, des outils de moulage par injection, ainsi que d'autres applications similaires. Au fur et à mesure que l'utilisation de ces alliages s'est répandue, le besoin s'est manifesté de disposer d'alliages ayant une résistance mécanique plus élevée, tout en conservant une ductilité notable, ainsi qu'une bonne conductivité électrique et une bonne aptitude au façonnage, ainsi que d'autres propriétés souhaitables. Par exemple, la résistance mécanique des alliages peut être augmentée par écrouissage à froid dans une proportion pouvant atteindre 37%, par exemple 21%, après leur durcissement par précipitation, mais un tel traitement réduit la ductilité et l'aptitude au façonnage de ce matériau, et entraîne en outre une dégradation de la conductivité électrique. D'autre part, il est possible d'augmenter la conductivité par vieillissement poussé, mais ce résultat est obtenu aux dépens de la résistance mécanique.

Le traitement thermique des alliages implique habituellement un traitement de mise en solution par recuit, afin d'assurer la mise en solution solide des éléments d'alliage ajoutés pour améliorer la résistance mécanique, ainsi qu'un traitement thermique de durcissement (vieillissement) par précipitation. La mise en solution par recuit des alliages est effectuée de manière commerciale à une température comprise dans le domaine de 718 à 899° C environ pendant des périodes de courte durée, par exemple de l'ordre de 5 minutes. On utilise une trempe, par exemple une trempe à l'eau, après le traitement de mise en solution, afin de maintenir en solution les éléments d'alliage. Le vieillissement est habituellement effectué dans le domaine de températures de l'ordre de 232 à 496° C environ, pendant des périodes pouvant atteindre quatre heures environ.

L'invention concerne un procédé de traitement thermomécanique ayant pour but d'améliorer la résistance mécanique, la ductilité et l'aptitude au façonnage, en comparaison avec les propriétés que l'on peut obtenir par les procédés de l'art antérieur, dans certains alliages de cuivre au béryllium, sans dégradation de la conductivité.

A cet effet, le procédé selon l'invention présente les caractéristiques spécifiées dans la revendication 1.

Des alliages de cuivre au béryllium contenant environ 0,1% à environ 1,2% de béryllium, jusqu'à 3,5%, environ, de nickel et cobalt, la quantité de nickel étant supérieure à celle qui correspond à des traces, par exemple plus de 0,1% de nickel, dans les agrégats, et le reste étant essentiellement constitué par du cuivre, subissent un traitement de mise en solution par recuit, à une température correspondant au moins à 90% de la valeur de la température de début de fusion de l'alliage, moins 1,78 degré Celsius, ce traitement étant suffisamment poussé pour former une dispersion fine d'une phase précipitée riche en nickel, qui n'a jamais été décrite jusqu'à présent, ce traitement étant suivi de l'écrouissage à froid de l'alliage ayant subi le recuit de mise en solution, cet écrouissage étant effectué de manière à provoquer une réduction de dimensions supérieures à 60%, environ, et, finalement, d'un vieillissement de l'alliage ayant subi l'écrouissage à froid de lui conférer une meilleure combinaison de propriétés mécaniques, comprenant la résistance mécanique et la ductilité, ainsi que l'aptitude au façonnage, jointe à une bonne conductivité électrique.

L'invention sera mieux comprise en se référant au dessin annexé, dans lequel la figure 1 illustre la microstructure optique, sur une vue prise avec un grossissement de 1000 en diamètre, avec une orientation longitudinale d'un produit en bande obtenu conformément à l'invention. Les figures 2(a) et 2(b) sont des micrographies par trans-

mission électronique avec des grossissements de 18 000 et 141 000, respectivement, montrant les précipités de phases riches en nickel, désignés par la lettre A, ainsi que les principales phases de durcissement, représentées par la lettre B, qui consistent en zones de Guinier-Preston et en précipités du type γ'' .

Les alliages obtenus conformément à l'invention contiennent, en plus du cuivre, du béryllium et du nickel qui en constituent les éléments essentiels, la teneur en béryllium étant dans la gamme, en pourcentage pondéral, de 0,1 à 1,2%, environ, de préférence de 0,4 à 0,7%, environ, et la teneur en nickel étant dans la gamme de l'ordre de 0,1% à environ 3,5%, de préférence de 1,0 à environ 2,2%. En variante, le cobalt et le nickel peuvent être présents en combinaison, dans la gamme de 0,5 à 3,5%, environ, de préférence de 1,0% à 2,5%, environ, la quantité de nickel correspondant à une valeur supérieure à celle qui correspond à des traces, par exemple supérieure à 0,1%, environ. D'autres éléments éventuels, ainsi que des impuretés, peuvent être présents en quantité totale de l'ordre de 0,5%, au maximum. De tels éléments et impuretés peuvent comprendre le silicium, le fer, l'aluminium, l'étain, le zinc, le chrome, le plomb, le phosphore, le soufre, etc. De manière générale, ils ne doivent pas être présents en quantité dépassant 0,1%, pour chacun d'entre eux, et il est préférable que la teneur de chacun de ces éléments soit inférieure à 0,01%, ou même moins, étant donné que ces éléments sont préjudiciables à la conductivité électrique ou aux propriétés mécaniques.

Il est commode d'effectuer le traitement de mise en solution par recuit lorsque l'alliage est à l'état calibré, prêt à finir. La durée du traitement de mise en solution par recuit est simplement celle qui est nécessaire pour la mise en température complète de toute la section de l'alliage soumis au traitement. On a recours à une trempe rapide, par exemple une trempe à l'air ou à l'eau, à partir de la température de recuit.

Les alliages traités conformément à l'invention ont habituellement un point de début de fusion d'au moins 998°C, environ. Lors de la mise en œuvre de l'invention, on effectue le traitement de mise en solution par recuit à une température correspondant au moins à 90%, environ, du point de début de fusion de l'alliage, moins 1,78 degré Celsius, afin d'effectuer la précipitation d'une dispersion fine d'une phase riche en nickel. Avantagusement, le traitement de mise en solution par recuit est effectué à une température correspondant à 92%, ou même à 95%, du point de fusion commençante de l'alliage. Toutefois, il convient d'éviter le début de la fusion. On soumet ensuite l'alliage ayant subi le traitement de mise en solution par recuit à un écrouissage à froid, de manière à effectuer une réduction d'épaisseur élevée, supérieure à 60%, environ, par exemple de l'ordre de 75%, ou 80%, ou 90%, ou davantage, sans recuit intermédiaire. On soumet ensuite le matériau ayant subi l'écrouissage à froid poussé, ce matériau se trouvant habituellement sous forme de

bande, à un vieillissement généralement effectué dans le domaine de températures de 315 à 483°C pendant une durée pouvant atteindre 4 heures, ou davantage, par exemple de 2 à 8 heures. Les durées et les températures optimales de vieillissement dans ces domaines dépendent de la composition du produit et des propriétés que l'on désire lui conférer.

Le matériau ayant subi le traitement de mise en solution par recuit se caractérise par la présence d'une dispersion fine de précipité riche en nickel qui augmente la dureté du matériau tel que recuit et contribue à inhiber la croissance des grains. Le matériau ayant subi l'écrouissage à froid après la mise en solution par recuit se caractérise par une texture ou orientation de grain préférentielle, qui se traduit par une limite élastique plus élevée dans la direction transversale que dans la direction longitudinale. La structure orientée des grains dans l'alliage ayant subi l'écrouissage à froid poussé, conformément à l'invention, apparaît clairement dans le dessin (figure 1) de même que la précipitation d'une phase riche en nickel, qui apparaît à la figure 1 sous forme de taches noires distribuées au hasard, ainsi que sous forme de particules distinctes (identifiées par la lettre A) dans le domaine de dimensions de 0,13 à 0,25 micron, à la figure 2(a) et à la figure 2(b). Les principales phases de durcissement sont beaucoup plus difficiles à résoudre au microscope optique, et peuvent être détectées au moyen de techniques telles que la microscopie électronique par transmission, comme représenté aux figures 2(a) et 2(b). Comme représenté par la lettre B à la figure 2(b), elles consistent en zones de Guinier-Preston et en précipités du type γ'' , constituant des particules finement dispersées ayant un diamètre de 50 à 100 Å. Le matériau à base de cuivre utilisé pour l'établissement du dessin était constitué par une bande ayant une épaisseur de 0,2 mm d'un alliage contenant 0,42% Be, 1,70% Ni, ayant subi un traitement de mise en solution par recuit sous une épaisseur de 2 mm, à une température de 982°C, et soumis à un écrouissage à froid de 90%, puis à un vieillissement à 399°C pendant 4 heures.

En vue d'illustrer les avantages de l'invention, on va donner les exemples suivants:

Exemple 1

Une particularité remarquable de l'invention consiste dans le fait que la dureté à l'état recuit augmente de manière imprévue au-dessus de la température de mise en solution par recuit à laquelle les particules de précipité riche en nickel se forment. Afin d'illustrer le durcissement exceptionnel des alliages contenant du nickel en quantité supérieure à des traces, par exemple plus de 0,1%, on a trempé des échantillons sous forme de bandes de composition variée, après maintien pendant une heure aux températures de mise en solution par recuit de 899°C et 982°C. Les mesures de dureté et les observations de la microstructure ont été effectuées à l'état trempé. Les résultats sont indiqués au tableau 1 et au tableau 2.

TABLEAU 1

Dureté à l'état tel que trempé d'alliages de cuivre au béryllium ayant subi un recuit de mise en solution à 899°C et 982°C (maintenus pendant 1 heure à ces températures)

	Dureté à l'état tel que trempé, DPH			
	Alliage A (0,43 Be, 1,71 Ni, 0,03 Co, reste Cu)	Alliage B (0,36 Be, 1,52 Ni, 0,15 Co, reste Cu)	Alliage C (0,63 Be, 2,50 Co, 0,01 Ni, reste Cu)	Alliage D (0,58 Be, 2,62 Co, 0,01 Ni, reste Cu)
899°C	70	65	79	91
982°C	84	74	80	80

TABLEAU 2

Résultats d'observation métallographique de la formation d'une phase précipitée fine riche en nickel, dans les alliages de cuivre au béryllium, au cours du recuit de mise en solution à 899° C et 982° C

Composition de l'alliage (poids) Température de mise en solution par recuit	Alliage A (0,43 Be, 1,71 Ni, 0,03 Co, reste Cu)	Alliage B (0,36 Be, 1,52 Ni, 0,15 Co, reste Cu)	Alliage C (0,63 Be, 2,50 Co, 0,01 Ni, reste Cu)	Alliage D (0,58 Be, 2,62 Co, 0,01 Ni, reste Cu)	Alliage E (0,5 Be, 1,00 Co, 1,00 Ni, reste Cu)
899° C	B	B	B	B	B
982° C	A	A	B	B	A

A = Observation de précipité riche en nickel.

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

Exemple 2

On prépare différents alliages ayant les compositions (pour-cent en poids) indiquées au tableau 3:

TABLEAU 3

	Alliage A % en poids	Alliage B % en poids	Alliage C % en poids	Alliage D % en poids	Alliage E % en poids	Alliage F % en poids
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
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
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

On a laminé à chaud, pour former une plaque ayant une épaisseur de 20,32 mm, le matériau correspondant à l'alliage F, se présentant sous la forme d'un lingot de poids commercial. On a soumis au traitement de mise en solution par recuit 4 morceaux de la plaque de 20,32 mm d'épaisseur provenant de l'alliage F, ce traitement étant effectué, pour chaque échantillon, aux températures respectives de 954, 982, 996 et 1010° C, pendant 45 minutes, et étant suivi d'une trempe à l'eau. On a soumis à un laminage à froid de 90% chaque plaque, de façon à l'amener à une épaisseur de 2,08 mm, puis découpée en 3 morceaux, soumis ensuite à un vieillissement pendant 4 heures aux températures respectives de 399° C, 427° C et 454° C, sous argon.

On a préparé des éprouvettes normalisées pour essai de traction à partir de la bande soumise au vieillissement. Tous les matériaux ont été soumis à l'essai dans la direction longitudinale, et certains d'entre eux ont également été soumis à un essai dans la direction transversale. La conductivité électrique a été mesurée à température ambiante.

Les résultats obtenus avec l'alliage F sont indiqués au tableau 4:

(Tableau en tête de la page suivante)

Exemple 3

Le matériau provenant de la préparation d'alliage G a été transformé en une bobine de poids commercial par laminage à chaud,

45 recuit, traitement de surface et laminage à froid, jusqu'à une épaisseur intermédiaire de 1,524 mm. La bande résultant du laminage à froid, ayant une épaisseur de 1,524 mm et une largeur de 19,05 cm, a été soumise par plages au recuit de mise en solution à 982° C. On a soumis ensuite la bande recuite à un laminage de finition jusqu'à une 50 épaisseur de 0,21 mm, environ, ce qui correspond à une réduction d'épaisseur de l'ordre de 90%. On a découpé des éprouvettes pour essai de traction dans la bande, aussi bien dans la direction longitudinale que dans la direction transversale, et on les a soumises à un vieillissement dans l'argon, à 371° C, 399° C, 427° C et 454° C. Un 55 groupe a subi un vieillissement pendant 4 heures, et un autre groupe a subi un vieillissement pendant 8 heures. On obtient ainsi les caractéristiques d'essai de traction, ainsi que la mesure de l'aptitude à la déformation et la conductivité. On a déterminé l'aptitude à la déformation sur les échantillons de bandes minces en les pliant à 90 degrés autour de poinçons ayant des rayons de plus en plus petits, jusqu'à ce qu'il se produise un fendillement sur la surface de la pliure soumise à la traction. Le rayon de pliage minimum, défini comme 60 étant le plus petit rayon utilisable sans entraîner de fendillement de la pièce, a été exprimé en multiple de l'épaisseur de la bande.

Les résultats obtenus sur l'alliage G sont indiqués au tableau 5 qui suit, dans lequel les propriétés mécaniques indiquées correspondent à la moyenne d'essais effectués en double:

TABLEAU 4

Propriétés mécaniques et électriques d'une bande d'alliage F, ayant une épaisseur de 2,1 mm, ayant subi un recuit de mise en solution, un laminage à froid de 90% et un vieillissement de quatre heures

Température de recuit (°C)	Température de vieillissement (°C)	Orientation de l'éprouvette	Charge de rupture (kgf/mm ²)	Limite élastique 0,2% (kgf/mm ²)	Allongement (%)	Dureté Rockwell C	Conductivité électrique % IACS
954,5	454,5	Long.	78,53	70,4	12,9	21,7	60,5
		Long.	79,8	71,8	14,6	N.D.	N.D.
		Trans.	80,5	74,3	13,9	22,1	61,2
		Trans.	79,5	73,5	15,0	N.D.	N.D.
982	454,5	Long.	87,3	76,6	11,4	25,2	57,9
		Long.	89,2	79,1	10,7	N.D.	N.D.
		Trans.	92,0	82,7	11,6	28,0	58,0
		Trans.	92,6	85,7	10,4	N.D.	N.D.
996	454,5	Long.	88,6	77,8	12,7	27,1	58,0
		Long.	87,7	77,3	11,5	N.D.	N.D.
		Trans.	91,7	83,3	11,5	28,3	59,0
		Trans.	92,4	84,1	9,6	N.D.	N.D.
1010	454,5	Long.	89,0	79,8	11,9	27,0	57,2
		Long.	89,8	80,9	9,9	N.D.	N.D.
		Trans.	93,6	84,9	5,1	28,3	58,0
		Trans.	93,6	84,8	6,6	N.D.	N.D.
954,5	426,7	Long.	93,2	85,6	11,2	28,0	55,2
		Long.	93,2	86,2	11,6	N.D.	55,5
982	426,7	Long.	100,5	93,5	8,4	32,2	51,8
		Long.	100,9	94,2	7,9	N.D.	52,5
996	426,7	Long.	101,9	96,9	7,6	33,2	50,5
		Long.	101,1	93,5	9,6	N.D.	51,2
1010	426,7	Long.	101,9	95,6	7,7	33,4	51,0
		Long.	101,7	94,8	7,9	N.D.	51,0
982	399	Long.	104,7	98,2	7,8	33,5	50,0
		Long.	105,3	98,9	8,8	N.D.	N.D.
		Trans.	108,8	104,8	10,0	34,1	49,5
		Trans.	108,8	104,8	8,8	N.D.	N.D.

(N.D. = Non déterminée)

TABLEAU 5

Etude de l'effet du vieillissement sur une bande d'alliage G de 0,21 mm d'épaisseur

Traitement thermique	Orientation	Charge de rupture (kgf/mm ²)	Limite élastique pour 0,2 % de décalage (kgf/mm ²)	Allongement (%)	Dureté à la pyramide de diamant	Conductivité électrique % IACS	Aptitude au pliage à 90° R/t
4 h à 371°C	Long.	99,98	94,6	6,8	294	46,5	2,5
	Trans.	101,94	96,7	11,2	294	46,3	11,2
8 h à 371°C	Long.	98,43	95,7	6,6	299	47,8	2,5
	Trans.	101,24	98,5	11,0	296	47,7	11,2
4 h à 399°C	Long.	102,36	96,2	7,1	305	52,4	2,5
	Trans.	103,28	100,3	10,9	302	51,6	23,4
8 h à 399°C	Long.	98,3	90	7,6	296	58,2	1,2
	Trans.	100,3	94,9	11,5	293	56,0	9,4
4 h à 427°C	Long.	101,6	95,5	6,8	301	52,4	2,5
	Trans.	103,8	99,8	10,8	301	50,6	23,4

Traitement thermique	Orientation	Charge de rupture (kgf/mm ²)	Limite élastique pour 0,2 % de décalage (kgf/mm ²)	Allongement (%)	Dureté à la pyramide de diamant	Conductivité électrique % IACS	Aptitude au pliage à 90° R/t
8 h à 427°C	Long. Trans.	97,6 101,2	93,6 98,4	7,7 11,3	294 293	55,5 55,1	1,2 9,4
4 h à 454°C	Long. Trans.	86,05 88,4	79,9 83,4	9,1 9,6	251 251	62,6 62,6	0,6 3,7
8 h à 454°C	Long. Trans.	82,6 84,4	72,2 79,4	8,1 8,7	244 240	66,1 65,6	1,2 2,5

Exemple 4

Des échantillons d'alliage C, D, E et H, ayant des compositions variées, sont soumis à un traitement similaire à celui qui est décrit dans le cas de l'alliage G, dans l'exemple 3. Des échantillons de bandes, calibrés sous forme prête à la finition, ayant une épaisseur comprise dans le domaine de 0,508 à 1,524 mm, ont été soumis à un recuit de mise en solution à 982° C. La bande recuite a subi un lami-

nage de finition, de façon à réduire son épaisseur de 90% environ. Les échantillons ont été découpés avec une orientation longitudinale et soumis pendant 4 heures à un vieillissement à 399° C, sous argon. On a déterminé les caractéristiques d'essai de traction et la conductivité électrique à la température ambiante. Les résultats sont indiqués au tableau 6.

TABLEAU 6

Propriétés mécaniques et électriques (orientation longitudinale) d'une bande de cuivre au béryllium ayant subi un recuit de mise en solution à 982° C, un laminage à froid de 90 % et un vieillissement à 399° C pendant 4 heures

Alliage/Composition (poids %)	Charge de rupture finale (kgf/mm ²)	Limite élastique à 0,2 % (kgf/mm ²)	Allongement (%)	Conductivité électrique (% IACS)
Alliage C (0,63 Be, 2,50 Co, 0,01 Ni, reste Cu)	84,6 82,0	83,1 79,4	1,7 3,3	46,7 46,7
Alliage D (0,58 Be, 2,62 Co, 0,01 Ni, reste Cu)	91,3 80,0	87,6 75,4	6,3 6,1	46,0 46,0
Alliage E (0,5 Be, 1,00 Co, 1,00 Ni, reste Cu)	109,25 108,2 108,3 107,5	105,5 104,4 102,6 103,4	5,0 3,5 4,5 5,5	46,5 46,5 46,0 47,0
Alliage H (0,42 Be, 1,64 Ni, 0,05 Co, reste Cu)	107,8 101,7	102,0 96,9	5,6 5,8	41,2 41,2

Les indications données dans le tableau 1 montrent que les alliages de cuivre au béryllium contenant du nickel en quantité supérieure à des traces subissent une augmentation de leur dureté à l'état tel que recuit lorsque la température de recuit augmente, alors que les alliages de cuivre au béryllium contenant du cobalt et renfermant uniquement des traces de nickel continuent de diminuer de dureté lorsque la température de recuit augmente. La raison de cette augmentation de dureté imprévue apparaît d'après le tableau 2. Aux températures de recuit avoisinant 982° C, les cuivres au béryllium contenant du nickel indiqués au tableau 2 (c'est-à-dire les alliages A, B et E) forment un précipité riche en nickel qui est distinct aussi bien de la phase de béryllure primaire que de la principale phase de durcissement, comme illustré aux figures 1 et 2. Les cuivres au béryllium contenant du cobalt du tableau 2 (c'est-à-dire les alliages C et D) ne forment pas de tels précipités aux températures de recuit supérieures. On suppose que ces précipités riches en nickel contribuent à l'amélioration des propriétés mécaniques et physiques des alliages soumis

au procédé selon l'invention, par suite des phénomènes suivants: (a) renforcement de la matrice par durcissement résultant de la dispersion, (b) amélioration de la ductilité par inhibition de la croissance des grains à la température de recuit élevée, et (c) amélioration de la conductivité par épuisement des éléments d'alliage en solution solide.

Une raison supplémentaire de l'amélioration des propriétés résultant de la mise en œuvre du procédé selon l'invention est à mettre en relation avec la proportion élevée en volume des précipités de durcissement principaux cohérents qui se forment lors du vieillissement de matériaux préalablement soumis à l'effet de la température élevée de mise en solution par recuit et à un écrouissage à froid important. Le traitement poussé de mise en solution par recuit provoque la dissolution d'une quantité supplémentaire de béryllium et de nickel ainsi que de cobalt dans la matrice de cuivre, ce qui fournit une quantité supplémentaire de matériaux pour la précipitation lors du vieillissement. L'important écrouissage à froid entraîne une

texture de déformation qui contribue à l'obtention d'une résistance mécanique élevée.

L'examen des indications données dans les tableaux 4, 5 et 6 indique que les meilleures combinaisons de résistance mécanique et de ductilité résultent de la combinaison de (a) présence de quantité de nickel supérieure à des traces, (b) température de recuit d'au moins 982° C, et (c) vieillissement à 399° C. On a obtenu des combinaisons de propriétés comprenant une limite élastique de 98,43 kgf/mm², allongement de 10% et conductivité voisine de 50% IACS. La conductivité et l'aptitude au façonnage ont été améliorées par la période de vieillissement de 8 heures. Il est à remarquer que les alliages soumis aux essais dont les résultats sont indiqués aux tableaux 4 et 5 avaient une teneur inférieure à 0,01% de chacun des éléments fer, cobalt et aluminium, et que ce faible niveau d'impuretés joue un rôle important dans l'obtention d'une bonne conductivité électrique. On a cependant observé que des échantillons de matériaux sous forme de bandes de compositions comparables, ayant subi un traitement classique par laminage à froid pouvant atteindre 37%, et soumis à un durcissement complet par recuit après durcissement par vieillissement jusqu'à l'obtention d'une limite élastique de l'ordre de 98,43 kgf/mm², ont un allongement n'excédant pas 2%, accompagné d'une aptitude à la déformation inférieure et d'une plus

faible conductivité. Au contraire, des matériaux de même composition soumis à un survieillissement en vue d'atteindre une conductivité minimale de 60% IACS présenteraient une limite élastique inférieure à 52,73 kgf/mm².

5 Les indications données dans le tableau 6 montrent clairement que les cuivres au béryllium contenant du cobalt et ne renfermant que des traces de nickel ne réagissent pas aussi favorablement au traitement selon l'invention que leurs équivalents contenant du nickel.

10 On notera, en outre, que les propriétés indiquées aux tableaux 4, 5 et 6 dépendent des teneurs en béryllium et en nickel des alliages correspondant aux exemples. Différentes compositions chimiques, à l'intérieur des gammes spécifiées, entraîneraient l'obtention de différents niveaux de propriétés, mais on peut supposer que, lorsqu'elles
15 sont soumises au traitement conforme à la présente invention, ces compositions vont acquérir des propriétés supérieures par rapport aux mêmes alliages traités de la manière traditionnelle. Une fois formés, les précipités riches en nickel décrits ci-dessus semblent rester stables et résister à la mise en solution lors de recuits ultérieurs, ce qui suggère que l'on pourrait obtenir des avantages supplémentaires en effectuant des recuits à température élevée, à différentes
20 étapes de procédé.

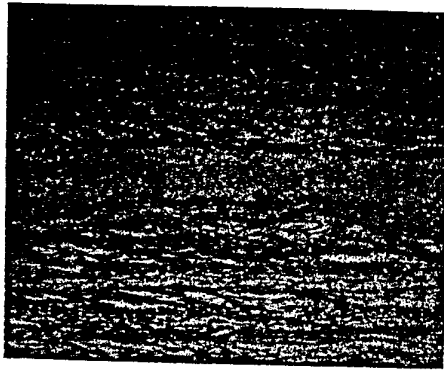


FIG. 1

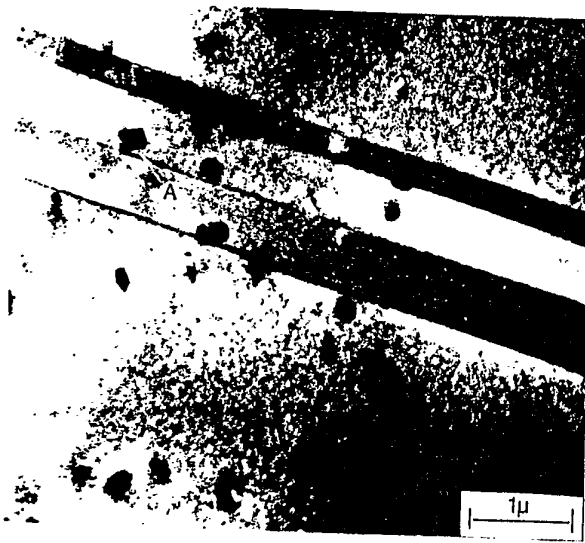


FIG. 2a



FIG. 2b