

(12) 特許協力条約に基づいて公開された国際出願

(19) 世界知的所有権機関
国際事務局

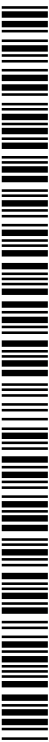


(43) 国際公開日
2012年3月1日(01.03.2012)

PCT

(10) 国際公開番号
WO 2012/026610 A1

- (51) 国際特許分類:
C22C 9/00 (2006.01) *C22C 9/10* (2006.01)
C22C 9/01 (2006.01) *C22F 1/08* (2006.01)
C22C 9/02 (2006.01) *H01B 1/02* (2006.01)
C22C 9/04 (2006.01) *H01R 13/03* (2006.01)
C22C 9/05 (2006.01) *C22F 1/00* (2006.01)
C22C 9/06 (2006.01)
- (21) 国際出願番号: PCT/JP2011/069465
- (22) 国際出願日: 2011年8月29日(29.08.2011)
- (25) 国際出願の言語: 日本語
- (26) 国際公開の言語: 日本語
- (30) 優先権データ:
特願 2010-190859 2010年8月27日(27.08.2010) JP
- (71) 出願人 (米国を除く全ての指定国について): 古河電気工業株式会社 (FURUKAWA ELECTRIC CO., LTD.) [JP/JP]; 〒1008322 東京都千代田区丸の内2丁目2番3号 Tokyo (JP).
- (72) 発明者; および
- (75) 発明者/出願人 (米国についてのみ): 金子 洋 (KANEKO, Hiroshi) [JP/JP]; 〒1008322 東京都千代田区丸の内2丁目2番3号 古河電気工業株式会社内 Tokyo (JP). 江口 立彦 (EGUCHI, Tatsuhiko) [JP/JP]; 〒1008322 東京都千代田区丸の内2丁目2番3号 古河電気工業株式会社内 Tokyo (JP).
- (74) 代理人: 飯田 敏三, 外 (IIIDA, Toshizo et al.); 〒1050004 東京都港区新橋3丁目1番10号 石井ビル3階 Tokyo (JP).
- (81) 指定国 (表示のない限り、全ての種類の国内保護が可能): AE, AG, AL, AM, AO, AT, AU, AZ, BA, BB, BG, BH, BR, BW, BY, BZ, CA, CH, CL, CN, CO, CR, CU, CZ, DE, DK, DM, DO, DZ, EC, EE, EG, ES, FI, GB, GD, GE, GH, GM, GT, HN, HR, HU, ID, IL, IN, IS, JP, KE, KG, KM, KN, KP, KR, KZ, LA, LC, LK, LR, LS, LT, LU, LY, MA, MD, ME, MG, MK, MN, MW, MX, MY, MZ, NA, NG, NI, NO, NZ, OM, PE, PG, PH, PL, PT, QA, RO, RS, RU, SC, SD, SE, SG, SK, SL, SM, ST, SV, SY, TH, TJ, TM, TN, TR, TT, TZ, UA, UG, US, UZ, VC, VN, ZA, ZM, ZW.
- (84) 指定国 (表示のない限り、全ての種類の広域保護が可能): ARIPO (BW, GH, GM, KE, LR, LS, MW, MZ, NA, SD, SL, SZ, TZ, UG, ZM, ZW), ユーラシア (AM, AZ, BY, KG, KZ, MD, RU, TJ, TM), ヨーロッパ (AL, AT, BE, BG, CH, CY, CZ, DE, DK, EE, ES, FI, FR, GB, GR, HR, HU, IE, IS, IT, LT, LU, LV, MC, MK, MT, NL, NO, PL, PT, RO, RS, SE, SI, SK, SM, TR), OAPI (BF, BJ, CF, CG, CI, CM, GA, GN, GQ, GW, ML, MR, NE, SN, TD, TG).
- 添付公開書類:
 — 国際調査報告 (条約第21条(3))



WO 2012/026610 A1

(54) Title: COPPER ALLOY SHEET AND MANUFACTURING METHOD FOR SAME

(54) 発明の名称: 銅合金板材およびその製造方法

(57) Abstract: Provided are a copper alloy sheet and a manufacturing method for the same, said sheet having a high Young's modulus and excellent strength, and being suited to electrical/electronic device lead frames, connectors, terminals and the like, and to in-vehicle connectors or terminals, relays or switches, etcetera. The sheet has an alloy composition which contains 0.05-1.0 mass% of one, two or three kinds among Cr, Zr and Ti, with the remainder being copper and unavoidable impurities; under crystal orientation analysis by means of EBSD, in relation to the accumulation in the atomic plane facing in the width direction (TD) of a rolled sheet, the surface area ratio of a region having an atomic plane wherein the angle formed by the TD and a normal line of a (111) surface is not greater than 20° is at least 50%.

(57) 要約: 高いヤング率を有し、優れた強度を有し、電気・電子機器用のリードフレーム、コネクタ、端子材等、自動車車載用などのコネクタや端子材、リレー、スイッチなどに適した、Cr、Zr、Tiのいずれか1種または2種または3種を合計で0.05~1.0mass%含有し、残部が銅及び不可避免不純物からなる合金組成を有し、EBSD測定における結晶方位解析において、圧延板の幅方向(TD)に向く原子面の集積に関し、(111)面の法線とTDのなす角の角度が20°以内である原子面を有する領域の面積率が50%を超える銅合金板材およびその製造方法を提供する。

明 細 書

発明の名称：銅合金板材およびその製造方法

技術分野

[0001] 本発明は銅合金板材およびその製造方法に関し、詳しくは車載部品用や電気・電子機器用部品、例えば、リードフレーム、コネクタ、端子材、リレー、スイッチ、ソケット、モーターなどに適用される銅合金板材およびその製造方法に関する。

背景技術

[0002] 車載部品用や電気・電子機器用のリードフレーム、コネクタ、端子材、リレー、スイッチ、ソケット、モーターなどの用途に使用される銅合金板材に要求される特性項目としては、例えば、導電率、耐力（降伏応力）、引張強度、ヤング率、耐力緩和特性などがある。近年の傾向として以下の3つが挙げられる。

一つ目に、材料（例えば、銅合金の板材）の薄肉化や狭幅化によって軽量化や使用材料低減が検討されている。しかし、その場合、ばね材の変位量を大きく取る必要があるため、部品の小型化と両立出来ない問題がある。そこで、少ない変位で大きな応力を得るために、高いヤング率を有する材料が求められている。

二つ目に、大電流コネクタなどでは導通部材の断面積を大きくとる必要があるため、通常、板厚が1 mm以上などの厚肉材が使用される。しかし、曲げ変形させた場合のスプリングバックが問題となっている。そこで、曲げ変形させた場合のスプリングバックの量をより低減するために、ヤング率の高い材料が求められている。

上記2つの傾向に関し、コネクタのコンタクトの材料採り方向は、通常、圧延方向に対して90°方向である、圧延板の幅方向（Transversal Direction、以下TDと略記する場合がある）であり、このTD方向に応力が付与されたり、曲げ変形される。そのため、板材のTDの

ヤング率を高めることが求められている。

三つ目に、大電流コネクタなどでは、電流が流れることにより発生するジュール熱によって、材料が自己発熱し、応力緩和する問題がある。この使用中の「へたり」によって初期接圧を維持できない問題に対して、材料が耐応力緩和特性に優れることが求められている。

[0003] 銅合金のヤング率を変化させる提案がいくつかなされている。

特許文献1では、銅合金層と鉄合金層を交互に合計で100層以上重ね合わせる方法が提案されている。

また、特許文献2では、銀を微量に含有する銅合金箔の圧延方向に対して45°方向のヤング率を上げる方法が提案されている。

また、特許文献3、4では、多量のZnの添加と、他にSn量の制御によって材料のヤング率を小さくする方法が提案されている。

先行技術文献

特許文献

[0004] 特許文献1：特開2005-225063号公報

特許文献2：特開2009-242846号公報

特許文献3：特開2001-294957号公報

特許文献4：特開2003-306732号公報

発明の概要

発明が解決しようとする課題

[0005] ところで、特許文献1では、導電率が低く、鉄合金層の腐食の問題や、メッキを施した場合の均一性が不十分などの問題があり、不十分であった。

特許文献2では、圧延方向に対して45°方向のヤング率を上げると、圧延方向に対して90°方向のヤング率は下がってしまい、不十分であった。

特許文献3では、Znの添加量が23～28質量%である、Cu-Zn-Sn系合金とすることによってヤング率を所定の値以下に下げるものであり、展伸方向と直角方向のヤング率で130kN/mm²以下としている。特許

文献4では、Znの添加量が15質量%を超え35%以下である、Cu-Ni-Sn-Zn系合金とすることによってヤング率を115kN/mm²以下としている。特許文献3と4に記載の技術は、ヤング率を所定の値以下に抑えるものであって、ヤング率をより高くするためのものではない。

この様に、従来、銅合金板材においてTDのヤング率を高くすることは不十分であり、特にそのために銅合金結晶の特定の方位成分に着目して制御することは検討されていなかった。

[0006] 上記のような課題に鑑み、本発明の課題は、圧延板の幅方向(TD)のヤング率が高く、優れた耐応力緩和特性を有し、電気・電子機器用部品、例えば、リードフレーム、コネクタ、端子材等、及び自動車車載用などのコネクタや端子材、リレー、スイッチなどに適した銅合金板材およびその製造方法を提供することにある。

課題を解決するための手段

[0007] 本発明者らは、種々検討を重ね、電気・電子部品用途に適した銅合金について研究を行い、圧延板の幅方向(TD)に(111)面が向く領域を増加することにより、TD方向の応力に対するヤング率を高められることを見出し、さらに、その領域の面積率を所定の値以上とすることで、ヤング率を著しく高められることを見出した。また、それに加えて、本合金系において特定の添加元素を用いることにより、導電率を大きく損なうことなく、耐応力緩和特性を向上させ得ることを見出した。また、上記特定の結晶方位の集合組織を実現するための特定の工程を有してなる製造方法を見出した。本発明は、これらの知見に基づきなされるに至ったものである。

[0008] すなわち、本発明によれば、以下の手段が提供される。

(1) Cr、Zr、Tiのいずれか1種または2種または3種を合計で0.05~1.0mass%含有し、残部が銅及び不可避不純物からなる合金組成を有し、

EBSD測定における結晶方位解析において、圧延板の幅方向(TD)に向く原子面の集積に関し、(111)面の法線とTDのなす角の角度が20

° 以内である原子面を有する領域の面積率が50%を超えることを特徴とする銅合金板材。

(2) Cr、Zr、Tiのいずれか1種または2種または3種を合計で0.05~1.0mass%含有し、Sn、Zn、Si、Ag、Mn、B、P、Mg、Ni、Fe、CoおよびHfからなる群から選ばれる少なくとも1種を合計で0.005~2.0mass%含有し、残部が銅及び不可避不純物からなる合金組成を有し、

EBS D測定における結晶方位解析において、圧延板の幅方向(TD)に向く原子面の集積に関し、(111)面の法線とTDのなす角の角度が20°以内である原子面を有する領域の面積率が50%を超えることを特徴とする銅合金板材。

(3) Be、Niのいずれか1種または2種を合計で0.1~3.0mass%含有し、残部が銅及び不可避不純物からなる合金組成を有し、

EBS D測定における結晶方位解析において、圧延板の幅方向(TD)に向く原子面の集積に関し、(111)面の法線とTDのなす角の角度が20°以内である原子面を有する領域の面積率が50%を超えることを特徴とする銅合金板材。

(4) Be、Niのいずれか1種または2種を合計で0.1~3.0mass%含有し、Sn、Zn、Ag、Mn、B、P、Mg、Cr、Al、Fe、Co、Ti、ZrおよびHfからなる群から選ばれる少なくとも1種を合計で0.005~2.0mass%含有し、残部が銅及び不可避不純物からなる合金組成を有し、

EBS D測定における結晶方位解析において、圧延板の幅方向(TD)に向く原子面の集積に関し、(111)面の法線とTDのなす角の角度が20°以内である原子面を有する領域の面積率が50%を超えることを特徴とする銅合金板材。

(5) NiとCoのいずれか1種または2種を合計で0.5~5.0mass%、Siを0.1~1.5mass%含有し、残部が銅及び不可避不純物

からなる合金組成を有し、

E B S D (E l e c t r o n B a c k s c a t t e r D i f f r a c t i o n : 電子後方散乱回折) 測定における結晶方位解析において、圧延板の幅方向 (T D) に向く原子面の集積に関し、(1 1 1) 面の法線と T D のなす角の角度が 20° 以内である原子面を有する領域の面積率が 5 0 % を超えることを特徴とする銅合金板材。

(6) N i と C o のいずれか 1 種または 2 種を合計で 0 . 5 ~ 5 . 0 m a s s % 、 S i を 0 . 1 ~ 1 . 5 m a s s % 含有し、S n 、 Z n 、 A g 、 M n 、 B 、 P 、 M g 、 C r 、 F e 、 T i 、 Z r および H f からなる群から選ばれる少なくとも 1 種を合計で 0 . 0 0 5 ~ 2 . 0 m a s s % 含有し、残部が銅及び不可避不純物からなる合金組成を有し、

E B S D 測定における結晶方位解析において、圧延板の幅方向 (T D) に向く原子面の集積に関し、(1 1 1) 面の法線と T D のなす角の角度が 20° 以内である原子面を有する領域の面積率が 5 0 % を超えることを特徴とする銅合金板材。

[0 0 0 9] (7) N i と F e と S n のいずれか 1 種または 2 種または 3 種を合計で 0 . 0 3 ~ 5 . 0 m a s s % 、 P を 0 . 0 1 ~ 0 . 3 m a s s % 含有し、残部が銅及び不可避不純物からなる合金組成を有し、

E B S D 測定における結晶方位解析において、圧延板の幅方向 (T D) に向く原子面の集積に関し、(1 1 1) 面の法線と T D のなす角の角度が 20° 以内である原子面を有する領域の面積率が 5 0 % を超えることを特徴とする銅合金板材。

(8) N i と F e と S n のいずれか 1 種または 2 種または 3 種を合計で 0 . 0 3 ~ 5 . 0 m a s s % 、 P を 0 . 0 1 ~ 0 . 3 m a s s % 含有し、Z n 、 S i 、 A g 、 M n 、 B 、 M g 、 C r 、 C o 、 T i 、 Z r および H f からなる群から選ばれる少なくとも 1 種を合計で 0 . 0 0 5 ~ 2 . 0 m a s s % 含有し、残部が銅及び不可避不純物からなる合金組成を有し、

E B S D 測定における結晶方位解析において、圧延板の幅方向 (T D) に

向く原子面の集積に関し、(111)面の法線とTDのなす角の角度が 20° 以内である原子面を有する領域の面積率が50%を超えることを特徴とする銅合金板材。

(9) Mg、Pを合計で0.3~2.0mass%含有し、残部が銅及び不可避不純物からなる合金組成を有し、

EBS D測定における結晶方位解析において、圧延板の幅方向(TD)に向く原子面の集積に関し、(111)面の法線とTDのなす角の角度が 20° 以内である原子面を有する領域の面積率が50%を超えることを特徴とする銅合金板材。

(10) Mg、Pを合計で0.3~2.0mass%含有し、Sn、Zn、Ag、Mn、B、Ni、Cr、Fe、Co、Ti、ZrおよびHfからなる群から選ばれる少なくとも1種を合計で0.005~2.0mass%含有し、残部が銅及び不可避不純物からなる合金組成を有し、

EBS D測定における結晶方位解析において、圧延板の幅方向(TD)に向く原子面の集積に関し、(111)面の法線とTDのなす角の角度が 20° 以内である原子面を有する領域の面積率が50%を超えることを特徴とする銅合金板材。

(11) Ti、Feのいずれか1種または2種を合計で1.5~4.0mass%含有し、残部が銅及び不可避不純物からなる合金組成を有し、

EBS D測定における結晶方位解析において、圧延板の幅方向(TD)に向く原子面の集積に関し、(111)面の法線とTDのなす角の角度が 20° 以内である原子面を有する領域の面積率が50%を超えることを特徴とする銅合金板材。

(12) Ti、Feのいずれか1種または2種を合計で1.5~4.0mass%含有し、Sn、Zn、Si、Ag、Mn、B、P、Mg、Ni、Cr、Co、ZrおよびHfからなる群から選ばれる少なくとも1種を合計で0.005~2.0mass%含有し、残部が銅及び不可避不純物からなる合金組成を有し、

E B S D測定における結晶方位解析において、圧延板の幅方向（T D）に向く原子面の集積に関し、（1 1 1）面の法線とT Dのなす角の角度が2 0 ° 以内である原子面を有する領域の面積率が5 0 %を超えることを特徴とする銅合金板材。

[0010] (1 3) 前記(1)～(1 2)のいずれか1項に記載の銅合金板材を製造する方法であって、前記銅合金板材を与える合金成分組成から成る銅合金素材に、鋳造[ステップ1]、均質化熱処理[ステップ2]、第1種の高温圧延[ステップ3]、動的再結晶温度以下まで冷却[ステップ4]、第2種の高温圧延[ステップ5-1]、及び冷間圧延[ステップ6]をこの順に施すことを特徴とする銅合金板材の製造方法。

(1 4) 前記(1)～(1 2)のいずれか1項に記載の銅合金板材を製造する方法であって、前記銅合金板材を与える合金成分組成から成る銅合金素材に、鋳造[ステップ1]、均質化熱処理[ステップ2]、第1種の高温圧延[ステップ3]、室温まで水冷するステップ[ステップ4 A]、再加熱後に第2種の高温圧延[ステップ5-2]、及び冷間圧延[ステップ6]をこの順に施すことを特徴とする銅合金板材の製造方法。

(1 5) 前記冷間圧延[ステップ6]の後に、溶体化熱処理[ステップ7]、熱処理[ステップ8]、仕上げ圧延[ステップ9]、及び調質焼鈍[ステップ1 0]をこの順に行なうことを特徴とする前記(1 3)または(1 4)に記載の銅合金板材の製造方法。

(1 6) 前記第2種の高温圧延[ステップ5-1]及び[ステップ5-2]において、圧延パスの入り側の板厚(h_1) (mm)で、下式(1)で表わされる圧延ロールの接触弧長(L) (mm)を割った値である形状比(L/h_1) が3. 5以下であり、かつ、下式(2)で表わされる歪み速度

[0011] ($\dot{\epsilon}$)

[0012] が0. 5/秒以上であり、かつ、第2種の高温圧延での合計加工率が6 0 %以上であることを特徴とする前記(1 3)～(1 5)のいずれか1項に記載の銅合金板材の製造方法。

式 (1)

[0013] [数1]

$$L = \sqrt{R(h_1 - h_2)}$$

[0014] (式中、Rは圧延ロールの半径 (mm)、 h_1 は入り側の板厚 (mm)、 h_2 は出側の板厚 (mm) である。)

式 (2)

[0015] [数2]

$$\dot{\varepsilon} = \frac{V_R}{\sqrt{h_1 \cdot R}} \left(1 + \frac{r}{4} \right) \sqrt{r}$$

[0016] (式中、 V_R はロール周速度 (mm/sec)、Rはロール半径 (mm)、 h_1 は入り側の板厚 (mm)、rは圧下率である。)

(17) 前記 (1) ~ (12) のいずれか 1 項に記載の銅合金板材からなる銅合金部品。

(18) 前記 (1) ~ (12) のいずれか 1 項に記載の銅合金板材からなるコネクタ。

発明の効果

[0017] 本発明の銅合金板材は、TDに高いヤング率を有し、電気・電子機器用のリードフレーム、コネクタ、端子材等、自動車車載用などのコネクタや端子材、リレー、スイッチなどに好適である。

また、本発明の銅合金板材の製造方法によれば、上記のTDに高いヤング率を有し、例えば、電気・電子機器用のリードフレーム、コネクタ、端子材等、自動車車載用などのコネクタや端子材、リレー、スイッチなどに好適に用いられる銅合金板材を好適に製造することができる。

[0018] 本発明の上記及び他の特徴及び利点は、適宜添付の図面を参照して、下記の記載からより明らかになるであろう。

図面の簡単な説明

[0019] [図1]図1は耐応力緩和特性の試験方法の説明図であり、図1の(a)は熱処理前、図1の(b)は熱処理後の状態をそれぞれ示す。

[図2]図2の(a)は、(111)面の法線とTDのなす角の角度が 20° 以内の原子面の例を図示するものであり、図2の(b)は、(111)面の法線とTDのなす角の角度が 20° を超える原子面の例を図示するものである。

[図3]図3は、FCC(面心立方格子)金属における代表的な集合組織方位成分の中で、(111)面の法線とTDのなす角の角度が 20° 以内の原子面が圧延板幅方向(TD)に向く集合組織方位成分の例を図示するものである。

発明を実施するための形態

[0020] 本発明の銅合金板材の好ましい実施の態様について、詳細に説明する。ここで、「銅合金材料」とは、(加工前であって所定の合金組成を有する)銅合金素材が所定の形状(例えば、板、条、箔、棒、線など)に加工されたものを意味する。その中で、板材とは、特定の厚みを有し形状的に安定しており面方向に広がりをもつものを指し、広義には条材を含む意味である。本発明において、板材の厚さは、特に限定されるものではないが、本発明の効果が一層よく顕れ実際的な用途に適合することを考慮すると、 $5\sim 0.03\text{ mm}$ が好ましく、 $1\sim 0.05\text{ mm}$ がより好ましい。

なお、本発明の銅合金板材は、その特性を圧延板の所定の方向における原子面の集積率で規定するものであるが、これは銅合金板材としてそのような特性を有しておれば良いのであって、銅合金板材の形状は板材や条材に限定されるものではない。本発明では、管材も板材として解釈して取り扱うことができるものとする。

[0021] TDのヤング率を高めるために、本発明者らは、集合組織との関係について鋭意検討した。その結果、応力方向に対して(111)面が向いた場合に最もヤング率が高まることを見出した。

[0022] 本明細書における結晶方位の表示方法は、Z軸に垂直な(圧延面(XY面

）に平行な）結晶面の指数 $(h \ k \ l)$ と、X軸に垂直な（YZ面に平行な）結晶面の指数 $[u \ v \ w]$ とを用いて、 $(h \ k \ l) [u \ v \ w]$ の形で表す。また、 $(1 \ 3 \ 2) [6 \ -4 \ 3]$ と $(2 \ 3 \ 1) [3 \ -4 \ 6]$ などのように、銅合金の立方晶の対称性のもとで等価な方位については、ファミリーを表すカッコ記号を使用し、 $\{h \ k \ l\} \langle u \ v \ w \rangle$ と表す。

$(1 \ 1 \ 1)$ 面の法線とTDのなす角の角度が 20° 以内の原子面がTDに向く集合組織の方位成分にはいくつか代表的なものが知られており、参考のため図3に示した。P方位 $\{0 \ 1 \ 1\} \langle 1 \ 1 \ 1 \rangle$ 、SB方位 $\{1 \ 8 \ 6\} \langle 2 \ 1 \ 1 \rangle$ 、S方位 $\{1 \ 3 \ 2\} \langle 6 \ 4 \ 3 \rangle$ 、Z方位 $\{1 \ 1 \ 1\} \langle 1 \ 1 \ 0 \rangle$ 、Brass方位 $\{1 \ 1 \ 0\} \langle 1 \ 1 \ 2 \rangle$ などが該当する。これらの代表方位成分ではなくても、 $(1 \ 1 \ 1)$ 面がTDに向く結晶方位であれば良い。これらの全ての $(1 \ 1 \ 1)$ 面がTDに向く集合組織方位成分の割合が総合的に高められた状態が、本発明で規定される所定の面積率を有する集合組織である。従来、これらの方位を有する原子面の面積率を同時に制御したものは知られていない。

圧延板の幅方向（TD）に、 $(1 \ 1 \ 1)$ 面の法線とTDのなす角の角度が 20° 以内である原子面を有する領域の面積率が50%を超えるときに、上記の効果が得られる。圧延板の幅方向（TD）に、 $(1 \ 1 \ 1)$ 面の法線とTDのなす角の角度が 20° 以内である原子面を有する領域の面積率（以下、TDに $(1 \ 1 \ 1)$ 面が向く原子面の面積率、あるいは単に面積率という）は、好ましくは60%以上、更に好ましくは70%以上である。この面積率の上限は特に限定されないが、95%が限界である。

[0023] 本明細書における結晶方位の表示方法は、板材の長手方向（LD）{板材の圧延方向（RD）に等しい} をX軸、板幅方向（TD）をY軸、板材の厚さ方向 {板材の圧延法線方向（ND）に等しい} をZ軸の直角座標系を取り、TDに $(1 \ 1 \ 1)$ 面が向いている領域の割合を、その面積率で規定したものである。測定領域内の各結晶粒の $(1 \ 1 \ 1)$ 面の法線とTDの二つのベク

トルのなす角の角度を計算し、この角度が 20° 以内の原子面を有するものについて面積を合計し、これを全測定面積で除して得た値を、(111)面の法線とTDのなす角の角度が 20° 以内である原子面を有する領域の面積率(%)とした。

すなわち、本発明において、圧延板の幅方向(TD)に向く原子面の集積に関し、(111)面の法線とTDのなす角の角度が 20° 以内である原子面を有する領域とは、圧延板の幅方向(TD)に向く、つまりTDに対向する原子面の集積に関して、理想方位である圧延板の幅方向(TD)を法線とする(111)面自体と、(111)面の法線とTDのなす角の角度が 20° 以内である原子面の各々とを合わせた領域(これらの面積の和)をいう。以下、これらの領域を、単に、TDに(111)面が向く原子面の領域ともいう。

図2に上記の内容を図示した。図2(a)は、(111)面の法線とTDのなす角の角度が 20° 以内の原子面の例を図示するものであって、本明細書では、この例で示される原子面を、圧延板幅方向(TD)に(111)面が向く方位を有する原子面という。図2(b)は、(111)面の法線とTDのなす角の角度が 20° を超える原子面の例を図示するものであって、この例で示される原子面を、圧延板幅方向(TD)に(111)面が向かない方位を有する原子面という。銅合金において(111)面は8個あるが、図2においては、その中から法線ベクトルがTDに最も近い(111)面についてのみ、(111)面の法線となす角の角度が 20° 以内となるベクトルの領域を図中に円錐(点線)で示している。

EBS Dによる方位解析において得られる情報は、電子線が試料に侵入する数10nmの深さまでの方位情報を含んでいるが、測定している広さに対して十分に小さいため、本明細書中では面積率として記載した。

[0024] 本発明における上記結晶方位の解析には、EBS D法を用いた。EBS Dとは、Electron Backscatter Diffraction(電子後方散乱回折)の略で、走査電子顕微鏡(Scanning El

electron Microscope : SEM) 内で試料に電子線を照射したときに生じる反射電子菊池線回折 (菊池パターン) を利用した結晶方位解析技術のことである。本発明においては、結晶粒を 200 個以上含む、 $500 \mu\text{m}$ 四方の試料面積に対し、 $0.5 \mu\text{m}$ のステップでスキャンし、方位を解析した。

結晶方位の解析に EBSD 測定を用いることにより、従来の X 線回折法による板面方向 (ND) に対する特定原子面の集積の測定とは大きく異なり、三次元方向のより完全に近い結晶方位情報がより高い分解能で得られるため、TD 方向のヤング率を支配する結晶方位について全く新しい知見を獲得することができる。

[0025] なお、EBSD 測定にあたっては、鮮明な菊池線回折像を得るために、機械研磨の後に、コロイダルシリカの砥粒を使用して、基体表面を鏡面研磨した後に、測定を行うことが好ましい。また、測定は板表面から行った。

[0026] ここで、EBSD 測定の特徴について、X 線回折測定との対比として説明する。

まず 1 点目に挙げられるのは、X 線回折の方法で測定可能なのは、ブラッグの回折条件を満足し、かつ十分な回折強度が得られる、ND// (111)、(200)、(220)、(311)、(420) 面の 5 種類のみであり、Cube 方位からのずれ角度が $15 \sim 30^\circ$ に相当する、例えば ND// (511) 面や ND// (951) 面などの高指数で表現される結晶方位については、測定出来ない。即ち、EBSD 測定を採用することにより、初めて、それらの高指数で表現される結晶方位に関する情報が得られ、それにより特定される金属組織と作用の関係が明らかになる。

2 点目は、X 線回折は ND//{hkl} の $\pm 0.5^\circ$ 程度に含まれる結晶方位の分量を測定しているのに対し、EBSD 測定によれば菊池パターンを利用するため、特定の結晶面に限定されない、桁違いに広範な金属組織に関する情報が網羅的に得られ、合金材料全体として X 線回折では特定することが難しい状態が明らかになる。

以上のとおり、EBSD測定とX線回折測定とで得られる情報はその内容及び性質が異なる。

なお、本明細書において特に断らない限り、EBSD測定は、銅合金板材のND方向に対して行ったものである。

[0027] 本発明では、以下の合金系とすることが、上記の集合組織制御とTD方向のヤング率との関係において好ましい。まず、本発明の各合金系における合金成分中の主添加元素（主溶質元素）の詳細について以下に示す。

[0028] <1. Cu-(Cr, Zr, Ti)系合金>

クロム(Cr)とジルコニウム(Zr)とチタン(Ti)について、それぞれの添加量を制御することにより、Cr単独、Zr単独、Ti単独、これら元素の化合物、これら元素と銅との化合物を析出させて銅合金の強度と耐応力緩和特性を向上させる。その添加量は、Cr、Zr、Tiのいずれか1種または2種または3種を合計で、0.1~1.0mass%、好ましくは0.35~0.7mass%である。Cr及びZr及びTiのそれぞれの添加量は好ましくは0.1~0.45mass%、さらに好ましくは0.2~0.4mass%である。

これらの元素の合計の添加量が上記範囲よりも多すぎると導電率を低下させ、また、少なすぎると上記の効果が十分に得られない。

[0029] <2. Cu-(Be, Ni)系合金>

ベリリウム(Be)とニッケル(Ni)について、それぞれの添加量を制御することにより、Be、Be-Ni化合物を析出させて銅合金の強度と耐応力緩和特性を向上させる。その添加量は、BeとNiのいずれか1種または2種を合計で、0.1~3.0mass%、好ましくは2.0~3.0mass%である。Beの添加量は好ましくは0.1~2.8mass%、さらに好ましくは0.2~2.5mass%である。Niの添加量は好ましくは0.1~2.5mass%、さらに好ましくは0.2~2.0mass%である。これらの元素の合計の添加量が上記範囲よりも多すぎると導電率を低下させ、また、少なすぎると上記の効果が十分に得られない。

[0030] <3. Cu - (Ni, Co) - Si系合金>

ニッケル (Ni) とコバルト (Co) とケイ素 (Si) について、それぞれの添加量を制御することにより、Ni-Si、Co-Si、Ni-Co-Siの化合物を析出させて銅合金の強度を向上させることができる。その添加量は、NiとCoのいずれか1種または2種を合計で、好ましくは0.3~5.0 mass%、さらに好ましくは0.6~4.5 mass%、より好ましくは0.8~4.0 mass%である。Niの添加量は好ましくは1.5~4.2 mass%、さらに好ましくは1.8~3.9 mass%であり、一方、Coの添加量は好ましくは0.3~1.8 mass%、さらに好ましくは0.5~1.5 mass%である。これらの元素の合計の添加量が多すぎると導電率を低下させ、また、少なすぎると強度が不足する。

特に導電率を高めたい場合は、Coを必須とすることが好ましい。更に導電率を高めたい場合は、Niを含まず、CoとSiのみの添加とすることが好ましい。

また、Siの含有量は好ましくは0.1~1.5 mass%、さらに好ましくは0.2~1.2 mass%である。

なお、Coは希少元素であるとともに、添加によって溶体化温度を高めるため、用途に応じて顕著に導電性を高める必要が無い場合は、添加しないことが好ましい。

[0031] <4. Cu - (Ni, Fe, Sn) - P系合金>

ニッケル (Ni) と鉄 (Fe) と錫 (Sn) とリン (P) について、それぞれの添加量を制御することにより、Fe単独、Fe-P、Ni-P、Fe-Ni-Pの化合物を析出させて銅合金の強度と耐応力緩和特性を向上させる。Snは耐応力緩和特性の向上について、Fe、Ni、Pと相乗効果がある。その添加量は、Ni、Fe、Snの少なくとも1種を合計で、0.03~5.0 mass%、好ましくは1.0~4.0 mass%、さらに好ましくは2.0~3.0 mass%である。Fe及びNiのそれぞれの添加量は好ましくは0.03~3.0 mass%、さらに好ましくは0.5~2.0

mass%である。Snは好ましくは0.2~1mass%、さらに好ましくは0.25~0.5mass%である。また、Pの含有量は好ましくは0.01~0.2mass%、さらに好ましくは0.02~0.08mass%である。

これらの元素の合計の添加量が上記範囲よりも多すぎると導電率を低下させ、また、少なすぎると上記の効果が十分に得られない。

[0032] <5. Cu-Mg-P系合金>

マグネシウム(Mg)とリン(P)について、それぞれの添加量を制御することにより、Mg-P化合物を析出させて銅合金の強度と耐応力緩和特性を向上させる。その添加量は、MgとPを合計で、0.3~2.0mass%、好ましくは1.5~2.0mass%である。

Mg及びPのそれぞれの添加量は好ましくは0.3~1.0mass%、さらに好ましくは0.35~0.5mass%である。これらの元素の合計の添加量が上記範囲よりも多すぎると導電率を低下させ、また、少なすぎると上記の効果が十分に得られない。

[0033] <6. Cu-Ti-Fe系合金>

チタン(Ti)と鉄(Fe)について、それぞれの添加量を制御することにより、Fe単独、Fe-Ti化合物、これらと銅の化合物を析出させて銅合金の強度と耐応力緩和特性を向上させる。その添加量は、FeとTiのいずれか1種または2種を合計で、1.5~4.0mass%で、好ましくは1.6~3.0mass%である。Tiの添加量は好ましくは1.5~3.5mass%、さらに好ましくは2.0~3.0mass%である。Feの添加量は好ましくは0.05~0.40mass%、さらに好ましくは0.1~0.3mass%である。これらの元素の合計の添加量が上記範囲よりも多すぎると導電率を低下させ、また、少なすぎると上記の効果が十分に得られない。

[0034] <副添加元素>

上記の1.~6. に示した主溶質元素の他に、副添加元素として微量に添

加することで耐応力緩和特性を向上させる添加元素の効果について示す。好ましい添加元素としては、S n、Z n、S i、A g、M n、B、P、M g、N i、C r、C o、A l、F e、T i、Z rおよびH fが挙げられる。上記1.～6.の合金系によっては、主溶質元素としてこれらの元素が含まれている場合があるが、その場合は当該元素を副添加元素としてさらに含有しないことは言うまでもない。

添加効果を十分に活用し、かつ導電率を低下させないためには、S n、Z n、S i、A g、M n、B、P、M g、N i、C r、C o、A l、F e、T i、Z rおよびH fからなる群から選ばれる少なくとも1種の元素の含有量が、これらの総量で0.005～2.0mass%であることが好ましく、さらに好ましくは0.01～1.5mass%、より好ましくは、0.03～0.8mass%である。これらの添加元素が総量で多すぎると導電率を低下させる。なお、これらの添加元素が量で少なすぎると、これらの元素を添加した効果がほとんど発揮されない。

[0035] <製造方法>

次に、本発明の銅合金板材の製造方法（その結晶方位を制御する方法）について説明する。

従来の銅合金の製造方法は、均質化熱処理した鋳塊を熱間圧延と冷間圧延の各ステップで薄板化し、それらの圧延工程の途中で再結晶焼鈍、溶体化熱処理、熱処理、調質焼鈍が行われ、機械的特性や導電率、その他の特性が調整される。熱間圧延の目的は、材料を高温にすることにより変形抵抗を下げ、少ない圧延のエネルギーで板厚を薄くすることである。

例えば、一般に、析出型銅合金は、均質化熱処理した鋳塊を熱間と冷間の各ステップで薄板化し、700～1020℃の温度範囲で最終溶体化熱処理を行って溶質原子を再固溶させた後に、熱処理と仕上げ冷間圧延によって必要な強度を満足させるように製造される。熱処理と仕上げ冷間圧延の条件は、所望の強度及び導電性などの特性に応じて、調整される。銅合金の集合組織については、この一連のステップにおける、最終溶体化熱処理中に起きる

再結晶によってそのおおよそが決定し、仕上げ圧延中に起きる方位の回転により、最終的に決定される。

一方、本発明においては、所定の加工条件で下記の第2種の高温圧延を行なうことによってTDに(111)面が向く領域が上昇し、TDのヤング率を著しく上昇させることができる。ここで、第1種の高温圧延とは、いわゆる熱間圧延であり、動的再結晶温度以上で行う高温圧延を意味する。第2種の高温圧延とは、いわゆる熱間圧延とは異なり、室温より高くかつ動的再結晶温度未満の温度で{好ましくは、300~400℃より高くかつ(動的再結晶温度より20~300℃低い温度)以下の温度で}の高温圧延を意味する。冷間圧延とは、室温での低温圧延を意味する。また、圧延以外の加工についても同様に温度範囲に応じて、例えば、熱間加工、高温(温間)加工、冷間加工という。ここで、室温とは20~35℃である。

本発明における結晶方位制御のメカニズムにおけるこれら加工温度の影響は、以下のように考えられる。従来の薄肉化の方法である熱間圧延では動的再結晶により結晶方位がランダム化するために好ましくなく、冷間圧延では結晶粒の分断が起きるために集合組織の発達が軽微である。これに対して、本発明の方法で行なわれる第2種の高温圧延によれば、動的再結晶による方位のランダム化が起きず、また、粒界滑りや動的・静的な回復によって、方位の分断も起きないために、上記の従来方法と比べて顕著に、集合組織が先鋭化することができるものと考えられる。

- [0036] 本発明の銅合金板材の好ましい製造方法としては、例えば、上記の所定の合金成分組成から成る銅合金素材を高周波溶解炉により溶解し、鑄造[ステップ1]、均質化熱処理[ステップ2]、第1種の高温圧延[ステップ3]、動的再結晶温度以下まで冷却[ステップ4]、第2種の高温圧延[ステップ5-1]、冷間圧延[ステップ6]をこの順に施し、その後で必要に応じて、溶体化熱処理[ステップ7]、熱処理[ステップ8]、仕上げ圧延[ステップ9]、調質焼鈍[ステップ10]をこの順に施す方法が挙げられる。(以下、本発明の好ましい製造方法1という。)

また、別の好ましい製造方法として、上記の所定の合金成分組成から成る銅合金素材を高周波溶解炉により溶解し、鑄造〔ステップ1〕、均質化熱処理〔ステップ2〕、第1種の高温圧延〔ステップ3〕、室温まで水冷〔ステップ4A〕、再加熱後に第2種の高温圧延〔ステップ5-2〕、冷間圧延〔ステップ6〕をこの順に施し、その後で必要に応じて、溶体化熱処理〔ステップ7〕、熱処理〔ステップ8〕、仕上げ圧延〔ステップ9〕、調質焼鈍〔ステップ10〕をこの順に施す方法が挙げられる。（以下、本発明の好ましい製造方法2という。）

[0037] 上記製造方法の第2種の高温圧延中の析出の回避に関する考え方を示す。800℃以上などの高温域では、過飽和固溶量が少ないため析出は軽微である。650～800℃などの中温域では過飽和固溶量が増えるとともに、析出の速度も速いため、最も析出が進行する。650℃以下などの低温域では過飽和固溶量が多いものの、析出の速度は遅いため、深刻な強度低下が起きる析出は抑制できる。これらの析出にとっての「高温域・中温域・低温域」の温度帯は合金系や濃度によって異なる。

上記の本発明の好ましい製造方法1によると、第2種の高温圧延中の温度低下に伴って中温域に保持される場合に析出物が粗大化してしまい、強度が低下する場合がある。特に、濃度が高く析出の速度が速い合金成分において顕著である。そこで、第2種の高温圧延中の析出が遅い系に対して上記の本発明の好ましい製造方法1を適用することが好ましい。

一方、上記の本発明の好ましい製造方法2を適用すれば、高温域で第1種の高温圧延した後に水冷して析出を回避し、低温域に再加熱して第2種の高温圧延することにより、析出を回避しながら第2種の高温圧延を施すことが可能である。そこで、第2種の高温圧延中の析出が速い系に対して上記の本発明の好ましい製造方法2を適用することが有効である。

[0038] 本発明の製造方法においては、上記の第2種の高温圧延〔ステップ5-1〕又は〔ステップ5-2〕において、圧延ロールの接触弧長（L）を圧延パスの入り側の板厚（ h_1 ）で割った値である形状比（ L/h_1 ）が3.5以下

であり、かつ、下式で求められる歪み速度

[0039] $(\dot{\epsilon})$

[0040] が0.5/秒以上であり、かつ、第2種の高温圧延での合計加工率が60%以上であることが好ましい。ここで合計加工率とは、複数パスの第2種の高温圧延による板厚減少量(mm)を第2種の高温圧延前の板厚(mm)で除した比を%で表した値である。もし1パスで加工を行う場合には、合計加工率とは当該1パスの加工率そのものの意味である。

接触弧長(L)は下記の式で求める。

[0041] [数3]

$$L = \sqrt{R(h_1 - h_2)}$$

[0042] ここで、Rは圧延ロールの半径、 h_1 は入り側の板厚、 h_2 は出側の板厚である。この接触弧長(L)を入り側の板厚(h_1)で割った値を形状比(L/h_1)として算出する。

圧延における歪み速度は下記の式で求める。

[0043] [数4]

$$\dot{\epsilon} = \frac{V_R}{\sqrt{h_1 \cdot R}} \left(1 + \frac{r}{4} \right) \sqrt{r}$$

[0044] ここで、 V_R はロール周速度(mm/sec)、Rはロール半径(mm)、 h_1 は入り側の板厚(mm)、rは圧下率{この式中の圧下率は無次元}である。

[0045] 第2種の高温圧延における形状比(L/h_1)が3.5を超える場合、せん断変形が強まりNDに(100)面が向く割合が増加し、その結果、TDに(111)面が向く割合が減少するため、好ましくない。形状比の下限は特に制限はない。

また、歪み速度が0.5/秒よりも小さくなると、中間温度脆性によって材料に割れが発生する場合がある。歪み速度の上限値には特に制限はないが

、通常は100／秒程度である。

また、第2種の高温圧延の合計加工率が60%未満の場合には、その効果が十分に得られないため、好ましくない。好ましくは70%以上である。第2種の高温圧延の合計加工率は、特に上限はないが、通常は95%程度である。

[0046] 上記の動的再結晶温度とは、その温度以上で圧延した場合に動的再結晶が起き、その温度未満では動的再結晶が起きないという境界の温度であり、合金系や添加合金成分ごとに異なるが、予備実験にて決定することができる。当該成分の材料を複数の温度まで加熱し、圧延した後に水冷して圧延後の組織を凍結し、圧延前後のミクロ組織観察を行うことで、動的再結晶の有無を確認し、加工温度との関係を把握するものである。前記の本発明で用いられる合金系で言えば、Cu-(Ni、Co)-Si系合金では動的再結晶温度は例えば約800℃であり、Cu-(Ni、Fe、Sn)-P系合金では動的再結晶温度は例えば約800℃であり、Cu-(Cr、Zr、Ti)系合金では動的再結晶温度は例えば約500℃であり、Cu-(Be、Ni)系合金では動的再結晶温度は例えば約700℃であり、Cu-Mg-P系合金では動的再結晶温度は例えば約600℃であり、Cu-Ti-Fe系合金では動的再結晶温度は例えば約800℃である。上述の動的再結晶温度はそれぞれの合金系における代表的一例であって、本発明はこれらに制限されるものではない。例えば、主溶質元素に加えて、どの副添加元素をどの程度の量で添加するかに応じて、動的再結晶温度は個々の合金組成によって変化する。

[0047] 上記鑄造 [ステップ1] 後の各ステップについて、好ましくは、均質化熱処理 [ステップ2] は700℃～1020℃で10分～10時間、第1種の高温圧延 [ステップ3] は加工温度が500～1020℃（好ましくは700～1020℃、さらに好ましくは750～1000℃、より好ましくは800～1000℃）で合計加工率が20～90%、冷却 [ステップ4] には、空冷、ガス冷却、水冷（[ステップ4A] に相当）を施し、第2種の高温

圧延〔ステップ5-1又は5-2〕は加工温度が200~750℃（合金系により異なるが、好ましくは450~750℃、さらに好ましくは450~650℃、あるいは、好ましくは400~650℃、さらに好ましくは400~550℃）で合計加工率が60~95%（好ましくは65~90%）、冷間圧延〔ステップ6〕は加工率が50~99%、溶体化熱処理〔ステップ7〕は700℃~1020℃で3秒~10分間の保持、熱処理〔ステップ8〕は250~650℃において5分間~20時間の保持、仕上げ圧延〔ステップ9〕は室温で加工率が2~60%、調質焼鈍〔ステップ10〕は300~700℃で10秒~2時間の保持、という条件が、本発明の好ましい範囲である。

また、上記鋳造〔ステップ1〕-均質化熱処理〔ステップ2〕-第1種の高温圧延〔ステップ3〕は、途中で温度を下げることなく連続鋳造圧延で行なうことが好ましい。冷却〔ステップ4〕での冷却速度は、好ましくは1~100℃/秒（さらに好ましくは5~100℃/秒）である。水冷〔ステップ4A〕での冷却速度は、好ましくは1~100℃/秒（さらに好ましくは5~100℃/秒）である。溶体化熱処理〔ステップ7〕前後で、昇温速度は好ましくは1~100℃/秒であり、冷却速度は好ましくは1~200℃/秒であり、さらに好ましくは1~100℃/秒である。

材料表面のスケールのための面削、酸洗浄などによる溶解は必要に応じて導入される。圧延後の形状が良好でない場合は、テンションレベラーなどによる矯正が、必要に応じて導入される。また、第1種の高温圧延や第2種の高温圧延後に析出が進行する場合には、それらの加工後に室温までの冷却を必要に応じて行う。

本発明の銅合金板材は上記の実施態様の製造方法により製造することが好ましいが、EBSD測定における結晶方位解析において、前記所定の面積率を満足するならば、上記〔ステップ1〕~〔ステップ10〕をこの順にすべて行うことに必ずしも拘束されるものではない。上記の方法に含まれるものではあるが、上記〔ステップ1〕~〔ステップ10〕の内、例えば、〔ステ

ップ6] を最終ステップとして工程を終了してもよい。あるいは、上記 [ステップ6] ~ [ステップ8] は、この内1つまたは2つ以上を2回以上繰り返して行うこともできる。例えば、[ステップ7] を施す前に、2~45%の加工率の冷間圧延 [ステップ9A] を行なってもよい。

[0048] なお、上でも説明したが、各圧延工程での加工率（圧下率、断面減少率とも言う。以下の比較例で言う圧延率も同義である。）とは、圧延工程前の板厚 t_1 (mm) と圧延工程後の板厚 t_2 (mm) を用いて、下式のように算出される値をいう。

$$\text{加工率 (\%)} = \{ (t_1 - t_2) / t_1 \} \times 100$$

[0049] 本発明の銅合金板材は、例えばコネクタ用銅合金板材に要求される、下記の特性を満足することができる。

TDのヤング率については、好ましくは135GPa以上、より好ましくは140GPa以上、更に好ましくは145GPa以上、特に好ましくは150GPa以上である。ヤング率の上限には特に制限はないが、通常、180GPa以下である。

ヤング率の代用特性として、たわみ係数を用いても良い。たわみ係数は、好ましくは120GPa以上、更に好ましくは125GPa以上、更に好ましくは130GPa以上、特に好ましくは135GPa以上である。

たわみ係数は、日本伸銅協会技術標準JCBA T312 (2002年) 「銅及び銅合金板条の片持ち梁による曲げたわみ係数測定方法」に従って、片持ち梁法によって測定する。

耐応力緩和特性については、後述する150°Cに1000時間保持する測定方法によって応力緩和率 (SR) が30%以下、好ましくは20%以下、最も好ましくは10%以下を満たすこともできる、という良好な特性を実現することができる。

本発明の銅合金板材における好ましい導電率と耐力は合金系ごとに値が異なるので、以下に合金系ごとに示す。

[0050] Cu-(Cr、Zr、Ti)系合金では、導電率は、好ましくは50% I

ACS（以下、単に%と略記する場合もある）以上、より好ましくは65%以上、さらに好ましくは80%以上、特に好ましくは90%以上であり、耐力は、好ましくは350MPa以上、より好ましくは450MPa以上、さらに好ましくは500MPa以上、特に好ましくは550MPa以上である。導電率と耐力の上限にはそれぞれ特に制限はないが、通常、導電率は100%以下、耐力は800MPa以下である。

Cu-(Be, Ni)系合金では、導電率は、好ましくは20%以上、より好ましくは30%以上、さらに好ましくは45%以上、特に好ましくは55%以上であり、耐力は、好ましくは700MPa以上、より好ましくは800MPa以上、さらに好ましくは900MPa以上、特に好ましくは1050MPa以上である。導電率と耐力の上限にはそれぞれ特に制限はないが、通常、導電率は80%以下、耐力は1400MPa以下である。

Cu-(Ni, Co)-Si系合金では、導電率は、好ましくは35%以上、より好ましくは40%以上、さらに好ましくは45%以上、特に好ましくは50%以上であり、耐力は、好ましくは550MPa以上、より好ましくは650MPa以上、さらに好ましくは700MPa以上、特に好ましくは800MPa以上である。導電率と耐力の上限にはそれぞれ特に制限はないが、通常、導電率は70%以下、耐力は1200MPa以下である。

[0051] Cu-(Ni, Fe, Sn)-P系合金では、導電率は、好ましくは35%以上、より好ましくは50%以上、さらに好ましくは65%以上、特に好ましくは75%以上であり、耐力は、好ましくは250MPa以上、より好ましくは350MPa以上、さらに好ましくは450MPa以上、特に好ましくは500MPa以上である。導電率と耐力の上限にはそれぞれ特に制限はないが、通常、導電率は98%以下、耐力は800MPa以下である。

Cu-Mg-P系合金では、導電率は、好ましくは45%以上、より好ましくは50%以上、さらに好ましくは55%以上、特に好ましくは60%以上であり、耐力は、好ましくは450MPa以上、より好ましくは490MPa以上、さらに好ましくは530MPa以上、特に好ましくは570MPa以上である。

a以上である。導電率と耐力の上限にはそれぞれ特に制限はないが、通常、導電率は90%以下、耐力は900MPa以下である。

Cu-Ti-Fe系合金では、導電率は、好ましくは8%以上、より好ましくは12%以上、さらに好ましくは16%以上、特に好ましくは20%以上であり、耐力は、好ましくは800MPa以上、より好ましくは850MPa以上、さらに好ましくは900MPa以上、特に好ましくは950MPa以上である。導電率と耐力の上限にはそれぞれ特に制限はないが、通常、導電率は40%以下、耐力は1400MPa以下である。

実施例

[0052] 以下に、実施例に基づき本発明をさらに詳細に説明するが、本発明はこれに限定されるものではない。

[0053] 実施例1

表1の合金成分の欄の元素を含有し、残部がCuと不可避不純物から成る合金を高周波溶解炉により溶解し、これを鑄造して鑄塊（w 100mm×l 200mm×t 40mm）を得た。この鑄塊を、700℃～1020℃で10分～10時間の均質化熱処理に付した後に、下記の工程A、B又はEの第1種の高温圧延及び第2種の高温圧延を実施した。

（工程A）

800℃～1000℃の加工温度の第1種の高温圧延（加工率20～90%）の後に、冷却速度5～100℃/秒で水冷して室温まで急冷し、その後に650℃に再加熱し450℃～650℃の加工温度にて第2種の高温圧延（加工率60～95%）をする。

（工程B）

800℃～1000℃の加工温度の第1種の高温圧延（加工率20～90%）の後に、冷却速度5～100℃/秒で空冷して750℃以下まで冷却し、その後に450℃～750℃の加工温度にて第2種の高温圧延（加工率60～95%）をする。

（工程E）

800℃～1000℃の加工温度の第1種の高圧延（加工率20～90％）の後に、冷却速度5～100℃/秒で水冷して室温まで急冷する。

上記工程A、B又はEによる加工の後に、加工率50～99％の冷間圧延を行い、700℃～1020℃で3秒～10分間の保持する溶体化熱処理を、いくつかの発明例及び比較例では行った。溶体化前後の昇温速度と冷却速度は、いずれも1～100℃/秒であった。表1に溶体化熱処理の有無を示した。その後、250～650℃において5分間～20時間の保持する熱処理、室温で加工率が2～60％の仕上げ圧延、300～700℃で10秒～2時間の調質焼鈍を行い、本発明例1-1～1-24及び比較例1-1～1-9の銅合金板材の供試材（ $t = 0.15\text{ mm}$ ）を製造した。

[0054] なお、各熱処理や圧延の後に、材料表面の酸化や粗度の状態に応じて酸洗浄や表面研磨を、形状に応じてテンションレベラーによる矯正を行った。

[0055] この供試材について下記の特性調査を行った。結果を表1示す。

[0056] a. TDに（111）面が向く原子面の領域の面積率：

EBSDF法により、約500 μm 四方の測定領域で、スキャンステップが0.5 μm の条件で測定を行った。測定面積は結晶粒を200個以上含むことを基準として調整した。上述した様に、各理想方位であるTDを法線とする（111）面と、（111）面の法線とTDのなす角の角度が20°以内である原子面各々とを合わせた領域（これらを併せて、前述のTDに（111）面が向く原子面の領域である）について、これらの合計の面積率を以下の式によって算出した。

面積率（％）＝ {（TDに（111）面が向く原子面の面積の合計）／全測定面積} × 100

以下の各表中には、これを単に「TD／／（111）面積率（％）」として示す。

なお、EBSDF法の測定装置としては、（株）TSLソリューションズ製OIM5.0（商品名）を用いた。

[0057] b. ヤング率：

圧延垂直方向（圧延方向に垂直な方向）から幅20mm、長さ200mmの短冊状試験片を採取し、試験片の長さ方向に引張試験機により応力を付与し、歪みと応力の比例定数を求めた。降伏するときの歪み量の80%の歪み量を最大変位量とし、その変位量までを10分割した変位を与え、その10点から歪みと応力の比例定数をヤング率として求めた。

[0058] c. 0.2%耐力 [YS] :

圧延垂直方向から切り出したJIS Z2201-13B号の試験片をJIS Z2241に準じて3本測定しその平均値を示した。

[0059] d : 導電率 [EC] :

20℃(±0.5℃)に保たれた恒温槽中で四端子法により比抵抗を計測して導電率を算出した。なお、端子間距離は100mmとした。

[0060] e. 応力緩和率 [SR] :

圧延垂直方向に試験片を採取した。日本伸銅協会 JCBA T309 : 2001（これは仮規格である。旧規格は「日本電子材料工業会標準規格 EMAS-3003」であった。）に準じ、以下に示すように、150℃で1000時間保持後の条件で測定した。片持ち梁法により耐力の80%の初期応力を負荷した。

図1は耐応力緩和特性の試験方法の説明図であり、(a)は熱処理前、(b)は熱処理後の状態である。図1(a)に示すように、試験台4に片持ちで保持した試験片1に、耐力の80%の初期応力を付与した時の試験片1の位置は、基準から δ_0 の距離である。これを150℃の恒温槽に1000時間保持（前記試験片1の状態での熱処理）し、負荷を除いた後の試験片2の位置は、図1(b)に示すように基準から H_t の距離である。3は応力を負荷しなかった場合の試験片であり、その位置は基準から H_1 の距離である。この関係から、応力緩和率(%)は $(H_t - H_1) / (\delta_0 - H_1) \times 100$ と算出した。式中、 δ_0 は、基準から試験片1までの距離であり、 H_1 は、基準から試験片3までの距離であり、 H_t は、基準から試験片2までの距離である。

[0061] f. たわみ係数

日本伸銅協会技術標準 J C B A T 3 1 2 (2 0 0 2 年) 「銅及び銅合金板条の片持ち梁による曲げたわみ係数測定方法」に従って、片持ち梁法によって測定した。ここでは、圧延方向に対して垂直の方向に試験片を採取して測定した際の測定値を示した。

[0062]

[表1]

表1

識別番号	合金成分				その他の元素 mass%		製造工程 高温圧延の種別		TD/(111)面積率 %	TDのヤング率 GPa	TDのたわみ係数 GPa	TDのYS MPa	EC %ACS	TDのSR %
	Ni	Co	Si											
	mass%	mass%	mass%	mass%										
本発明例1-1	0.50	1.00	0.36			A	有	62	141	126	655	53.9	23.1	
本発明例1-2	1.00	0.50	0.38	Ag=0.11, B=0.05		B	無	75	146	131	716	50.7	20.5	
本発明例1-3	-	0.80	0.45			A	有	56	137	121	691	52.2	21.6	
本発明例1-4	0.50	1.50	0.35			B	無	82	152	138	718	51.7	23.2	
本発明例1-5	0.80	1.20	0.42			A	無	93	157	143	714	50.4	19.4	
本発明例1-6	1.00	1.00	0.48			B	有	81	141	126	738	49.0	21.6	
本発明例1-7	2.03	-	0.51	Sn=0.51, Zn=1.11		B	有	58	141	126	643	40.2	24.2	
本発明例1-8	2.31	-	0.55	Sn=0.15, Mg=0.1, Zn=0.5, Cr=0.15		B	有	64	149	135	732	41.5	16.5	
本発明例1-9	2.31	-	0.67	Sn=0.15, Mg=0.1, Zn=0.5, Cr=0.15		A	有	72	142	127	778	38.6	18.9	
本発明例1-10	0.90	1.70	0.61			A	有	66	151	137	836	45.9	21.0	
本発明例1-11	2.81	-	0.61	Mg=0.12		A	無	82	155	141	652	51.0	25.2	
本発明例1-12	1.81	-	0.52	Sn=0.51, Zn=1.11		B	無	88	157	143	572	42.3	21.5	
本発明例1-13	1.10	1.50	0.55	Fe=0.12, P=0.05		A	有	92	142	127	834	44.9	22.4	
本発明例1-14	3.15	-	0.61	Sn=0.41, Zn=1.11		A	有	68	146	131	762	37.3	21.5	
本発明例1-15	-	1.38	0.38	Zn=0.21, Mn=0.08		B	有	74	155	141	793	44.4	23.0	
本発明例1-16	2.92	-	0.72	Zn=0.51, Sn=0.42		A	無	82	153	139	752	39.2	28.0	
本発明例1-17	1.35	1.15	0.61			A	無	88	158	144	736	52.4	21.3	
本発明例1-18	2.15	-	0.25	Ti=0.42		B	有	74	147	132	742	48.6	17.6	
本発明例1-19	-	1.32	0.45	Mg=0.05, P=0.03		B	有	82	151	137	682	48.4	18.3	
本発明例1-20	2.15	0.40	0.61	Zr=0.03, Hf=0.04		A	無	87	154	140	725	46.2	16.7	
本発明例1-21	1.35	1.15	0.61			B	無	91	157	143	871	42.1	22.3	
本発明例1-22	3.78	-	0.91	Sn=0.15, Mg=0.1, Zn=0.5, Cr=0.19		A	有	58	138	123	865	36.1	15.3	
本発明例1-23	1.5	1.1	0.59	Sn=0.15, Mg=0.12		A	有	64	141	126	783	43.7	22.0	
本発明例1-24	-	1.82	0.55			B	有	71	145	130	763	42.8	20.3	
比較例1-1	0.22	0.15	0.65	Sn=0.1		B	有	54	139	124	482	28.5	22.6	
比較例1-2	4.12	1.44	0.95	Zn=0.21, Mn=0.08		B	有	61	143	128	734	23.8	26.5	
比較例1-3	-	1.12	0.08			B	無	65	144	129	488	37.8	35.8	
比較例1-4	2.82	-	1.72			A	有	71	148	134	737	18.1	24.5	
比較例1-5	1.50	0.82	0.72	Zn=1.25, Mn=0.55, Sn=0.52		B	有	67	145	130	746	18.6	23.5	
比較例1-6	1.50	1.20	0.78	P=0.52, Ti=0.44, Mg=0.52, Cr=0.82		A	無	75	150	136	796	15.6	21.3	
比較例1-7	1.35	1.15	0.61			E	有	45	131	115	762	53.2	21.3	
比較例1-8	2.31	-	0.55	Sn=0.15, Mg=0.1, Zn=0.5		E	有	38	128	112	765	42.3	17.6	
比較例1-9	3.78	-	0.91	Sn=0.15, Mg=0.1, Zn=0.5, Cr=0.19		E	無	34	125	108	842	38.2	15.6	

[0063] 表1に示す様に、本発明例1-1~1-24は、ヤング率、耐力、導電率、耐応力緩和特性に優れた。

一方、本発明の規定を満たさない場合は、特性が劣る結果となった。

すなわち、比較例1-1は、NiとCoの総量が少ないために、析出硬化に寄与する化合物（析出物）の密度が低下し強度が劣った。また、NiまたはCoと化合物を形成しないSiが金属組織中に過剰に固溶し導電率が劣った。比較例1-2は、NiとCoの総量が多いために、導電率が劣った。比較例1-3は、Siが少ないために強度が劣った。比較例1-4は、Siが多いために導電率が劣った。比較例1-5~1-6は、その他の元素が多いために、導電率が劣った。

比較例1-7~1-9はTDに(111)面が向く原子面の面積率(TDに(111)面が向く割合)が低く、ヤング率が劣った。

[0064] 実施例2

表2の合金成分の欄の元素を含有し、残部がCuと不可避不純物から成る合金を高周波溶解炉により溶解し、これを鋳造して鋳塊(w 100mm×l 200mm×t 40mm)を得た。

その後、700℃~1020℃で10分~10時間の均質化熱処理した後に、下記の工程C、D又はEの第1種の高圧延及び第2種の高圧延を実施した。工程Eは、実施例1と同様に行なった。

(工程C)

700℃~1000℃の加工温度の第1種の高圧延(加工率20~90%)の後に、冷却速度5~100℃/秒で水冷して室温まで急冷し、その後に550℃に再加熱し400℃~550℃の加工温度にて第2種の高圧延(加工率60~95%)をする。

(工程D)

750℃~1000℃の加工温度の第1種の高圧延(加工率20~90%)の後に、冷却速度5~100℃/秒で空冷して650℃以下まで冷却し、その後に400℃~650℃の加工温度にて第2種の高圧延(加工率6

0～95%) をする。

上記工程C、D又はEによる加工の後の冷間圧延以降の工程は、実施例1と同様にして本発明例2-1～2-20および比較例2-1～2-9の銅合金板材の供試材を製造し、実施例1と同様に特性を調査した。結果を表2に示す。

[0065]

[表2]

表2

識別番号	合金成分				その他の元素 mass%	製造工程		TD/ (111) 面積率 %	TDの ヤング 率 GPa	TDの たわみ 係数 GPa	TDの YS MPa	EC %IACS	TDの SR %
	Ni mass%	Fe mass%	Sn mass%	P mass%		高温圧延 の種別	溶体化 熱処理						
本発明例2-1	0.82	-	1.08	0.05	-	無	83	154	140	432	58.2	38.3	
本発明例2-2	-	-	0.15	0.02	-	無	89	155	142	281	84.1	53.2	
本発明例2-3	0.21	-	0.15	0.03	Zn=0.11	無	75	149	135	302	75.3	47.2	
本発明例2-4	0.92	-	0.47	0.08	-	有	83	152	138	489	44.6	23.4	
本発明例2-5	0.62	0.75	0.23	0.06	Mn=0.03, Ag=0.1, Ti=0.06	無	82	153	140	412	54.6	23.4	
本発明例2-6	-	2.32	-	0.08	Zn=0.11	無	59	138	123	515	63.2	45.6	
本発明例2-7	-	0.11	1.81	0.03	-	無	65	144	129	481	35.1	47.2	
本発明例2-8	-	0.11	-	0.04	-	有	73	148	134	321	90.2	51.3	
本発明例2-9	0.38	0.45	0.23	0.05	Zr=0.03, B=0.09, Hf=0.03	無	67	141	126	386	48.1	35.2	
本発明例2-10	0.95	-	0.78	0.05	-	有	83	154	140	510	38.6	21.3	
本発明例2-11	-	0.11	-	0.03	-	無	89	157	144	438	88.2	55.2	
本発明例2-12	-	1.02	0.97	0.18	-	有	93	161	148	542	45.3	52.3	
本発明例2-13	2.21	1.45	0.35	0.25	Co=0.21, Cr=0.18	有	69	146	132	512	36.5	31.6	
本発明例2-14	-	0.42	0.15	0.08	Mg=0.15, Zn=0.15	無	75	149	135	460	80.2	32.0	
本発明例2-15	-	0.12	0.21	0.02	Mg=0.18, Zn=0.41	有	83	154	140	513	58.3	32.5	
本発明例2-16	0.02	0.02	-	0.03	-	有	89	159	146	293	95.2	58.9	
本発明例2-17	1.05	-	0.88	0.08	-	無	63	140	125	551	68.9	21.3	
本発明例2-18	1.21	1.62	0.21	0.12	Si=0.03	無	57	139	124	521	38.4	32.1	
本発明例2-19	0.05	0.12	1.12	0.07	-	有	83	154	140	328	76.5	41.3	
本発明例2-20	0.45	-	-	0.21	-	有	94	160	147	415	51.2	51.3	
比較例2-1	-	0.01	0.02	0.04	-	有	56	137	122	162	88.3	75.9	
比較例2-2	2.32	1.64	2.54	0.06	-	無	61	141	126	589	11.6	41.1	
比較例2-3	0.23	0.11	0.15	0.003	-	有	67	144	129	187	76.8	65.3	
比較例2-4	0.52	0.74	0.21	0.35	-	有	58	139	124	387	18.4	55.3	
比較例2-5	-	0.11	-	0.03	Zn=1.22, Mg=0.28, Mn=0.89	無	61	141	126	163	16.7	35.6	
比較例2-6	1.05	-	0.88	0.08	Co=0.52, Cr=0.46, Ti=1.08	無	63	142	127	403	15.3	18.9	
比較例2-7	1.05	-	0.88	0.08	-	有	35	126	110	535	66.3	22.3	
比較例2-8	-	0.11	-	0.03	-	無	41	130	114	415	87.3	54.3	
比較例2-9	-	2.32	-	0.08	Zn=0.11	有	43	132	116	495	61.5	44.3	

[0066] 表2に示すように、本発明例2-1~2-20は、ヤング率、耐力、導電率、耐応力緩和特性に優れた。

一方、本発明の規定を満たさない場合は、特性が劣った。すなわち、比較例2-1は、NiとFeとSnの総量が少ないために、強度が劣った。比較例2-2は、その総量が多いために、導電率が劣った。比較例2-3は、Pが少ないために強度が劣った。比較例2-4は、Pが多いために導電率が劣った。比較例2-5~2-6は、その他の元素が多いために、導電率が劣った。比較例2-7~2-9はTDに(111)面が向く原子面の面積率が低く、ヤング率が劣った。

[0067] 実施例3

表3の合金成分の欄の元素を含有し、残部がCuと不可避不純物から成る合金を高周波溶解炉により溶解し、これを鑄造して鑄塊(w 100mm×l 200mm×t 40mm)を得た。

その後、700℃~1020℃で10分~10時間の均質化熱処理した後に、実施例2で示した工程C、D又はEの第1種の高温圧延及び第2種の高温圧延を実施した。

上記工程C、D又はEによる加工の後の冷間圧延以降の工程は、実施例1と同様にして本発明例3-1~3-12および比較例3-1~3-7の銅合金板材の供試材を製造し、実施例1と同様に特性を調査した。結果を表3に示す。

[0068]

[表3]

表3

識別番号	合金成分			その他の元素 mass%	製造工程		TD/(111) 面積率 %	TDの ヤング 率 GPa	TDの たわみ 係数 GPa	TDの YS MPa	EC %IACS	TDの SR %
	Cr	Zr	Ti		高温圧延 の種別	溶体化 熱処理						
	mass%	mass%	mass%									
本発明例3-1	0.27	-	-	Sn=0.25,Zn=0.21	D	無	78	153	139	545	80.2	45.0
本発明例3-2	0.18	-	-	Sn=0.17,Zn=0.18	D	有	54	136	121	513	85.3	47.2
本発明例3-3	-	0.02	-	-	D	無	68	142	127	352	97.2	22.3
本発明例3-4	-	0.10	-	-	D	無	84	155	141	385	95.4	18.2
本発明例3-5	0.51	-	0.06	Si=0.03,Ag=0.1,Fe=0.08	C	無	81	156	142	567	78.6	18.6
本発明例3-6	0.31	0.09	-	Si=0.02	D	無	74	150	135	526	90.2	21.3
本発明例3-7	0.31	-	0.11	Si=0.02	C	有	59	142	127	421	76.4	22.5
本発明例3-8	0.28	-	-	Sn=0.78,Zn=0.45	D	無	81	151	137	550	53.2	39.2
本発明例3-9	0.31	0.11	-	Si=0.02	D	無	89	156	142	510	80.2	20.2
本発明例3-10	0.31	0.11	-	Mg=0.06,Co=0.08,Hf=0.04	D	有	61	141	126	521	72.1	16.9
本発明例3-11	0.31	0.11	-	Mn=0.04,Ni=0.11,Fe=0.13	D	無	76	151	137	531	68.5	18.6
本発明例3-12	0.52	-	0.05	B=0.05,P=0.05	C	無	69	145	130	561	74.2	21.6
比較例3-1	0.01	0.01	0.01	-	D	無	76	148	133	256	92.3	35.2
比較例3-2	0.75	0.35	0.21	-	D	無	68	146	131	615	31.2	13.6
比較例3-3	0.51	-	0.06	Si=1.12,Ag=0.51,Fe=0.88	C	有	57	137	121	536	35.2	41.2
比較例3-4	0.31	0.11	-	Mg=0.82,Co=0.85,Hf=0.46	D	無	69	144	129	542	32.6	29.6
比較例3-5	0.27	-	-	Sn=0.25,Zn=0.21	E	無	44	131	115	538	81.1	44.5
比較例3-6	0.51	-	0.06	Si=0.03,Ag=0.1,Fe=0.08	E	有	31	126	109	552	79.2	19.1
比較例3-7	0.31	0.09	-	Si=0.02	E	無	38	128	111	531	91.1	22.8

[0069] 表3に示す様に、本発明例3-1～本発明例3-12は、ヤング率、耐力、導電率、耐応力緩和特性に優れた。一方、本発明の規定を満たさない場合は、特性が劣った。すなわち、比較例3-1は、CrとZrとTiの総量が少ないために、強度が劣った。比較例3-2は、その総量が多いために、導電率が劣った。比較例3-3～比較例3-4は、その他の元素が多いために、導電率が劣った。比較例3-5～3-7はTDに(111)面が向く原子面の面積率が低く、ヤング率が劣った。

[0070] 実施例4

表4の合金成分の欄の元素を含有し、残部がCuと不可避不純物から成る合金を高周波溶解炉により溶解し、これを鑄造して鑄塊(w 100mm×l 200mm×t 40mm)を得た。

その後、700℃～1020℃で10分～10時間の均質化熱処理した後に、実施例1で示した工程A、B又はEの第1種の高温圧延及び第2種の高温圧延を実施した。

上記工程A、B又はEによる加工の後の冷間圧延以降の工程は、実施例1と同様にして本発明例4-1～4-8および比較例4-1～4-5の銅合金板材の供試材を製造し、実施例1と同様に特性を調査した。結果を表4に示す。

[0071]

[表4]

表4

識別番号	合金成分		その他の元素 mass%	製造工程		TD/ (111) 面積率 %	TDの ヤング 率 GPa	TDの たわみ 係数 GPa	TDの YS MPa	EC %IACS	TDの SR %
	Be	Ni		高温圧延 の種別	溶体化 熱処理						
	mass%	mass%									
本発明例4-1	1.91	0.12	Fe=0.32,Co=0.06	A	有	56	137	122	863	26.5	22.6
本発明例4-2	2.75	0.12	Fe=0.42,Co=0.12	A	有	61	141	127	1057	22.1	25.0
本発明例4-3	1.91	0.12	Fe=0.32,Co=0.06	A	無	75	147	133	925	20.3	30.1
本発明例4-4	0.26	1.62	Co=0.11,Al=0.45	B	無	81	151	138	736	40.2	26.3
本発明例4-5	0.25	1.51	Ag=0.15,Mn=0.05	B	有	63	142	128	723	58.2	22.2
本発明例4-6	0.52	2.15	Cr=0.15,Zr=0.03	A	無	91	156	143	775	52.3	26.7
本発明例4-7	0.37	2.34	Hf=0.03,Fe=0.15	B	有	53	136	121	803	30.1	21.3
本発明例4-8	0.37	2.34	Mg=0.12,P=0.03,B=0.03	A	無	67	144	130	781	38.2	18.9
比較例4-1	0.06	0.02	Fe=0.32,Co=0.06	B	無	67	143	129	515	51.2	26.3
比較例4-2	3.23	0.65	Co=0.11,Al=0.45	A	有	55	137	122	1015	12.3	21.3
比較例4-3	1.91	0.12	Fe=1.62,Co=0.72	A	有	59	141	127	887	10.3	26.3
比較例4-4	1.91	0.12	Fe=0.32,Co=0.06	E	有	35	125	109	933	20.1	24.6
比較例4-5	0.26	1.62	Co=0.11,Al=0.45	E	無	41	128	112	722	38.5	28.3

[0072] 表4に示す様に、本発明例4-1～本発明例4-8は、ヤング率、耐力、導電率、耐応力緩和特性に優れた。一方、本発明の規定を満たさない場合は、特性が劣った。すなわち、比較例4-1は、BeとNiの総量が少ないために、強度が劣った。比較例4-2は、その総量が多いために、導電率が劣った。比較例4-3は、その他の元素が多いために、導電率が劣った。比較例4-4～4-5はTDに(111)面が向く原子面の面積率が低く、ヤング率が劣った。

[0073] 実施例5

表5の合金成分の欄の元素を含有し、残部がCuと不可避不純物から成る合金を高周波溶解炉により溶解し、これを鑄造して鑄塊(w 100mm×l 200mm×t 40mm)を得た。

その後、700℃～1020℃で10分～10時間の均質化熱処理した後に、実施例2で示した工程C、D又はEの第1種の高圧延及び第2種の高圧延を実施した。

上記工程C、D又はEによる加工の後の冷間圧延以降の工程は、実施例1と同様にして本発明例5-1～5-6および比較例5-1～5-5の銅合金板材の供試材を製造し、実施例1と同様に特性を調査した。結果を表5に示す。

[0074]

[表5]

表5

識別番号	合金成分		その他の元素 mass%	製造工程		TD// (111) 面積率 %	TDの ヤング 率 GPa	TDの たわみ 係数 GPa	TDの YS MPa	EC %ACS	TDの SR %
	Mg mass%	P mass%		高温圧延 の種別	溶体化 熱処理						
	mass%	mass%									
本発明例5-1	1.65	0.06	Sn=0.12,Zn=0.23,Ti=0.08	C	有	59	143	129	589	48.2	21.6
本発明例5-2	0.81	0.04	Zr=0.02,Hf=0.03,Cr=0.12	D	無	62	138	123	512	55.8	19.6
本発明例5-3	1.12	0.04	Co=0.21,Mn=0.12	D	有	53	136	121	532	53.5	18.3
本発明例5-4	1.31	0.05	-	C	有	78	153	140	545	56.3	22.3
本発明例5-5	0.68	0.03	-	C	無	86	156	143	522	61.2	23.4
本発明例5-6	0.45	0.04	Ag=0.12,B=0.05,Fe=0.12	C	有	61	141	127	467	62.1	24.3
比較例5-1	0.25	0.02	-	C	有	67	144	130	315	65.2	42.2
比較例5-2	2.21	0.12	-	C	無	88	154	141	665	35.6	16.7
比較例5-3	0.68	0.03	Sn=0.55,Zn=0.82,Ti=0.72	C	有	68	142	128	521	32.1	18.9
比較例5-4	1.31	0.05	-	E	有	41	127	111	532	55.6	23.2
比較例5-5	0.68	0.03	-	E	有	32	125	109	527	62.3	21.8

[0075] 表5に示す様に、本発明例5-1～本発明例5-6は、ヤング率、耐力、導電率、耐応力緩和特性に優れた。一方、本発明の規定を満たさない場合は、特性が劣った。すなわち、比較例5-1は、MgとPの総量が少ないために、強度が劣った。比較例5-2は、その総量が多いために、導電率が劣った。比較例5-3は、その他の元素が多いために、導電率が劣った。比較例5-4～5-5はTDに(111)面が向く原子面の面積率が低く、ヤング率が劣った。

[0076] 実施例6

表6の合金成分の欄の元素を含有し、残部がCuと不可避不純物から成る合金を高周波溶解炉により溶解し、これを鑄造して鑄塊(w 100mm×l 200mm×t 40mm)を得た。

その後、700℃～1020℃で10分～10時間の均質化熱処理した後に、実施例1で示した工程A、B又はEの第1種の高圧延及び第2種の高圧延を実施した。

上記工程A、B又はEによる加工の後の冷間圧延以降の工程は、実施例1と同様にして本発明例6-1～6-11および比較例6-1～6-5の銅合金板材の供試材を製造し、実施例1と同様に特性を調査した。結果を表6に示す。

[0077]

[表6]

表6

識別番号	合金成分		その他の元素 mass%	製造工程		TD/ (111) 面積率 %	TDの ヤング 率 GPa	TDの たわみ 係数 GPa	TDの YS MPa	EC %IACS	TDの SR %
	Ti	Fe		高温圧延 の種別	溶体化 熱処理						
	mass%	mass%									
本発明例6-1	3.12	0.15	Zn=0.42,Ag=0.12	A	有	53	139	125	930	11.5	7.4
本発明例6-2	3.46	-	-	A	有	58	143	129	981	10.7	6.1
本発明例6-3	2.95	-	-	A	有	72	149	136	851	9.9	5.3
本発明例6-4	3.21	-	-	A	有	78	154	140	823	11.0	5.6
本発明例6-5	1.81	-	-	A	有	60	144	130	851	20.1	8.2
本発明例6-6	3.15	0.21	-	A	有	87	159	146	921	10.5	6.1
本発明例6-7	1.81	0.12	Mg=0.12,Ni=1.72	B	無	51	138	124	845	9.6	5.2
本発明例6-8	3.12	0.34	B=0.04,Mn=0.12	A	有	64	146	133	965	10.3	6.2
本発明例6-9	2.88	0.45	Si=0.32,Cr=0.33,Sn=0.11	A	無	75	145	131	879	8.2	5.9
本発明例6-10	2.76	0.18	Co=0.12,Zr=0.05	A	有	68	138	123	924	11.3	4.6
本発明例6-11	-	1.71	P=0.07	A	無	71	141	127	587	52.1	37.2
比較例6-1	1.21	0.05	-	A	有	71	145	131	625	16.2	11.5
比較例6-2	4.56	0.44	-	A	無	76	151	138	981	3.4	4.2
比較例6-3	3.11	-	Mg=0.52,Ni=1.83	A	有	60	142	128	766	4.3	4.4
比較例6-4	1.81	-	-	E	有	46	128	112	835	21.2	7.8
比較例6-5	3.15	0.21	-	E	有	36	124	108	935	11.6	6.8

[0078] 表6に示す様に、本発明例6-1~本発明例6-11は、ヤング率、耐力、導電率、耐応力緩和特性に優れた。一方、本発明の規定を満たさない場合は、特性が劣った。すなわち、比較例6-1は、TiとFeの総量が少ないために、強度が劣った。比較例6-2は、その総量が多いために、導電率が劣った。比較例6-3は、その他の元素が多いために、導電率が劣った。比較例6-4~6-5はTDに(111)面が向く原子面の面積率が低く、ヤング率が劣った。

[0079] 実施例7

表7に示す合金成分の元素を含有し、残部がCuと不可避不純物から成る合金を高周波溶解炉により溶解し、これを鑄造して鑄塊(w 100mm×l 200mm×t 40mm)を得た。その後、700℃~1020℃で10分~10時間の均質化熱処理した後に、800℃~1000℃の加工温度の第1種の高温圧延(加工率20~90%)の後に、冷却速度5~100℃/秒で水冷して室温まで急冷し、その後650℃に再加熱し450℃~650℃の加工温度にて第2種の高温圧延をした。第2種の高温圧延の形状比、歪み速度、合計加工率の条件は、表8に記載した。なお、形状比や歪み速度の算出に必要な各パス後の板厚は、実測値でなく、ロール間隔の値を用いた。

その後、加工率50~99%の冷間圧延を行い、700℃~1020℃で3秒~10分間の保持する溶体化熱処理を、いくつかの発明例及び比較例では行った。溶体化前後の昇温速度と冷却速度は、いずれも1~100℃/秒であった。表8に溶体化熱処理の有無を示した。その後、250~650℃において5分間~20時間の保持する熱処理、室温で加工率が2~60%の仕上げ圧延、300~700℃で10秒~2時間の調質焼鈍を行い、本発明例7-1~7-6及び比較例7-1~7-5の銅合金板材の供試材(t 0.15mm)とした。

[0080]

[表7]

表7

Ni	Co	Si	Zn	Sn	Mg	Cr
2.72	0.45	0.65	0.32	0.12	0.07	0.18

[0081]

[表8]

表8

識別番号	高温圧延条件			TD／／ (111) 面積率 (%)	TDの ヤング 率 GPa	TDの たわみ 係数 GPa	TDの YS MPa	EC %IACS	TDの SR %	
	形状比	歪速度 1／秒	加工率 (%)							
										溶体化 熱処理
本発明例7-1	0.6~1.7	0.8~20.5	75	58	138	122	755	38.1	17.2	
本発明例7-2	0.6~1.5	0.8~17.0	69	72	142	128	785	37.8	18.3	
本発明例7-3	1.9~3.3	12.5~21.8	74	61	141	125	824	37.6	16.5	
本発明例7-4	2.3~3.3	15.6~22.3	81	85	147	132	764	37.0	16.3	
本発明例7-5	1.2~3.1	1.2~41	65	67	141	125	788	36.7	16.2	
本発明例7-6	1.7~3.1	1.1~62	88	88	151	135	832	38.1	15.3	
比較例7-1	3.7~4.5	0.8~17.0	69	23	127	110	785	37.1	17.3	
比較例7-2	0.6~1.5	0.2~0.4	69	温間圧延で加工割れ発生						
比較例7-3	0.6~1.5	0.8~17.0	54	26	126	110	788	38.3	18.3	
比較例7-4	3.7~4.5	0.8~17.0	69	37	131	114	765	38.5	18.9	
比較例7-5	0.6~1.5	0.8~17.0	54	46	133	117	766	37.4	17.6	

[0082] 表8に示す様に、第2種の高温圧延での形状比、歪み速度、加工率の条件が、本発明の好ましい範囲内の場合には、ヤング率、耐力、導電率、耐力緩和特性に優れた。一方、これらの第2種の高温圧延の好ましい加工条件を満たさない場合は、特性が劣った。すなわち、比較例7-1~7-5はTDに(111)面が向く原子面の面積率が低く、ヤング率が劣った。

[0083] 前記実施例7(表7、表8)に示したCu-(Ni、Co)-Si系合金の場合と同様に、本発明の他の合金系、すなわち、Cu-(Cr、Zr、Ti)系合金、Cu-(Be、Ni)系合金、Cu-(Ni、Fe、Sn)-P系合金、Cu-Mg-P系合金、Cu-Ti-Fe系合金の場合も、第2種の高温圧延での形状比、歪み速度、加工率の条件が、本発明の好ましい範囲内の場合には、ヤング率、耐力、導電率、耐力緩和特性に優れた。一方、これらの第2種の高温圧延の好ましい加工条件を満たさない場合は、TDに(111)面が向く原子面の面積率が低く、その特性としてヤング率が劣った。

[0084] これらとは別に、従来の製造条件により製造した銅合金板材について、本発明に係る銅合金板材との相違を明確化するために、その従来の製造条件で銅合金板材を作製し、上記と同様の特性項目の評価を行った。なお、各板材の厚さは特に断らない限り上記実施例と同じ厚さになるように加工率を調整した。

従来の製造条件の記載の中で、熱間圧延の詳細な条件、特に本発明における第2種の高温圧延の条件について不明な場合は、本明細書の段落[0035]に記載したとおり、より高温で圧延することによって圧延加工に要する仕事エネルギーを下げる、という一般的な目的で熱間圧延が行われているものとし、本発明における第1種の高温圧延と第2種の高温圧延を組み合わせた2段階の高温圧延は、行わなかった。

[0085] (比較例101)・・・特開2009-132965号公報実施例1の条件
無酸素銅を母材として用いて、Cr; 0.2質量%、Zr; 0.1質量%を含有した組成を有する銅合金を高周波溶解炉で溶製し、厚さ25mm、幅

30 mm、長さ150 mmのインゴットに鑄造した。これを950℃に加熱して、厚さ8 mmまで熱間圧延し、その後、厚さ1 mmまで冷間圧延して、800℃で焼鈍した。

続いて、これに加工度40%の冷間加工と、500℃で1分間加熱する熱処理とを、3回繰り返して行って、厚さ0.22 mmの金属板材を作製し、これを試料c01とした。

得られた試験体c01は、上記本発明に係る実施例とは製造条件について、2段階の高温圧延を行っていない点で異なり、TD// (111)面積率が50%以下であり、TDのヤング率及びたわみ係数について本発明の要求特性を満たさない結果となった。

[0086] (比較例102)・・・特開2008-297617号公報本発明例1の条件

Be 1.91質量%、Ni 0.14質量%、Fe 0.04質量%、Co 0.30質量%を含有し残部が銅である組成を有する銅合金を溶製し、縦型半連続鑄造機を用いて鑄造した。得られた鑄片(厚さ60 mm)を固相線より30℃以上低い温度(合金組成により820~900℃)に加熱したのち抽出して、熱間圧延を開始した。固相線温度は、各組成の合金について予備実験を行うことによって把握してある。熱間圧延に際しては、700℃以上の温度域での圧延率が60%以上となり、かつ700℃未満の温度域でも圧下率44%で圧延が行われるようにパススケジュールを設定した。熱間圧延の最終パス温度は600℃~400℃の間にある。鑄片からのトータルの熱間圧延率は約90%である。なお、上記700℃未満の温度域での高温圧延については、上記公報からは詳細な条件が明らかではなく、本願出願当時に一般的な条件であった形状比:3.7~4.5、歪速度:0.8~17.0/秒という条件を採用して行った。

熱間圧延後、表層の酸化層を機械研磨により除去(面削)した。次いで、圧延率82%で冷間圧延を行った後、溶体化処理に供した。溶体化処理においては、溶体化処理後の平均結晶粒径(双晶境界を結晶粒界とみなさない)

が10～40 μ mとなるように到達温度を合金組成に応じて700～850 $^{\circ}$ Cの範囲内で調整し、700～850 $^{\circ}$ Cの温度域での保持時間を10sec～10minの範囲で調整した。続いて、上記溶体化処理後の板材に対して、圧延率20%で仕上冷間圧延を施した。なお、必要に応じて途中で面削を行い、板厚は0.2mmに揃えた。「未時効処理材」としての供試材にはこの段階の板材を使用した。

このようにして得られた板厚0.2mm板材について、予備実験として300～500 $^{\circ}$ Cの温度範囲で最大5hまでの時効処理実験を行い、合金組成に応じて最大硬さとなる時効処理条件（その時効温度を T_m （ $^{\circ}$ C）、時効時間を t_m （min）とする）を把握した。

この合金（上記未時効処理材）の板材を時効温度 T_m （320 $^{\circ}$ C）、時効時間 t_m （120分）で時効処理して「時効硬化材」の供試材とした。これを試料c02-1とした。

また、ミルハードン材として出荷する場合を想定して、この合金（上記未時効処理材において、仕上げ冷間圧延率を10%に変更）の板材に、最大硬度には到達しない程度の時効処理を施したものを供試材とした。その時効処理条件は時効温度 T_m （320 $^{\circ}$ C）、時効時間0.1 t_m 以上 t_m 未満（20分）の範囲とした。これを試料c02-2とした。

得られた試験体c02-1、c02-2は、上記本発明に係る実施例とは製造条件について、2段階の高温圧延の中で、第2段階の高温圧延における圧下率が小さく、かつ、特定の形状比で行っていない点で異なり、TD//（111）面積率が50%以下であり、TDのヤング率及びたわみ係数について本発明の要求特性を満たさない結果となった。

[0087]（比較例103）・・・特開2006-009137号公報の表2に記載の発明例（鋳塊No. A-試料No. 5、鋳塊No. O-試料No. 18）の条件

Ni3.8質量%、Si0.89質量%、S0.002質量%を含有し残部が銅である組成を有する銅合金（同公報の表1に記載の鋳塊No. A）と

、Ni 3.8質量%、Si 0.89質量%、Mg 0.1質量%、Sn 0.15質量%、Zn 0.5質量%、Co 0.25質量%、S 0.002質量%を含有し残部が銅である組成を有する銅合金（同公報の表1に記載の鋳塊No. 0）を、高周波溶解炉にて溶解し、DC法により厚さ30mm、幅100mm、長さ150mmの鋳塊に鋳造した。次にこれらの鋳塊を1000℃に加熱し、この温度に1時間保持後、厚さ12mmに熱間圧延し、速やかに冷却した。

次いで熱間圧延板を両面各1.5mmずつ切削して酸化皮膜を除去した後、冷間圧延（イ）により厚さ0.15～0.25mmに加工し、次いで溶体化処理温度を825～925℃の温度範囲で変化させ15秒間熱処理し、その後直ちに15℃/秒以上の冷却速度で冷却した。次に不活性ガス雰囲気中で475℃で2時間の時効処理を施し、次いで最終塑性加工である冷間圧延（ハ）を行い、最終的な板厚を揃えた。前記最終塑性加工後、引き続き375℃で2時間の低温焼鈍を施して銅合金板材を製造した。これらを試料c03-1、c03-2とした。

得られた試験体c03-1、c03-2は、上記実施例とは製造条件について、2段階の高温圧延を行っていない点で異なり、TD//（111）面積率が50%以下であり、TDのヤング率及びたわみ係数について本発明の要求特性を満たさない結果となった。

[0088]（比較例104）・・・特開2008-231492号公報本発明例5の条件

Ni 0.86質量%、Sn 1.26質量%、P 0.10質量%、Fe 0.15質量%を含有し残部が銅である組成を有する銅合金を溶製し、縦型連続鋳造機を用いて鋳造した。得られた鋳片（厚さ180mm）から厚さ60mmの試料を切り出し、これを950℃に加熱したのち抽出して、熱間圧延を開始した。その際、950℃～700℃の温度域での圧延率が60%以上となり、かつ700℃未満の温度域でも圧下率45%で圧延が行われるようにパススケジュールを設定した。熱間圧延の最終パス温度は600℃～400

℃の間にある。鋳片からのトータルの熱間圧延率は約80～90%である。なお、上記700℃未満の温度域での高温圧延については、上記公報からは詳細な条件が明らかではなく、本願出願当時に一般的な条件であった形状比：3.7～4.5、歪速度：0.8～17.0/秒という条件を採用して行った。

熱間圧延後、表層の酸化層を機械研磨により除去（面削）した。次いで、圧延率90%で冷間圧延を行った後、再結晶焼鈍に供した。再結晶焼鈍後の平均結晶粒径（双晶境界を結晶粒界とみなさない）が5～40μmとなるように到達温度を合金組成に応じて600～750℃の範囲内で調整し、600～750℃の温度域での保持時間を10秒～600分の範囲で調整した。上記再結晶焼鈍後の板材に対して、時効処理は施さなかった。次いで、圧延率65%で仕上げ冷間圧延を行った。その後さらに、400℃の炉中に5分装入する低温焼鈍を施した。このようにして供試材を得た。なお、必要に応じて途中で面削を行い、供試材の板厚は0.15mmとした。これを試料c04とした。

得られた試験体c04は、上記本発明に係る実施例とは製造条件について、2段階の高温圧延の中で、第2段階の高温圧延における圧下率が小さく、かつ、特定の形状比で行っていない点で異なり、TD//（111）面積率が50%以下であり、TDのヤング率及びたわみ係数について本発明の要求特性を満たさない結果となった。

[0089]（比較例105）・・・特開2009-228013号公報実施例1の条件0.66質量%のMgと0.04質量%のPを含み、残部がCuからなる銅合金を溶製し、縦型の小型連続鋳造機を用いて鋳造して、厚さ50mmの鋳片を得た。

その鋳片を900℃に加熱した後に抽出し、熱間圧延を開始した。この熱間圧延では、900℃～600℃の温度域における圧延率が60%以上になり且つ600℃未満の温度域でも圧延が行われるようにパススケジュールを設定した。なお、600℃未満～300℃における熱間圧延率を48%とし

、熱間圧延の最終パス温度は500℃～300℃の間とした。また、鋳片からのトータルの熱間圧延率は約90%であった。なお、上記600℃未満の温度域での高温圧延については、上記公報からは詳細な条件が明らかではなく、本願出願当時に一般的な条件であった形状比：3.7～4.5、歪速度：0.8～17.0/秒という条件を採用して行った。

熱間圧延後、表層の酸化層を機械研磨により除去（面削）した。次いで、圧延率92%で冷間圧延を行った後、400～700℃で再結晶焼鈍を行った。なお、試料表面に取り付けた熱電対により再結晶焼鈍時の温度変化をモニターした。再結晶焼鈍後の平均結晶粒径（双晶境界を結晶粒界とみなさない）が10～30μmになるように、到達温度を合金組成に応じて400～700℃の範囲内で調整し、400～700℃の温度域における保持時間を10秒間～30分間の範囲で調整した。

次に、再結晶焼鈍後の板材に対して、圧延率35%で仕上げ冷間圧延を行い、次いで、300℃の炉中に5分間装入する低温焼鈍を施した。

このようにして銅合金板材を得た。なお、必要に応じて途中で面削を行い、銅合金板材の板厚を0.3mmに揃えた。これを試料c05とした。

得られた試験体c05は、上記本発明に係る実施例とは製造条件について、2段階の高温圧延の中で、第2段階の高温圧延における圧下率が小さく、かつ、特定の形状比で行っていない点で異なり、TD//（111）面積率が50%以下であり、TDのヤング率及びたわみ係数について本発明の要求特性を満たさない結果となった。

[0090]（比較例106）・・・特開2010-126777号公報実施例1の条件
3.18質量%のTiを含み、残部がCuからなる銅合金を溶製し、縦型半連続鋳造機を用いて鋳造して、厚さ60mmの鋳片を得た。

その鋳片を950℃に加熱した後に抽出し、熱間圧延を開始した。この熱間圧延では、750℃以上の温度域における圧延率が60%以上になり且つ700℃未満の温度域でも圧延が行われるようにパススケジュールを設定した。なお、700℃未満～500℃における熱間圧延率を42%とし、熱間

圧延の最終パス温度は600℃～500℃の間とした。また、鋳片からのトータル熱間圧延率は約95%であった。熱間圧延後、表層の酸化層を機械研磨により除去（面削）した。なお、上記700℃未満の温度域での高温圧延については、上記公報からは詳細な条件が明らかではなく、本願出願当時に一般的な条件であった形状比：3.7～4.5、歪速度：0.8～17.0/秒という条件を採用して行った。

次いで、圧延率98%で冷間圧延を行った後、溶体化処理を行った。この溶体化処理では、溶体化処理後の平均結晶粒径（双晶境界を結晶粒界とみなさない）が5～25μmになるように、その合金組成に応じて750～1000℃の温度域で該合金組成の固溶線より30℃以上高い温度に設定し、保持時間を5秒～5分間の範囲で調整して熱処理を行った。具体的には、900℃で15秒間の熱処理を行った。

次いで、溶体化処理後の板材に対して、圧延率15%で冷間圧延を行った。このようにして得られた板材について、予備実験として300～550℃の温度範囲で最大24時間までの時効処理実験を行って、合金組成に応じて最大硬さになる時効処理条件（時効温度 T_M （℃）、時効時間 t_M （分）、最大硬さ H_M （HV））を把握した。そして、時効温度を $T_M \pm 10$ ℃の範囲内の温度に設定するとともに、時効時間を t_M より短い時間であり且つ時効後の硬さが $0.90 H_M \sim 0.95 H_M$ の範囲になる時間に設定した。

次に、時効処理後の板材に対して、圧延率10%で仕上げ冷間圧延を行った後、450℃の焼鈍炉内で1分間保持する低温焼鈍を行った。

このようにして銅合金板材を得た。なお、必要に応じて途中で面削を行い、銅合金板材の板厚を0.15mmに揃えた。これを試料c06とした。

得られた試験体c06は、上記本発明に係る実施例とは製造条件について、2段階の高温圧延の中で、第2段階の高温圧延における圧下率が小さく、かつ、特定の形状比で行っていない点で異なり、TD//（111）面積率が50%以下であり、TDのヤング率及びたわみ係数について本発明の要求特性を満たさない結果となった。

[0091] この様に、本発明により、例えばコネクタ材などの車載部品や電気・電子機器の板材（特にその基体材料）として非常に好適な特性が実現可能である。

[0092] 本発明をその実施態様とともに説明したが、我々は特に指定しない限り我々の発明を説明のどの細部においても限定しようとするものではなく、添付の請求の範囲に示した発明の精神と範囲に反することなく幅広く解釈されるべきであると考える。

[0093] 本願は、2010年8月27日に日本国で特許出願された特願2010-190859に基づく優先権を主張するものであり、これはここに参照してその内容を本明細書の記載の一部として取り込む。

符号の説明

- [0094]
- 1 初期応力を付与した時の試験片
 - 2 負荷を除いた後の試験片
 - 3 応力を負荷しなかった場合の試験片
 - 4 試験台

請求の範囲

[請求項1] Cr、Zr、Tiのいずれか1種または2種または3種を合計で0.05～1.0mass%含有し、残部が銅及び不可避不純物からなる合金組成を有し、

EBS D測定における結晶方位解析において、圧延板の幅方向（TD）に向く原子面の集積に関し、（111）面の法線とTDのなす角の角度が20°以内である原子面を有する領域の面積率が50%を超えることを特徴とする銅合金板材。

[請求項2] Cr、Zr、Tiのいずれか1種または2種または3種を合計で0.05～1.0mass%含有し、Sn、Zn、Si、Ag、Mn、B、P、Mg、Ni、Fe、CoおよびHfからなる群から選ばれる少なくとも1種を合計で0.005～2.0mass%含有し、残部が銅及び不可避不純物からなる合金組成を有し、

EBS D測定における結晶方位解析において、圧延板の幅方向（TD）に向く原子面の集積に関し、（111）面の法線とTDのなす角の角度が20°以内である原子面を有する領域の面積率が50%を超えることを特徴とする銅合金板材。

[請求項3] Be、Niのいずれか1種または2種を合計で0.1～3.0mass%含有し、残部が銅及び不可避不純物からなる合金組成を有し、

EBS D測定における結晶方位解析において、圧延板の幅方向（TD）に向く原子面の集積に関し、（111）面の法線とTDのなす角の角度が20°以内である原子面を有する領域の面積率が50%を超えることを特徴とする銅合金板材。

[請求項4] Be、Niのいずれか1種または2種を合計で0.1～3.0mass%含有し、Sn、Zn、Ag、Mn、B、P、Mg、Cr、Al、Fe、Co、Ti、ZrおよびHfからなる群から選ばれる少なくとも1種を合計で0.005～2.0mass%含有し、残部が銅及び不可避不純物からなる合金組成を有し、

E B S D測定における結晶方位解析において、圧延板の幅方向（T D）に向く原子面の集積に関し、（1 1 1）面の法線とT Dのなす角の角度が2 0°以内である原子面を有する領域の面積率が5 0%を超えることを特徴とする銅合金板材。

[請求項5]

N iとC oのいずれか1種または2種を合計で0. 5～5. 0 m a s s %、S iを0. 1～1. 5 m a s s %含有し、残部が銅及び不可避不純物からなる合金組成を有し、

E B S D測定における結晶方位解析において、圧延板の幅方向（T D）に向く原子面の集積に関し、（1 1 1）面の法線とT Dのなす角の角度が2 0°以内である原子面を有する領域の面積率が5 0%を超えることを特徴とする銅合金板材。

[請求項6]

N iとC oのいずれか1種または2種を合計で0. 5～5. 0 m a s s %、S iを0. 1～1. 5 m a s s %含有し、S n、Z n、A g、M n、B、P、M g、C r、F e、T i、Z rおよびH fからなる群から選ばれる少なくとも1種を合計で0. 0 0 5～2. 0 m a s s %含有し、残部が銅及び不可避不純物からなる合金組成を有し、

E B S D測定における結晶方位解析において、圧延板の幅方向（T D）に向く原子面の集積に関し、（1 1 1）面の法線とT Dのなす角の角度が2 0°以内である原子面を有する領域の面積率が5 0%を超えることを特徴とする銅合金板材。

[請求項7]

N iとF eとS nのいずれか1種または2種または3種を合計で0. 0 3～5. 0 m a s s %、Pを0. 0 1～0. 3 m a s s %含有し、残部が銅及び不可避不純物からなる合金組成を有し、

E B S D測定における結晶方位解析において、圧延板の幅方向（T D）に向く原子面の集積に関し、（1 1 1）面の法線とT Dのなす角の角度が2 0°以内である原子面を有する領域の面積率が5 0%を超えることを特徴とする銅合金板材。

[請求項8]

N iとF eとS nのいずれか1種または2種または3種を合計で0

. 03~5. 0mass%、Pを0. 01~0. 3mass%含有し、Zn、Si、Ag、Mn、B、Mg、Cr、Co、Ti、ZrおよびHfからなる群から選ばれる少なくとも1種を合計で0. 005~2. 0mass%含有し、残部が銅及び不可避不純物からなる合金組成を有し、

EBS D測定における結晶方位解析において、圧延板の幅方向(TD)に向く原子面の集積に関し、(111)面の法線とTDのなす角の角度が20°以内である原子面を有する領域の面積率が50%を超えることを特徴とする銅合金板材。

[請求項9] Mg、Pを合計で0. 3~2. 0mass%含有し、残部が銅及び不可避不純物からなる合金組成を有し、

EBS D測定における結晶方位解析において、圧延板の幅方向(TD)に向く原子面の集積に関し、(111)面の法線とTDのなす角の角度が20°以内である原子面を有する領域の面積率が50%を超えることを特徴とする銅合金板材。

[請求項10] Mg、Pを合計で0. 3~2. 0mass%含有し、Sn、Zn、Ag、Mn、B、Ni、Cr、Fe、Co、Ti、ZrおよびHfからなる群から選ばれる少なくとも1種を合計で0. 005~2. 0mass%含有し、残部が銅及び不可避不純物からなる合金組成を有し、

EBS D測定における結晶方位解析において、圧延板の幅方向(TD)に向く原子面の集積に関し、(111)面の法線とTDのなす角の角度が20°以内である原子面を有する領域の面積率が50%を超えることを特徴とする銅合金板材。

[請求項11] Ti、Feのいずれか1種または2種を合計で1. 5~4. 0mass%含有し、残部が銅及び不可避不純物からなる合金組成を有し、

EBS D測定における結晶方位解析において、圧延板の幅方向(TD)に向く原子面の集積に関し、(111)面の法線とTDのなす角

の角度が 20° 以内である原子面を有する領域の面積率が50%を超えることを特徴とする銅合金板材。

[請求項12] Ti、Feのいずれか1種または2種を合計で1.5～4.0mass%含有し、Sn、Zn、Si、Ag、Mn、B、P、Mg、Ni、Cr、Co、ZrおよびHfからなる群から選ばれる少なくとも1種を合計で0.005～2.0mass%含有し、残部が銅及び不可避不純物からなる合金組成を有し、

EBS D測定における結晶方位解析において、圧延板の幅方向(TD)に向く原子面の集積に関し、(111)面の法線とTDのなす角の角度が 20° 以内である原子面を有する領域の面積率が50%を超えることを特徴とする銅合金板材。

[請求項13] 請求項1～請求項12のいずれか1項に記載の銅合金板材を製造する方法であって、前記銅合金板材を与える合金成分組成から成る銅合金素材に、鑄造[ステップ1]、均質化熱処理[ステップ2]、第1種の高圧延[ステップ3]、動的再結晶温度以下まで冷却[ステップ4]、第2種の高圧延[ステップ5-1]、及び冷間圧延[ステップ6]をこの順に施すことを特徴とする銅合金板材の製造方法。

[請求項14] 請求項1～請求項12のいずれか1項に記載の銅合金板材を製造する方法であって、前記銅合金板材を与える合金成分組成から成る銅合金素材に、鑄造[ステップ1]、均質化熱処理[ステップ2]、第1種の高圧延[ステップ3]、室温まで水冷するステップ[ステップ4A]、再加熱後に第2種の高圧延[ステップ5-2]、及び冷間圧延[ステップ6]をこの順に施すことを特徴とする銅合金板材の製造方法。

[請求項15] 前記冷間圧延[ステップ6]の後に、溶体化熱処理[ステップ7]、熱処理[ステップ8]、仕上げ圧延[ステップ9]、及び調質焼鈍[ステップ10]をこの順に行なうことを特徴とする請求項13または14に記載の銅合金板材の製造方法。

[請求項16] 前記第2種の高延圧延〔ステップ5-1〕及び〔ステップ5-2〕において、圧延パスの入り側の板厚 (h_1) (mm) で、下式(1)で表わされる圧延ロールの接触弧長 (L) (mm) を割った値である形状比 (L/h_1) が3.5以下であり、かつ、下式(2)で表わされる歪み速度

$$(\dot{\varepsilon})$$

が0.5/秒以上であり、かつ、第2種の高延での合計加工率が60%以上であることを特徴とする請求項13~15のいずれか1項に記載の銅合金板材の製造方法。

$$\text{式(1)}$$

[数1]

$$L = \sqrt{R(h_1 - h_2)}$$

(式中、 R は圧延ロールの半径(mm)、 h_1 は入り側の板厚(mm)、 h_2 は出側の板厚(mm)である。)

$$\text{式(2)}$$

[数2]

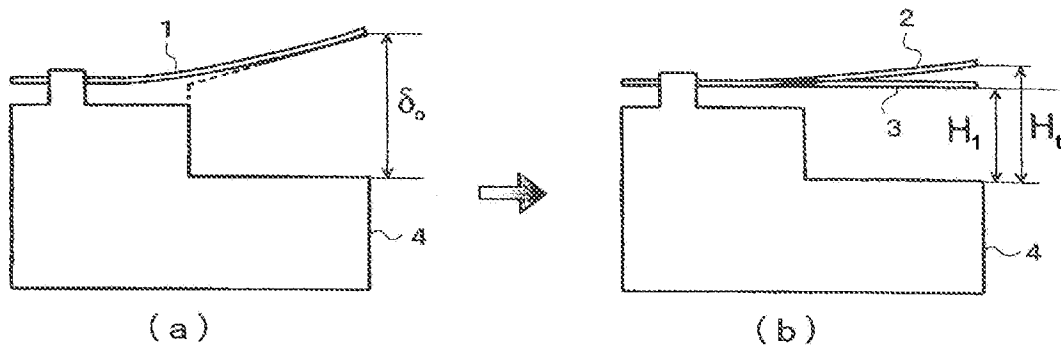
$$\dot{\varepsilon} = \frac{V_R}{\sqrt{h_1 \cdot R}} \left(1 + \frac{r}{4}\right) \sqrt{r}$$

(式中、 V_R はロール周速度(mm/sec)、 R はロール半径(m)、 h_1 は入り側の板厚(mm)、 r は圧下率である。)

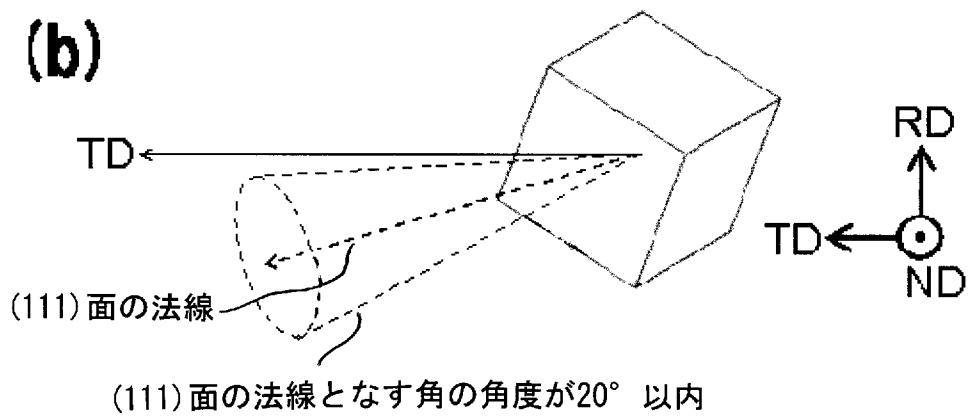
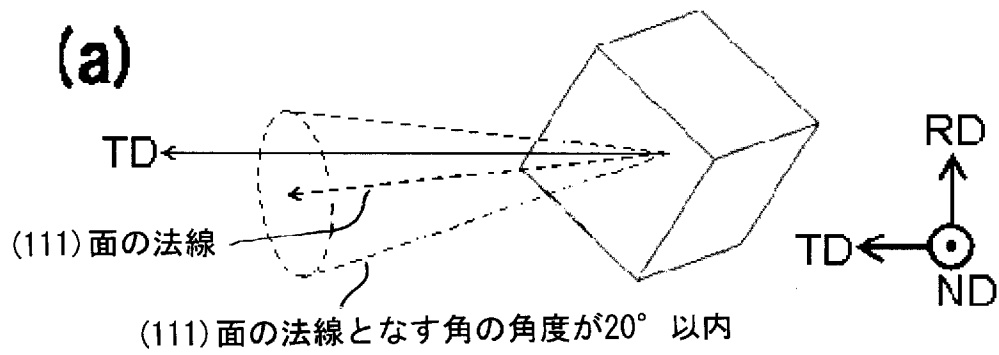
[請求項17] 請求項1~12のいずれか1項に記載の銅合金板材からなる銅合金部品。

[請求項18] 請求項1~12のいずれか1項に記載の銅合金板材からなるコネクタ。

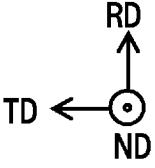
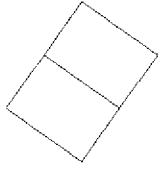
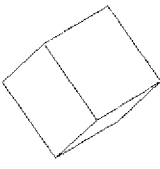
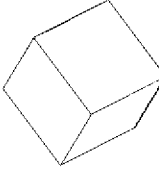
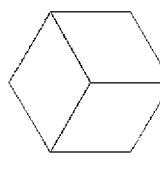
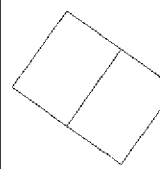
[図1]



[図2]



[図3]

名称	P	SB	S	Z	Brass
ユニットセル の向き 					
HKL	011	186	132	111	110
UVW	1-11	2-11	6-43	1-10	1-12
(111)面とTD のずれ角度	19.5°	9.9°	18.5°	19.5°	0°

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2011/069465

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

C22C9/00(2006.01)i, C22C9/01(2006.01)i, C22C9/02(2006.01)i, C22C9/04(2006.01)i, C22C9/05(2006.01)i, C22C9/06(2006.01)i, C22C9/10(2006.01)i, C22F1/08(2006.01)i, H01B1/02(2006.01)i, H01R13/03(2006.01)i,
According to International Patent Classification (IPC) or to both national classification and IPC

B. FIELDS SEARCHED

Minimum documentation searched (classification system followed by classification symbols)
C22C9/00-9/10, C22F1/08, H01B1/02, H01R13/03, C22F1/00

Documentation searched other than minimum documentation to the extent that such documents are included in the fields searched
Jitsuyo Shinan Koho 1922-1996 Jitsuyo Shinan Toroku Koho 1996-2011
Kokai Jitsuyo Shinan Koho 1971-2011 Toroku Jitsuyo Shinan Koho 1994-2011

Electronic data base consulted during the international search (name of data base and, where practicable, search terms used)

C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
X A	WO 2009/148101 A1 (The Furukawa Electric Co., Ltd.), 10 December 2009 (10.12.2009), paragraph [0001]; table 2 & US 2011/0073221 A1 & EP 2298945 A1	5, 17, 18 1-4, 6-16
X A	JP 2006-152392 A (Kobe Steel, Ltd.), 15 June 2006 (15.06.2006), paragraph [0001]; tables 1, 2 (Family: none)	5, 17, 18 1-4, 6-16
X A	WO 2010/047373 A1 (The Furukawa Electric Co., Ltd.), 29 April 2010 (29.04.2010), claims; paragraphs [0001], [0015] (Family: none)	5, 6, 17, 18 1-4, 7-16

Further documents are listed in the continuation of Box C.

See patent family annex.

* Special categories of cited documents:

"A" document defining the general state of the art which is not considered to be of particular relevance

"E" earlier application or patent but published on or after the international filing date

"L" document which may throw doubts on priority claim(s) or which is cited to establish the publication date of another citation or other special reason (as specified)

"O" document referring to an oral disclosure, use, exhibition or other means

"P" document published prior to the international filing date but later than the priority date claimed

"T" later document published after the international filing date or priority date and not in conflict with the application but cited to understand the principle or theory underlying the invention

"X" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered novel or cannot be considered to involve an inventive step when the document is taken alone

"Y" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered to involve an inventive step when the document is combined with one or more other such documents, such combination being obvious to a person skilled in the art

"&" document member of the same patent family

Date of the actual completion of the international search
14 November, 2011 (14.11.11)

Date of mailing of the international search report
22 November, 2011 (22.11.11)

Name and mailing address of the ISA/
Japanese Patent Office

Authorized officer

Facsimile No.

Telephone No.

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2011/069465

C (Continuation). DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
A	JP 2008-45204 A (Kobe Steel, Ltd.), 28 February 2008 (28.02.2008), entire text & US 2009/0311128 A1 & EP 2045344 A1 & WO 2008/010378 A1 & KR 10-2009-0023422 A & CN 101899587 A	1-18
A	JP 2002-339028 A (Kobe Steel, Ltd.), 27 November 2002 (27.11.2002), entire text (Family: none)	1-18
A	JP 2009-132965 A (Hitachi Cable, Ltd.), 18 June 2009 (18.06.2009), entire text; all drawings (Family: none)	1-18

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2011/069465

Continuation of A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER
(International Patent Classification (IPC))

C22F1/00 (2006.01) n

(According to International Patent Classification (IPC) or to both national classification and IPC)

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2011/069465

Box No. II Observations where certain claims were found unsearchable (Continuation of item 2 of first sheet)

This international search report has not been established in respect of certain claims under Article 17(2)(a) for the following reasons:

1. Claims Nos.:
because they relate to subject matter not required to be searched by this Authority, namely:

2. Claims Nos.:
because they relate to parts of the international application that do not comply with the prescribed requirements to such an extent that no meaningful international search can be carried out, specifically:

3. Claims Nos.:
because they are dependent claims and are not drafted in accordance with the second and third sentences of Rule 6.4(a).

Box No. III Observations where unity of invention is lacking (Continuation of item 3 of first sheet)

This International Searching Authority found multiple inventions in this international application, as follows:

The invention of claim 1, the invention of claim 3, the invention of claim 5, the invention of claim 7, the invention of claim 9 and the invention of claim 11 are different from one another in the type of alloy, and thus they do not have a same or corresponding special technical feature.

Consequently, the claims of this international application contain the following six (groups of) inventions.

(Continued to extra sheet)

1. As all required additional search fees were timely paid by the applicant, this international search report covers all searchable claims.
2. As all searchable claims could be searched without effort justifying additional fees, this Authority did not invite payment of additional fees.
3. As only some of the required additional search fees were timely paid by the applicant, this international search report covers only those claims for which fees were paid, specifically claims Nos.:

4. No required additional search fees were timely paid by the applicant. Consequently, this international search report is restricted to the invention first mentioned in the claims; it is covered by claims Nos.:

Remark on Protest

- The additional search fees were accompanied by the applicant's protest and, where applicable, the payment of a protest fee.
- The additional search fees were accompanied by the applicant's protest but the applicable protest fee was not paid within the time limit specified in the invitation.
- No protest accompanied the payment of additional search fees.

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2011/069465

Continuation of Box No.III of continuation of first sheet(2)

(Invention group 1) the inventions of claims 1 and 2, and parts of the inventions of claims 13-18 dependent on claim 1 or 2

: inventions related to Cu-(Cr, Zr, Ti) alloy

(Invention group 2) the inventions of claims 3 and 4, and parts of the inventions of claims 13-18 dependent on claim 3 or 4

: inventions related to Cu-(Be, Ni) alloy

(Invention group 3) the inventions of claims 5 and 6, and parts of the inventions of claims 13-18 dependent on claim 5 or 6

: inventions related to Cu-(Ni, Co)-Si alloy

(Invention group 4) the inventions of claims 7 and 8, and parts of the inventions of claims 13-18 dependent on claim 7 or 8

: inventions related to Cu-(Ni, Fe, Sn)-P alloy

(Invention group 5) the inventions of claims 9 and 10, and parts of the inventions of claims 13-18 dependent on claim 9 or 10

: inventions related to Cu-Mg-P alloy

(Invention group 6) the inventions of claims 11 and 12, and parts of the inventions of claims 13-18 dependent on claim 11 or 12

: inventions related to Cu-(Ti, Fe) alloy

A. 発明の属する分野の分類 (国際特許分類 (IPC))

Int.Cl. C22C9/00(2006.01)i, C22C9/01(2006.01)i, C22C9/02(2006.01)i, C22C9/04(2006.01)i, C22C9/05(2006.01)i, C22C9/06(2006.01)i, C22C9/10(2006.01)i, C22F1/08(2006.01)i, H01B1/02(2006.01)i, H01R13/03(2006.01)i, C22F1/00(2006.01)n

B. 調査を行った分野

調査を行った最小限資料 (国際特許分類 (IPC))

Int.Cl. C22C9/00-9/10, C22F1/08, H01B1/02, H01R13/03, C22F1/00

最小限資料以外の資料で調査を行った分野に含まれるもの

日本国実用新案公報	1922-1996年
日本国公開実用新案公報	1971-2011年
日本国実用新案登録公報	1996-2011年
日本国登録実用新案公報	1994-2011年

国際調査で使用した電子データベース (データベースの名称、調査に使用した用語)

C. 関連すると認められる文献

引用文献の カテゴリー*	引用文献名 及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する 請求項の番号
X A	WO 2009/148101 A1 (古河電気工業株式会社) 2009.12.10, [0001]、 [表2] & US 2011/0073221 A1 & EP 2298945 A1	5, 17, 18 1-4, 6-16
X A	JP 2006-152392 A (株式会社神戸製鋼所) 2006.06.15, 【0001】、 【表1】、【表2】 (ファミリーなし)	5, 17, 18 1-4, 6-16
X A	WO 2010/047373 A1 (古河電気工業株式会社) 2010.04.29, 請求の範 囲、[0001]、[0015] (ファミリーなし)	5, 6, 17, 18 1-4, 7-16

C欄の続きにも文献が列挙されている。

パテントファミリーに関する別紙を参照。

* 引用文献のカテゴリー

「A」特に関連のある文献ではなく、一般的な技術水準を示すもの
 「E」国際出願日前の出願または特許であるが、国際出願日以後に公表されたもの
 「L」優先権主張に疑義を提起する文献又は他の文献の発行日若しくは他の特別な理由を確立するために引用する文献 (理由を付す)
 「O」口頭による開示、使用、展示等に言及する文献
 「P」国際出願日前で、かつ優先権の主張の基礎となる出願

の日の後に公表された文献
 「T」国際出願日又は優先日後に公表された文献であって出願と矛盾するものではなく、発明の原理又は理論の理解のために引用するもの
 「X」特に関連のある文献であって、当該文献のみで発明の新規性又は進歩性がないと考えられるもの
 「Y」特に関連のある文献であって、当該文献と他の1以上の文献との、当業者にとって自明である組合せによって進歩性がないと考えられるもの
 「&」同一パテントファミリー文献

国際調査を完了した日

14.11.2011

国際調査報告の発送日

22.11.2011

国際調査機関の名称及びあて先
 日本国特許庁 (ISA/JP)
 郵便番号100-8915
 東京都千代田区霞が関三丁目4番3号

特許庁審査官 (権限のある職員)	4K	4037
相澤 啓祐		
電話番号 03-3581-1101 内線	3435	

C (続き) . 関連すると認められる文献		
引用文献の カテゴリー*	引用文献名 及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する 請求項の番号
A	JP 2008-45204 A (株式会社神戸製鋼所) 2008.02.28, 全文 & US 2009/0311128 A1 & EP 2045344 A1 & WO 2008/010378 A1 & KR 10-2009-0023422 A & CN 101899587 A	1-18
A	JP 2002-339028 A (株式会社神戸製鋼所) 2002.11.27, 全文 (ファミリーなし)	1-18
A	JP 2009-132965 A (日立電線株式会社) 2009.06.18, 全文、全図 (ファミリーなし)	1-18

第II欄 請求の範囲の一部の調査ができないときの意見（第1ページの2の続き）

法第8条第3項（PCT17条(2)(a)）の規定により、この国際調査報告は次の理由により請求の範囲の一部について作成しなかった。

1. 請求項 _____ は、この国際調査機関が調査をすることを要しない対象に係るものである。つまり、

2. 請求項 _____ は、有意義な国際調査をすることができる程度まで所定の要件を満たしていない国際出願の部分に係るものである。つまり、

3. 請求項 _____ は、従属請求の範囲であってPCT規則6.4(a)の第2文及び第3文の規定に従って記載されていない。

第III欄 発明の単一性が欠如しているときの意見（第1ページの3の続き）

次に述べるようにこの国際出願に二以上の発明があるところの国際調査機関は認めた。

請求項1に係る発明、請求項3に係る発明、請求項5に係る発明、請求項7に係る発明、請求項9に係る発明、請求項11に係る発明は、それぞれ合金系が異なるから、同一の又は対応する特別な技術的特徴を有しない。

そして、請求の範囲には以下に示す6の発明（群）が含まれる。

（特別ページに続く）

1. 出願人が必要な追加調査手数料をすべて期間内に納付したので、この国際調査報告は、すべての調査可能な請求項について作成した。
2. 追加調査手数料を要求するまでもなく、すべての調査可能な請求項について調査することができたので、追加調査手数料の納付を求めなかった。
3. 出願人が必要な追加調査手数料を一部のみしか期間内に納付しなかったため、この国際調査報告は、手数料の納付のあった次の請求項のみについて作成した。
4. 出願人が必要な追加調査手数料を期間内に納付しなかったため、この国際調査報告は、請求の範囲の最初に記載されている発明に係る次の請求項について作成した。

追加調査手数料の異議の申立てに関する注意

- 追加調査手数料及び、該当する場合には、異議申立手数料の納付と共に、出願人から異議申立てがあった。
- 追加調査手数料の納付と共に出願人から異議申立てがあったが、異議申立手数料が納付命令書に示した期間内に支払われなかった。
- 追加調査手数料の納付はあったが、異議申立てはなかった。

(第1ページの第III欄の続き)

- (発明1) 請求項1, 2、請求項1又は2を引用する請求項13-18に係る発明
Cu-(Cr, Zr, Ti)系合金に関する発明。
- (発明2) 請求項3, 4、請求項3又は4を引用する請求項13-18に係る発明
Cu-(Be, Ni)系合金に関する発明。
- (発明3) 請求項5, 6、請求項5又は6を引用する請求項13-18に係る発明
Cu-(Ni, Co)-Si系合金に関する発明。
- (発明4) 請求項7, 8、請求項7又は8を引用する請求項13-18に係る発明
Cu-(Ni, Fe, Sn)-P系合金に関する発明。
- (発明5) 請求項9, 10、請求項9又は10を引用する請求項13-18に係る発明
Cu-Mg-P系合金に関する発明。
- (発明6) 請求項11, 12、請求項11又は12を引用する請求項13-18に係る発明
Cu-(Ti, Fe)系合金に関する発明。