(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
2016 年 11 月 24 日(24.11.2016)

WIPO | PCT

(10) 国際公開番号
WO 2016/186107 A1

(51) 国際特許分類:
C22C 9/06 (2006.01) *H01B 1/02* (2006.01)
B21B 1/38 (2006.01) *H01B 5/02* (2006.01)
B21B 3/00 (2006.01) *H01B 13/00* (2006.01)
C22C 9/10 (2006.01) *C22F 1/00* (2006.01)
C22F 1/08 (2006.01)

(21) 国際出願番号: PCT/JP2016/064597

(22) 国際出願日: 2016 年 5 月 17 日(17.05.2016)

(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 2015-102952 2015 年 5 月 20 日(20.05.2015) JP

(71) 出願人: 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: 磯松 岳己 (ISOMATSU, Takemi); 〒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). 樋口 優 (HIGUCHI, Masaru); 〒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 (IIDA, 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).

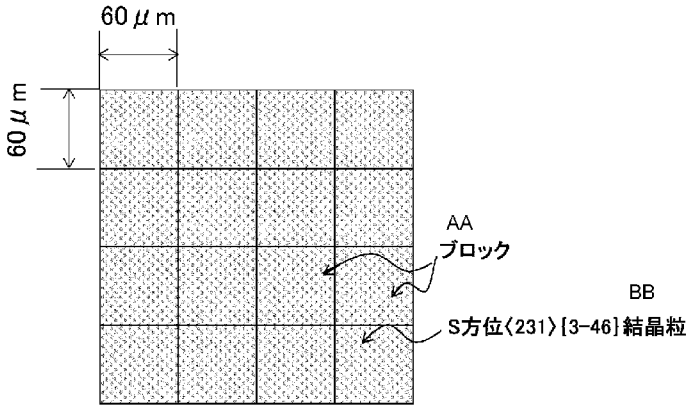
(81) 指定国 (表示のない限り、全ての種類の国内保護が可能): AE, AG, AL, AM, AO, AT, AU, AZ, BA, BB, BG, BH, BN, BR, BW, BY, BZ, CA, CH, CL, CN, CO, CR, CU, CZ, DE, DK, DM, DO, DZ, EC, EE, EG, ES, FI, GB, GD, GE, GH, GM, GT, HN, HR, HU, ID, IL, IN, IR, IS, JP, KE, KG, KN, KP, KR, KZ, LA, LC, LK, LR, LS, LU, LY, MA, MD, ME, MG, MK, MN, MW, MX, MY, MZ, NA, NG, NI, NO, NZ, OM, PA, PE, PG, PH, PL, PT, QA, RO, RS, RU, RW, SA, 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,

[続葉有]

(54) **Title**: COPPER ALLOY SHEET MATERIAL AND PRODUCTION METHOD THEREFOR

(54) 発明の名称 : 銅合金板材およびその製造方法



AA Block
BB S orientation <231> {3-46} crystal grains

(57) **Abstract**: Provided are: a copper alloy sheet material having excellent press blanking workability, proof stress, bending workability, and conductivity and being applicable to micro-terminals; and a production method therefor. A copper alloy sheet material and a production method therefor, said copper alloy sheet material: containing 1.%-5.0% by mass Ni, 0.1%-2.0% by mass Si; containing at least one type selected from the group consisting of 0%-0.5% by mass Sn, 0%-1.0% by mass Zn, 0%-0.2% by mass Mg, 0%-0.15% by mass Mn, 0%-0.2% by mass Cr, 0%-1.5% by mass Co, 0%-0.02% by mass Fe, and 0%-0.1% by mass Ag, with the remainder being copper and unavoidable impurities; having 3-50 crystal grains distributed per 60 μm^2, said crystal grains having an orientation that is offset no more than 15° from the S orientation {321}<3-46> in crystal orientation analysis by electron backscatter diffractometry, in a plane at a position at half the thickness of the sheet and parallel to the rolling surface; and having an average crystal grain area of 1.0-300 μm^2 for crystal grains having an orientation that is offset no more than 15° from the S orientation {231}<3-46>.

(57) 要約:

[続葉有]

WO 2016/186107 A1

MZ, NA, RW, SD, SL, ST, SZ, TZ, UG, ZM, ZW), ユーラシア (AM, AZ, BY, KG, KZ, 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, KM, ML, MR, NE, SN, TD, TG).

添付公開書類:

— 国際調査報告（条約第 21 条(3)）

プレス打ち抜き加工性、耐力、曲げ加工性、導電性に優れ、超小型端子に適する銅合金板材およびその製造方法を提供する。 Ｎｉを１．０質量%以上５．０質量%以下、Ｓｉを０．１質量%以上２．０質量%以下含有し、さらに、Ｓｎを０～０．５%質量%、Ｚｎを０～１．０質量%、Ｍｇを０～０．２質量%、Ｍｎを０～０．１５質量%、Ｃｒを０～０．２質量%、Ｃｏを０～１．５質量%、Ｆｅを０～０．０２質量%、及びＡｇを０～０．１質量%からなる群から選ばれる少なくとも１種を含有し、残部が銅および不可避不純物からなる組成を有し、圧延面に平行な、板厚の半分の厚さ位置の平面における、電子後方散乱回折法による結晶方位解析において、Ｓ方位｛３２１｝＜３－４６＞からのずれが１５°以内である方位を有する結晶粒が６０μm四方内に３個以上５０個以下分布し、かつ、Ｓ方位｛２３１｝＜３－４６＞からのずれが１５°以内である方位を有する結晶粒の平均結晶粒面積が１．０μm^{2}以上３００μm^{2}以下である、銅合金板材、並びに当該銅合金板材の製造方法。

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、電気・電子機器用のコネクタ、リレー、スイッチ、ソケット、自動車車載用のコネクタ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] 電気・電子機器用途に使用される銅合金材料に要求される特性項目は、導電率、耐力（降伏応力）、引張強度、曲げ加工性、耐応力緩和特性、疲労特性、プレス打ち抜き加工性などがある。近年、電気・電子機器の小型化、軽量化、高機能化、高密度実装化や、使用環境の高温化に伴って、これらの特性について要求水準が高まっている。

[0003] 近年、電気・電子機器用材料は、りん青銅、黄銅などの固溶強化、加工硬化による高強度化させた合金に替わり、析出強化型の銅合金の使用量が増加している。析出強化させた銅合金は、溶体化などで固溶させた後に時効析出熱処理を施すことで、銅合金中で微細な第二相（析出物）が均一に分散し、合金の強度が高くなるとともに、銅合金中の固溶元素の量が減少するため、導電率が向上する。これにより、強度、導電率に優れた材料が得られる。

[0004] しかしながら、昨今の電子機器や自動車に使用される部品の小型化に伴って、端子も材料の高強度化、薄板化、ピンの狭幅化が著しく、より精密な加工が求められる。例えば幅が０．３ｍｍ以下の超小型端子は、プレス加工の際に材料を押さえる面積も小さくなるため、加工時にバリ、エグレ、ダレが発生しやすくなるとともに、打ち抜き方向に材料の転びが生じ、寸法通りの加工が極めて難しい。また、プレス破面の、せん断面と破断面の比率の不均一化が進み、加工後の寸法が設計値と大きく異なってしまい、端子の接圧、変形量などの機械特性に影響を及ぼしてしまう。これに対し、材料の押さえやクリアランス調整、打ち抜き速度の調整などの制御で、ある程度は加工性

が改善されるが、大幅な改善は困難であった。また、プレス加工後の曲げ加工についても同様に精密な加工が求められ、従来通りの加工ではクラックが生じてしまう。

[0005] この超小型端子のプレス加工時のバリ、ダレ、エグレの発生の防止、せん断面と破断面の不均一の防止、曲げ加工性の改善の要求に対して、第二相の分散と制御によって解決する提案がいくつかなされている。

例えば、Ｃｕ－Ｎｉ－Ｓｉ系銅合金において以下のような開示がいくつかなされている。特許文献１には、Ｃｕ－Ｎｉ－Ｓｉ系合金のプレス加工の際、板材のＮＤ面に｛１１０｝、｛１１１｝、｛３１１｝を配向させることで、材料のせん断変形とせん断変形の後にパンチの刃先からクラック発生を均一化し、破断変形を良好にし、プレス打ち抜き加工性を改善することが開示されている。また、特許文献２には、Ｃｕ－Ｎｉ－Ｓｉ系合金において、Ｃｕｂｅ方位｛００１｝＜１００＞とＳ方位｛２３１｝＜３－４６＞を高めることで、曲げ加工性と耐応力緩和特性が改善することが開示されている。特許文献３には、Ｃｕ－Ｎｉ－Ｓｉ系合金において、Ｓ方位｛２３１｝＜３－４６＞からの方位のずれ角度が３０°以内である結晶粒の面積率を６０％以上とすることで、曲げ加工性が改善することが示されている。特許文献４には、Ｃｕ－Ｎｉ－Ｓｉ系合金板材の板面のＩ｛４２０｝結晶面、Ｉ｛２２０｝結晶面のＸ線回折強度を制御することで、ノッチ曲げ加工性が改善することが開示されている。

先行技術文献

特許文献

[0006] 特許文献1：特開２００９－６８１１４号公報

特許文献2：特許第４８７５７６８号公報

特許文献3：特許第４６１５６２８号公報

特許文献4：特開２００９－３５７７５号公報

発明の概要

発明が解決しようとする課題

[0007] しかしながら、特許文献１～４の技術ではいずれも、超小型端子の製造に十分なほど、プレス打ち抜き加工性が十分改善されている、とは言えなかった。

[0008] そこで本発明の課題は、プレス打ち抜き加工性、耐力、曲げ加工性、導電性に優れ、超小型端子に適する銅合金板材およびその製造方法を提供するものである。

課題を解決するための手段

[0009] 本発明によれば、下記の手段が提供される。

（１）Ｎｉを１．０質量％以上５．０質量％以下、Ｓｉを０．１質量％以上２．０質量％以下含有し、さらに、Ｓｎを０～０．５％質量％、Ｚｎを０～１．０質量％、Ｍｇを０～０．２質量％、Ｍｎを０～０．１５質量％、Ｃｒを０～０．２質量％、Ｃｏを０～１．５質量％、Ｆｅを０～０．０２質量％、及びＡｇを０～０．１質量％からなる群から選ばれる少なくとも１種を含有し、残部が銅および不可避不純物からなる組成を有し、

圧延面に平行な、板厚の半分の厚さ位置の平面における、電子後方散乱回折法による結晶方位解析において、Ｓ方位｛２３１｝＜３－４６＞からのずれが１５°以内である方位を有する結晶粒が６０μｍ四方内に３個以上５０個以下分布し、かつ、

Ｓ方位｛２３１｝＜３－４６＞からのずれが１５°以内である方位を有する結晶粒の平均結晶粒面積が１．０μｍ^{2}以上３００μｍ^{2}以下である、ことを特徴とする銅合金板材。

（２）前記銅合金板材のプレス打ち抜き破面を、圧延平行方向（ＲＤ）を法線とする側から観察した際の、せん断面長さ（S_{RD}）と破断面長さ（D_{RD}）の比（S_{RD}/D_{RD}）が１．０以下であり、圧延垂直方向（ＴＤ）から観察した際の、せん断面長さ（S_{TD}）と破断面長さ（D_{TD}）の比（S_{TD}/D_{TD}）が１．０以下であり、さらにその比｛（S_{RD}/D_{RD}）／（S_{TD}/D_{TD}）が０．８以上１．２以下である（１）に記載の銅合金板材。

（３）前記（１）項に記載の銅合金組成を与える銅合金素材を溶解［工程１］し、０．１℃／秒から１００℃／秒の冷却速度で冷却して鋳造［工程２］し、鋳塊を得、この鋳塊に対し、鋳塊に対して長手方向と幅方向に各々２回以上、合計圧延加工率５％以上の圧延加工を施す圧延１［工程３］を行い、保持温度８００℃以上１０５０℃以下、保持時間３分～１０時間の均質化熱処理［工程４］した後、８００℃以上１０５０℃以下、合計圧延加工率５０％以上で熱間圧延［工程５］を行い、さらに水焼き入れによる冷却［工程６］を行って薄板を得、面削［工程７］を行った後、合計圧延加工率５０％以上で冷間圧延２［工程８］を行って薄板を得、圧延中の温度を３００℃以上６００℃以下に加熱し、合計圧延加工率３０％以上での圧延加工３［工程９］を行った後、昇温速度５℃／秒、到達温度８００℃、到達後は急冷する、溶体化熱処理［工程１０］を施し、昇温速度５℃／秒、到達温度４００℃以上、保持時間１０分～１０時間にて熱処理する時効析出熱処理［工程１１］を行った後、合計の圧延加工率が５％以上となるように冷間圧延４［工程１２］を行い、昇温速度１０℃／秒、到達温度３００℃以上、温度到達後は急冷する最終焼鈍［工程１３］、酸洗・表面研磨［工程１４］を行う、各工程を含んでなる銅合金板材の製造方法。

発明の効果

［0010］ 本発明の銅合金板材によれば、プレス打ち抜き加工性、曲げ加工性に優れ、優れた耐力と導電性を示す銅合金板材を提供することができる。よって、電気・電子機器用の小型コネクタ、端子材、自動車車載用などのコネクタや端子材、リレー、スイッチ、ソケットなどに特に適した性質を有する銅合金板材を提供することができる。

また、本発明の製造方法によれば、上記銅合金板材を好適に製造することができる。

［0011］ 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

[0012] [図1]図１は、Ｓ方位結晶粒の存在状態の一例を説明した平面図である。

[図2]図２は、プレス打ち抜き破面における圧延平行方向（ＲＤ）でのせん断面長さ（S_{RD}）と破断面長さ（D_{RD}）の比（S_{RD}/D_{RD}）と、圧延垂直方向（ＴＤ）でのせん断面長さ（S_{TD}）と破断面長さ（D_{TD}）の比（S_{TD}/D_{TD}）、さらにその比｛（S_{RD}/D_{RD}）／（S_{TD}/D_{TD}）｝を説明する模式図である。

[図3]図３は、板材試料を、金型（パンチ、ダイ）を使用して打ち抜き加工した際の断面を模式的に示す図である。

発明を実施するための形態

[0013] 本発明の銅合金板材の好ましい一実施形態について説明する。なお、本発明における「板材」には、「条材」も含むものとする。

[0014] 本発明者らは、電気・電子機器用途、自動車車載用途に適した銅合金について研究を行った。その結果、Ｃｕ－Ｎｉ－Ｓｉ系の銅合金板材において、プレス打ち抜き加工性、強度、曲げ加工性を大きく向上させるために、Ｓ方位｛２３１｝＜３－４６＞を有する結晶粒の、一定の面積での等分散を向上させることが、プレス打ち抜き加工性、強度、曲げ加工の向上と相関があることを見出した。この知見に基づき鋭意検討の結果、本発明を成すに至った。これにより、上記の金型のクリアランス検討や速度調整などのプレス加工技術と、材料（金属組織）の制御により、加工精度（破断面の比率が小さい優れた加工性）の大幅な向上が見込まれる。また、上記のような金属組織を実現するため、Ｓ方位結晶粒の等分散を向上させることがプレス打ち抜き加工性の向上と相関があることに基づいて、製造方法の発明を成すに至った。

[0015] より詳細には、銅合金板材のプレス打ち抜き加工性を改善するために、本発明者らはプレス打ち抜き加工でのダレ、エグレ、バリ、せん断／破断面の発生について調査したところ、銅合金板材がプレス加工中にパンチとダイの間で切断される過程で、塑性変形が局所的に生じ、パンチ側から材料が破断し、板厚方向に亀裂が進展し、その後、破断に至ることを確認した。塑性変形中はパンチと材料が面で接触しているために、パンチ、材料間で摩擦が生

じ、せん断面が発生することを見出した。また、局所的な塑性変形中に生じる加工硬化によって、マイクロボイドの生成と連結が起こり、加工限界に達することを確認した。さらに、このように良好なプレス打ち抜き加工性を得るために、塑性変形中に加工硬化が生じにくい結晶方位の割合を高めることが効果的であることを見出した。

これらの知見をもとにさらに調査を進め、Ｓ方位｛２３１｝＜３－４６＞の結晶粒が等分散している場合に、良好なプレス打ち抜き加工性が得られることを見出した。

[0016] ここで、Ｓ方位結晶粒が等分散している、とは、本明細書では、圧延面（ＮＤ面）と平行な、板厚の半分の厚さ位置の平面での、電子後方散乱回折法による結晶方位解析において、６０μｍ四方（６０μｍ×６０μｍ）内にＳ方位｛２３１｝＜３－４６＞の結晶粒（以下、単にＳ方位結晶粒ということもある。）が３個以上５０個以下分布していることを言うものとする。

[0017] 本実施形態の銅合金板材は、Ｎｉを１．０質量％以上５．０質量％以下、Ｓｉを０．１質量％以上２．０質量％以下含有し、さらに副添加元素をそれぞれ所定の含有量で含有し、残部が銅および不可避不純物からなる組成を有し、板厚の半分の厚さの平面での、電子後方散乱回折（ＥＢＳＤ）法による結晶方位解析において、Ｓ方位結晶粒が等分散しているものである。

またさらに、圧延平行方向（ＲＤ）（／／）と圧延垂直方向（ＴＤ）（⊥）のプレス打ち抜き加工性｛プレス打ち抜き破面のせん断面長さ（Ｓ）と破断面長さ（Ｄ）の比（$S_{RD}／D_{RD}$）と（$S_{TD}／D_{TD}$）｝が１．０以下であり、好ましくは０．９５以下、より好ましくは０．９以下である。さらに、これらの比｛（$S_{RD}／D_{RD}$）／（$S_{TD}／D_{TD}$）｝は、０．８以上１．２以下であり、好ましくは０．８５以上１．１５以下、さらに好ましくは０．９以上１．１以下である。

以下、詳細に説明する。

[0018] （合金組成）

本実施形態の銅合金板材は、好ましくはＮｉを１．０質量％以上５．０質

量％以下、Ｓｉを０．１質量％以上２．０質量％以下含有し、さらに副添加元素をそれぞれ所定の含有量で含有し、残部が銅および不可避不純物からなる組成を有する。より好ましくはＮｉを１．５質量％以上４．８質量％以下、Ｓｉを０．５質量％以上２．０質量％以下とする。特に好ましくはＮｉを２．０質量％以上４．５％以下、Ｓｉを０．７質量％以上１．５％以下とする。

上記の合金組成によって、Ｎｉ－Ｓｉ系化合物（Ni_2Si相）がＣｕマトリックス中に析出して強度および導電性が向上する。一方、Ｎｉの含有量が少なすぎると強度が得られず、多すぎると鋳造時や熱間加工時に強度向上に寄与しない析出が生じ、添加量に見合う強度が得られず、さらに熱間加工性および曲げ加工性が低下する。またＳｉはＮｉとNi_2Si相を形成するため、Ｎｉ量が決まるとＳｉ添加量が大体決まる。Ｓｉ量が少なすぎると強度が得られず、Ｓｉ量が多すぎるとＮｉ量が多い場合と同様な問題が生じる。したがって、ＮｉおよびＳｉの添加量は上記範囲とすることが好ましい。

[0019] また銅合金板材は、Ｎｉを１．０質量％以上５．０質量％以下、Ｓｉを０．１質量％以上２．０質量％以下含有し、さらに副添加元素として、Ｓｎを０～０．５％質量％、Ｚｎを０～１．０質量％、Ｍｇを０～０．２質量％、Ｍｎを０～０．１５質量％、Ｃｒを０～０．２質量％、Ｃｏを０～１．５質量％、Ｆｅを０～０．０２質量％、及びＡｇを０～０．１質量％からなる群から選ばれる少なくとも１種を含有してもよい。

[0020] これらの副添加元素は総量が上記範囲であると導電率を低下させる弊害が生じにくくなる。また上記範囲であれば、下記の添加効果を十分に活用し、かつ導電率が著しく低下しない。特に上記それぞれ所定の含有量であれば、高い添加効果と高い導電率を得ることができる。一方、副添加元素が少なすぎる場合には、添加効果が十分に発現しなくなる。他方、副添加元素が多すぎる場合には、導電率が低くなり好ましくない。以下に、各元素の添加効果を記載する。

[0021] ［０～０．２０質量％Ｍｇ］

Ｍｇは、ＳｎやＺｎと同様、耐応力緩和特性を向上させるとともに半田の脆化を著しく改善する作用を有する元素である。しかしながら、Ｍｇ含有量が０．２質量％超えだと、Ｍｇが銅合金の母材に固溶してしまい、導電率を著しく悪化させる問題が生じるおそれがある。このため、Ｍｇ含有量は、０～０．２０質量％とする。なお、Ｍｇは、単独で添加するよりも、ＳｎやＺｎとともに添加した方が相乗作用によって耐応力緩和特性を格段に向上させることができるので、ＳｎやＺｎとともに添加することが好ましい。

[0022] ［０～０．５０質量％Ｓｎ］

Ｓｎは、ＭｇやＺｎと同様、耐応力緩和特性を向上させるとともに半田の脆化を著しく改善する作用を有する元素である。しかしながら、Ｓｎ含有量が０．５０質量％超えだと、熱間加工性および導電率が悪化するという問題が生じるおそれがある。このため、Ｓｎ含有量は、０～０．５０質量％とする。なお、Ｓｎは、単独で添加するよりも、ＭｇやＺｎとともに添加した方が相乗作用によって耐応力緩和特性を格段に向上させることができるので、ＭｇやＺｎとともに添加することが好ましい。

[0023] ［０～１．０質量％Ｚｎ］

Ｚｎは、ＭｇやＳｎと同様、耐応力緩和特性を向上させるとともに半田の脆化を著しく改善する作用を有する元素である。しかしながら、Ｚｎ含有量が１．０質量％超えだと、導電率が悪化するという問題が生じるおそれがある。このため、Ｚｎ含有量は、０～１．０質量％とする。なお、Ｚｎは、単独で添加するよりも、ＭｇやＳｎとともに添加した方が相乗作用によって耐応力緩和特性を格段に向上させることができるので、ＭｇやＳｎとともに添加することが好ましい。

[0024] ［０～０．１５質量％Ｍｎ］

Ｍｎは、熱間加工性を向上させるとともに、強度を向上する作用を有する元素である。しかしながら、Ｍｎ含有量が０．１５質量％超えだと、強度に寄与しないＭｎ系の介在物を形成する問題が生じるおそれがある。このため、Ｍｎ含有量は、０～０．１５質量％とする。

[0025] ［０～０．２０質量％Ｃｒ］

Ｃｒは、化合物や単体で微細に析出し、析出硬化に寄与し、また、化合物として５０～５００ｎｍの大きさで析出し、粒成長を抑制することによって結晶粒径を微細にする効果があり、曲げ加工性を良好にするのに有効な元素である。しかしながら、Ｃｒ含有量が０．２０質量％超えだと、導電率の低下と共晶Ｃｒを形成するという問題が生じるおそれがある。このため、Ｃｒ含有量は、０～０．２０質量％とする。なお、Ｃｒが添加されていない状態でも、他の元素の調整により、結晶粒粗大化を抑制することができる。

[0026] ［０～１．５質量％Ｃｏ］

Ｃｏは、Ｓｉと結合してＣｏ－Ｓｉ系の析出物を形成し、析出強化を向上させる作用を有する元素である。しかしながら、Ｃｏ含有量が１．５質量％超えだと、溶体化熱処理でのＣｏの固溶が困難になり、十分な析出強度が得られないという問題が生じるおそれがある。このため、Ｃｏ含有量は、０～１．５質量％とする。なお、Ｃｏを添加しない場合は、ＮｉＳｉ系の析出物で析出強化を担う。Ｃｏを添加し、Ｎｉ量を調整することで、析出強化量を増加させることができる。

[0027] ［０～０．１質量％Ａｇ］

Ａｇは、熱間加工性を向上させるとともに、強度を向上する作用を有する元素である。しかしながら、Ａｇ含有量が０．１質量％超えだと、冷間加工性悪化の問題が生じるおそれがある。このため、Ａｇ含有量は、０～０．１質量％とする。

[0028] ［０～０．０２質量％Ｆｅ］

Ｆｅは、化合物や単体で微細に析出し、析出硬化に寄与する。また、化合物として５０～５００ｎｍの大きさで析出し、粒成長を抑制することによって結晶粒径を微細にする効果があり、曲げ加工性を良好にする元素である。しかしながら、Ｆｅ含有量が０．０２質量％超えだと、冷間加工性悪化と導電率の著しい低下の問題が生じるおそれがある。このため、Ｆｅ含有量は、０～０．０２質量％とする。

[0029] （結晶粒の分布と面積率）

本実施形態の銅合金板材ではＳ方位結晶粒が、図１に示すように、６０μｍ四方（６０μｍ×６０μｍ）内にＳ方位｛２３１｝＜３－４６＞の結晶粒（以下、単にＳ方位結晶粒ということもある。）が３個以上５０個以下分布する態様で等分散しており、その場合、プレス打ち抜き加工の異方性が低減し、その後の曲げ加工性が改善する、良好な特性が得られる。

一方、上記のＳ方位結晶粒の１ブロックあたりの個数が３個より少ないかまたは５０個より多い場合は、プレス打ち抜き破面の圧延平行方向（ＲＤ）と圧延垂直方向（ＴＤ）でのせん断面長さ（Ｓ）と破断面長さ（Ｄ）の比（S_{RD}/D_{RD}）と（S_{TD}/D_{TD}）が大きくなりすぎて、プレス加工時に異方性が生じ、さらにエグレ、バリ、ダレが発生しやすくなる。そのためプレス加工が不安定化してしまい、小型コネクタの成形の際に、寸法バラツキやばね特性（接圧、変位量）にバラツキが生じ、特性が悪化する。

[0030] なおＳ方位結晶粒は、６０μｍ四方内に４個以上４５個以下が好ましく、さらには５個以上４０個以下がより好ましい。このように、Ｓ方位結晶粒がさらに多数分布していれば、より好ましい。

[0031] 本実施形態の銅合金板材においては、Ｓ方位｛２３１｝＜３－４６＞の結晶粒の平均結晶粒面積は、１．０μｍ^{2}以上３００μｍ^{2}以下であり、好ましくは２．０μｍ^{2}以上２５０μｍ^{2}以下であり、より好ましくは２．０μｍ^{2}以上２００μｍ^{2}以下である。

[0032] なお本発明の銅合金板材においては、Ｓ方位以外の結晶方位として、Ｃｕｂｅ方位｛０　０　１｝＜１　０　０＞、Ｃｏｐｐｅｒ方位｛１　２　１｝＜１　－１　１＞、Ｄ方位｛４　１１　４｝＜１１　－８　１１＞、Ｂｒａｓｓ方位｛１　１　０｝＜１　－１　２＞、Ｇｏｓｓ方位｛１　１　０｝＜０　０　１＞、Ｒ１方位｛２　３　６｝＜３　８　５＞、ＲＤＷ方位｛１　０　２｝＜０　－１　０＞などが発生する。これらの方位成分の面積率は、観測される全方位の面積に対してＳ方位面積率が上記の範囲にあれば、いかなる値であってもよい。

[0033]（結晶方位解析）

上述のような結晶方位の解析には、電子後方散乱回折（以下ＥＢＳＤと記す。）法が用いられる。ＥＢＳＤ法とは、Ｅｌｅｃｔｒｏｎ　ＢａｃｋＳｃａｔｔｅｒ　Ｄｉｆｆｒａｃｔｉｏｎの略であり、走査電子顕微鏡（ＳＥＭ）内でサンプル表面の１点に電子線を照射したときに生じる反射電子回折模様（ＥＢＳＰ：ｅｌｅｃｔｒｏｎ　ｂａｃｋ－ｓｃａｔｔｅｒｉｎｇ　ｐａｔｔｅｒｎ）を用いて局所領域の結晶方位や結晶構造を解析する結晶方位解析技術のことである。

上記結晶方位の解析では、Ｓ方位｛２３１｝＜３－４６＞の結晶粒として、Ｓ方位の理想方位から±１５°以内の結晶粒をすべてカウントする。ＥＢＳＤ法による方位解析において得られる情報は、電子線がサンプルに侵入する数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、本明細書では方位結晶粒個数、面積率として記載する。また、方位分布は、板厚方向で半分の位置が全体を代表しているものとして、ＥＢＳＤ法による方位解析は、板厚方向に半分の位置までサンプルのＮＤ面を削り、その位置での平面でＥＢＳＤ法による方位解析を行うものとする。

[0034] 例えばＥＢＳＤ法による結晶方位解析にて０．５μｍステップでスキャンし、このうち６０μｍ四方を１ブロックとし、２ブロック以上での解析を行う。１ブロックの面積（６０μｍ×６０μｍ＝３６００μｍ^2）Ｔに当該ブロックのＳ方位面積率Ｒを乗じて１ブロックあたりのＳ方位結晶粒の総面積Ｔｓを求め、その総面積Ｔｓの値を１ブロック内のＳ方位結晶粒の個数Ｎｓで除して、１ブロック内におけるＳ方位の結晶粒１個あたりの平均面積、すなわち平均結晶粒面積Ａ＝Ｔｓ／Ｎｓを求める。

解析を行うブロック数は、２ブロック以上あればよいが、解析結果の精度を上げるためには、ブロック数をできるだけ多くするのが好ましい。

[0035]（製造方法）

次に、本発明の銅合金板材の製造方法の好ましい実施形態について説明す

る。

本実施形態の銅合金板材は、Ｓ方位結晶粒の平均結晶粒面積、分散性を制御するために、均質化熱処理前の鋳塊への冷間圧延で与ひずみを加え、溶体化熱処理前に再結晶しない温度帯を保持しながらの圧延を施すことによって、圧延材全体でひずみの導入と解放を適度な状態に制御できる。これにより、上述したＳ方位結晶粒を等分散とすることができる。また、同時にＳ方位結晶粒の平均結晶粒面積も制御可能である。

以下、詳細に説明する。

[0036] まず、従来の析出型銅合金の製造方法は、上記銅合金素材を溶解［工程１］、鋳造［工程２］して鋳塊を得る。この鋳塊を熱処理炉にて均質化熱処理［工程４］し、熱間圧延［工程５］した後、冷却［工程６］する。次に、材料表面の酸化被膜を除去するために面削［工程７］を行う。その後、圧延加工率８０％以上で冷間圧延［工程８］を行って薄板を得る。その後、薄板材の溶質原子を再固溶させる中間溶体化熱処理［工程１０］を行う。この中間溶体化熱処理［工程１０］後には、時効析出熱処理［工程１１］、仕上げ冷間圧延［工程１２］、調質焼鈍［工程１３］、酸洗・表面研磨［工程１４］の順に行い、必要な強度と導電率を満足させるという方法である。

[0037] 本発明の銅合金板材を製造するには、銅合金素材を溶解し、鋳造して得た鋳塊に圧延加工による与ひずみの加える工程と、その後、熱処理と圧延とを施し、さらに冷間圧延によって薄板に成形した後、前記薄板の再結晶温度未満まで加熱しながらの圧延とを行い、その後、薄板中の溶質原子を再固溶させる中間溶体化熱処理を行う各工程を含んでなる製造方法である。

上記銅合金素材は、Ｎｉを１．０質量％以上５．０質量％以下、Ｓｉを０．１質量％以上２．０質量％以下含有し、必要によりＳｎ、Ｚｎ、Ｍｇ、Ｍｎ、Ｃｒ、Ｃｏ、Ｆｅ、及びＡｇからなる群から選ばれる少なくとも１つの副添加元素をそれぞれ所定量で含有し、残部が銅および不可避不純物からなる組成を有するものである。

ここでいう、圧延加工率とは、圧延前の断面積から圧延後の断面積を引い

た値を圧延前の断面積で除して１００を乗じ、パーセントで表した値である。すなわち、下記式で表される。

［圧延加工率］＝｛（［圧延前の断面積］－［圧延後の断面積］）／［圧延前の断面積］｝×１００（％）

[0038] 本発明の銅合金板材の各工程の条件をより詳細に設定した製造条件について説明する。

溶解［工程１］および鋳造［工程２］では、少なくともＮｉを１．０質量以上５．０質量％以下含有し、Ｓｉを０．１質量％以上、２．０質量％以下含有し、他の副添加元素についてはそれぞれ所定量で含有するように元素を配合し、残部がＣｕと不可避不純物からなる合金素材を高周波溶解炉により溶解し、これを０．１℃／秒以上１００℃／秒以下の冷却速度で冷却して鋳塊を得る。そして、この鋳塊に対して、鋳塊の長手方向と幅方向にそれぞれ合計５％以上の圧延加工率で圧延１［工程３］を行う。ここで、それぞれの圧延回数は２回以上とする。この圧延材に対して８００℃以上１０５０℃以下で、３分間から１０時間の均質化熱処理［工程４］を施す。その後、合計圧延加工率５０％以上で熱間圧延［工程５］を行った後、水焼き入れによる冷却［工程６］と表面酸化膜を除去する面削［工程７］を施して薄板を得る。

[0039] 次に、５０％以上の圧延加工率で冷間圧延２［工程８］を行い、到達温度が３００℃以上６００℃以下となるように加熱しながら、圧延加工率が３０％以上となるように、圧延加工３（冷間圧延３）［工程９］を行う。その後、昇温速度５℃／秒以下、到達温度８００℃、到達後は急冷（水冷）する、溶体化熱処理［工程１０］を施し、昇温速度５℃／秒以下、到達温度４００℃以上、保持時間１０分～１０時間にて熱処理する時効析出熱処理［工程１１］を行う。次に、合計の圧延加工率が５％以上となるように冷間圧延４［工程１２］を行い、昇温速度１０℃／秒以下、到達温度３００℃以上、温度到達後は急冷する最終焼鈍［工程１３］、板材表層の酸化膜除去と表面粗度の調整のために、酸洗・表面研磨［工程１４］を行う。このようにして、銅

合金板材を作製する。

[0040] 次に、各工程の条件をより詳細に設定した実施態様について説明する。

本実施形態において、溶解［工程１］、鋳造［工程２］では、必要な副添加元素を添加し、液相から固相に凝固させる。ここで、０．１℃／秒以上１００℃／秒以下の冷却速度で冷却することが好ましい。冷却速度が遅すぎると、１本の鋳塊を得るのに時間がかかってしまい生産性が低下してしまう。一方、冷却速度が早すぎると、冷却後の鋳塊の内部応力が高くなり、下工程での製造性に悪影響を及ぼす。このため、上述範囲で適切に条件選定する。

次に、鋳塊に対して長手方向と幅方向に各々２回以上、それぞれ合計圧延加工率５％以上の圧延加工を施す圧延１［工程３］を行う。ここでは、Ｓ方位の発達のために、高温で保持する均質化熱処理［工程４］の前に、圧延加工を行う。ここでの圧延によって、Ｓ方位が発達するとともに、均質化熱処理［工程４］での再結晶時にＳ方位を発達しやすい組織が形成される。よって圧延１［工程３］により、Ｓ方位結晶粒をどの程度、等分散に生成させるか、制御することができる。

[0041] 次に、均質化熱処理［工程４］にて、保持温度８００℃以上１０５０℃以下、保持時間３分～１０時間の熱処理を施し、その後、熱間圧延［工程５］を行う。均質化熱処理では、一部再結晶が生じている点、熱間圧延での強圧下のための変形抵抗を低下させる点、さらに鋳造冷却中の析出物などを固溶させる点を目的に熱処理を行う。さらに、熱間圧延［工程５］では、８００℃以上１０５０℃以下の温度域で、合計圧延加工率５０％以上で熱間圧延を行う。ここでは、鋳造組織や偏析を破壊し、均一な組織にするための加工と、動的再結晶による結晶粒の微細化のために熱間圧延加工を行う。熱間圧延終了後は、水冷にて急速に冷却（水焼き入れという）［工程６］を行って薄板を得る。

[0042] 次に、表面の酸化膜の除去のために面削［工程７］を行い、合計圧延加工率５０％以上の冷間圧延２［工程８］を行った後、圧延中の温度を３００℃以上６００℃以下に加熱し、合計圧延加工率３０％以上での圧延加工３［工

程９］を行う。この圧延加工によって、Ｓ方位の結晶粒を適度に等分散させながら発達させる。ここで、圧延中の温度が低すぎると、Ｓ方位が十分に発達せず、温度が高すぎると、再結晶が生じＳ方位の平均結晶粒面積が粗大化してしまう。圧延後は急冷し、昇温速度５℃／秒以上、到達温度８００℃以上で溶体化熱処理［工程１０］を行う。ここでは、時効析出熱処理［工程１１］にて、ＮｉＳｉ化合物を高密に析出させるため、添加元素を固溶させる。前の工程までに形成したＳ方位も一部再結晶により粒成長が生じるが、粒成長しすぎない程度に調整する。

[0043]（銅合金板材で得られる特性）

以上の本実施形態の銅合金板材によれば、十分なプレス打ち抜き加工性が得られるとともに、０．２％耐力は７００ＭＰａ以上であり、さらに好ましくは７５０ＭＰａ以上が得られる。さらに曲げ加工性としては、１８０°曲げ加工において、板厚と同じ曲げ半径で加工した際に、曲げ表面にクラックが発生しない。また導電率は２５％ＩＡＣＳ以上が得られる。なおプレス打ち抜き加工性については以下に詳細に説明する。

[0044]（プレス打ち抜き加工性の評価）

本実施形態の銅合金板材で要求される特性の一つであるプレス打ち抜き加工性の評価方法について説明する。

[0045] 図３（Ａ）～３（Ｄ）に板材を、金型（パンチ、ダイ）を使用して打ち抜き加工した際の断面を模式的に示す。図中、Ｓｐｅｃｉｍｅｎは（板材）試料を、Ｐｕｎｃｈはパンチを、Ｂ．Ｈ．はブランクホルダー（Ｂｌａｎｋ Ｈｏｌｄｅｒ）を、Ｄｉｅはダイ（ダイス）を、Ｇｅｎｅｓｉｓ ｏｆ ｃｒａｃｋは割れの起源（発端）を、Ｃｏａｌｅｓｃｅｎｃｅ ｏｆ ｃｒａｃｋは割れの融合を、Ｓｈｅａｒ ｄｒｏｏｐはせん断のダレ（垂れ）を、Ｓｈｅａｒｅｄ ｓｕｒｆａｃｅはせん断面を、Ｆｒａｃｔｕｒｅ ｓｕｒｆａｃｅは破断面を、及び、Ｂｕｒｒはバリを、それぞれ意味する。上記「Ｂ．Ｈ．」とは、材料（板材）を押える部品である。

図３（Ａ）～３（Ｃ）では、プレス加工中の金型の動きと、材料の破断ま

での変化を示している。材料の破断までの変化で、ダレ、バリ、エグレ、せん断面、破断面のでき方が決まるので、図３（Ａ）～３（Ｃ）での材料変形の説明は重要である。（あくまで、一般的なプレス加工と材料変形を示したものですが。）図３（Ｄ）は、板材のプレス打ち抜き加工終了後の代表的なプレス断面であり、ダレ、せん断面、破断面のそれぞれの位置を示している。

[0046] プレス打ち抜き加工性は、脱脂した銅合金板材を、クリアランスが数条件ある金型にセットし、圧延平行方向と圧延垂直方向のそれぞれをプレス機にて打ち抜き加工を行う。打ち抜いた破面は、光学顕微鏡、ＳＥＭ（走査電子顕微鏡）にて観察する。せん断面、破断面におけるダレ、バリ、エグレは、ＳＥＭで高倍率にて観察し、評価を行う。

このような評価の結果として、良好なプレス打ち抜き加工性は、プレス打ち抜き判断面におけるせん断長さと破断長さの比が特定の関係の場合に得られる。これを図２を用いて説明する。

すなわち図２（ａ）～２（ｃ）には、プレス打ち抜き加工後の本実施形態の銅合金板材１を示す。図２中、圧延平行方向をＲＤ、厚さ方向をＴＤ、圧延面の法線方向をＮＤとして示す。図２（ａ）に示すように、プレス打ち抜きにより銅合金板材１にはピン１ａが多数形成される。これらピン１ａを個別に切り分けるように銅合金板材１を切り分けることで超小型端子が製造される。図２（ｂ）に示す通り、ピン１ａのプレス打ち抜き破面における、圧延平行方向（ＲＤ）から観察した際の、せん断面２ａにおけるせん断面長さを、S_{RD}とし、破断面２ｂの破断面長さをD_{RD}とする。図２（ｃ）に示すプレス打ち抜き破面における、圧延垂直方向（ＴＤ）から観察した際の、せん断面３ａのせん断面長さをS_{TD}とし、破断面３ｂの破断面長さをD_{TD}とする。

このとき、比（S_{RD}／D_{RD}）が１．０以下であり、比（S_{TD}／D_{TD}）が１．０以下であり、さらにその比｛（S_{RD}／D_{RD}）／（S_{TD}／D_{TD}）｝が０．８以上１．２以下である場合には、せん断面、破断面におけるダレ、バリ、

エグレが生じにくいため、プレス打ち抜き加工性が良好である、とする。

本実施形態の銅合金板材のプレス打ち抜き加工性は、上記数値範囲を満足するものである。

実施例

[0047] 以下に、本発明を実施例に基づきさらに詳細に説明するが、本発明はそれらに限定されるものではない。

[0048] （実施例１～１６および比較例１～９）

表１に示したそれぞれの含有量のＮｉ、Ｓｉ、それぞれ所定量の副添加元素を含有し、残部がＣｕと不可避不純物から成る合金素材を高周波溶解炉にて溶解［工程１］し、これを０．１℃／秒から１００℃／秒の冷却速度で冷却して鋳造［工程２］し、鋳塊を得た。

この鋳塊に対して長手方向と幅方向に各々２回以上、それぞれ合計圧延加工率５％以上の圧延加工を施す圧延１［工程３］を行い、その後、保持温度８００～１０５０℃、保持時間３分～１０時間の均質化熱処理［工程４］した後、８００℃以上１０５０℃以下、合計圧延加工率５０％以上で熱間圧延［工程５］を行い、さらに水焼き入れによる冷却［工程６］を行って薄板を得た。次に板材表面の酸化膜除去のため、面削［工程７］を行った後、合計圧延加工率５０％以上で冷間圧延２［工程８］を行って薄板を得た。次に、圧延中の温度を３００℃以上６００℃以下に加熱し、合計圧延加工率３０％以上での圧延加工３［工程９］を行う。その後、昇温速度５℃／秒以上、到達温度８００℃、到達後は急冷する、溶体化熱処理［工程１０］を施した。その後、昇温速度５℃／秒以下、到達温度４００℃以上、保持時間１０分～１０時間にて熱処理する時効析出熱処理［工程１１］を行った。次に、合計の圧延加工率が５％以上となるように冷間圧延４［工程１２］を行い、昇温速度１０℃／秒以下、到達温度３００℃以上、温度到達後は急冷する最終焼鈍［工程１３］、板材表層の酸化膜除去と表面粗度の調整のために、酸洗・表面研磨［工程１４］を行って、銅合金板材のサンプル（各実施例および比較例）を作製した。各サンプルの板厚は０．０８ｍｍとした。

[0049] これらの実施例１から１６および比較例１から９のそれぞれの組成および特性については、表１および表２に示す通りである。

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。

[0050] 各サンプルについて下記の特性調査を行った。

（ａ）Ｓ方位面積率

ここでは端子形成前の条材をサンプルとして測定を行った。よって非常に広い測定面積を確保することができたため、縦５ブロック×横５ブロックの計２５ブロックにて測定を行った。

すなわちサンプルの圧延面（ＮＤ面）を、板厚の半分の厚さ位置まで削り込んだ平面とし、そのうち９０，０００μｍ^2（３００μｍ×３００μｍ）の測定面積に対し、ＥＢＳＤ法により、測定を行った。なおこのとき、この測定面積は、６０μｍ×６０μｍを１ブロックとし、１視野で５ブロック×５ブロック、計２５ブロック（３００μｍ×３００μｍ＝９０，０００μｍ^2）に分割してあり、そのそれぞれに対して解析を行うようにした。この場合の電子線は走査型電子顕微鏡のタングステンフィラメントからの熱電子を発生源とし、スキャンステップは、微細な結晶粒を測定するために上記のように０．５μｍステップとした。解析では、各ブロック（６０μｍ×６０μｍ）のＳ方位の結晶粒の個数、平均結晶粒面積を求めた。

[0051] （ｂ）プレス打ち抜き加工性

銅合金板材のプレス打ち抜き加工は、板材表面を洗浄、脱脂したあと、専用の金型にセットし、幅５ｍｍの打ち抜き加工を行った。金型のクリアランスは５％で、圧延平行方向（ＲＤ）と圧延垂直方向（ＴＤ）の２方向について、プレス打ち抜き加工を行った。このとき、打ち抜き面両側のガイドにて、板材を固定した。なお、金型には潤滑油を塗布して行った。プレス打ち抜き後の破面は、ＳＥＭ観察を行い、圧延平行方向（ＲＤ）と圧延垂直方向（ＴＤ）での、せん断面長さ（Ｓ）と破断面長さ（Ｄ）の比（S_{RD}/D_{RD}）と（S_{TD}/D_{TD}）を求めた。また、その比｛（S_{RD}/D_{RD}）／（S_{TD}/D_{TD}

）｝を求め、上記詳述した評価方法で評価した。

[0052] （ｃ）１８０°Ｕ曲げ試験（１８０°密着曲げ試験）

圧延方向に垂直に幅０．２５ｍｍ、長さは１．５ｍｍとなるようにプレスによる打ち抜きで加工した。これに曲げの軸が圧延方向に直角になるようにW曲げしたものをＧＷ（Ｇｏｏｄ　Ｗａｙ）、圧延方向に平行になるようにW曲げしたものをＢＷ（Ｂａｄ　Ｗａｙ）とし、日本伸銅協会技術標準ＪＣＢＡ－Ｔ３０７（２００７）に準拠して９０°W曲げ加工後、圧縮試験機にて内側半径を付けずに１８０°密着曲げ加工を行った。曲げ加工表面を１００倍の走査型電子顕微鏡で観察し、クラックの有無を調査した。クラックの無いものをＡ（良）で表し、クラックのあるものをＤ（劣）で表した。ここでのクラックのサイズは、最大幅が３０μｍ～１００μｍ、最大深さが１０μｍ以上であった。

[0053] （ｄ）０．２％耐力［Ｙ］

試験片は、圧延方向に垂直に幅が０．２５ｍｍ、圧延方向に平行に長さが１．５ｍｍとなるようにプレスによる打ち抜きで加工した。この加工において、各試験片の弾性限界までの押し込み量（変位）から耐力［Ｙ］（ＭＰａ）を下記式（２）から算出した。

Ｙ＝｛（３Ｅ／２）×ｔ×（ｆ／Ｌ）×１０００｝／Ｌ　　（２）

Ｅはたわみ係数、ｔは板厚、Ｌは固定端と荷重点の距離、ｆは変位（押込み深さ）である。

０．２％耐力は７００ＭＰａ以上である場合を合格、７００ＭＰａ未満である場合を不合格とした。

[0054] （ｅ）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。

導電率は、２５％ＩＡＣＳ以上である場合を合格、２５％ＩＡＣＳ未満である場合を不合格とした。

[0055] 表２に示すように、実施例１から実施例１６の製造条件で、圧延１［工程

３］は、鋳塊に対して、長手方向の合計圧延加工率５％以上、圧延回数２回以上、幅方向の合計圧延加工率５％以上、圧延回数２回以上とした。このとき、鋳塊の長さは、圧延ロールの幅以下で作製した。また、冷間圧延３［工程９］では、合計圧延加工率３０％以上、圧延中の加熱温度４００℃以上で圧延加工を行った。金属組織は、実施例１から実施例１６の、６０×６０μｍ四方内のＳ方位｛２３１｝＜３－４６＞結晶粒の個数が３個以上５０個以下、６０×６０μｍ四方内のＳ方位｛２３１｝＜３－４６＞粒の平均結晶粒面積が１μｍ^{2}以上３００μｍ^{2}以下となるように制御した。

それにより、実施例１から実施例１６の、圧延平行方向（ＲＤ）と圧延垂直方向（ＴＤ）の、せん断面長さ（Ｓ）と破断面長さ（Ｄ）の比（S_{RD}／D_{RD}）と（S_{TD}／D_{TD}）がいずれも１．０以下であり、さらにその異方性｛（S_{RD}／D_{RD}）／（S_{TD}／D_{TD}）｝が、０．８以上１．２以下となり、良好なプレス打ち抜き加工性を実現できた。

これに対し、比較例１から比較例９では、本発明の製造方法における規定、または前記Ｓ方位のパラメータ（個数、平均結晶粒面積）を満たしておらず、プレス打ち抜き加工性が劣り、曲げ加工性にも劣る結果となった。

[0056]

[表1]

表1

	合金成分 [mass%]										
	Ni	Si	Sn	Zn	Mg	Mn	Cr	Co	Fe	その他	Cu
本発明例1	2.30	0.70	0.15	0.50	0.10		0.14				残
本発明例2	3.75	0.90	0.15	0.50	0.18		0.19				残
本発明例3	2.20	0.55	0.15	0.47	0.10						残
本発明例4	3.80	0.92	0.14	0.50	0.09		0.16				残
本発明例5	3.80	0.30	0.16	0.55	0.10						残
本発明例6	2.50	0.60		0.05							残
本発明例7	2.40	0.50	0.12	0.40	0.05		0.10				残
本発明例8	2.30	0.60	0.10	0.05		0.05					残
本発明例9	4.80	1.00	0.05	0.05			0.05				残
本発明例10	3.80	0.90	0.14	0.60	0.10		0.10				残
本発明例11	2.70	0.65	0.50	0.40							残
本発明例12	2.30	0.90						1.40			残
本発明例13	3.00	0.60			0.20						残
本発明例14	2.70	0.60	0.30	1.00						0.1Ag	残
本発明例15	3.80	0.80			0.20	0.15					残
本発明例16	2.60	0.40	0.10						0.01		残
比較例1	2.30	0.70	0.15	0.50	0.10		0.14				残
比較例2	2.20	0.55	0.15	0.47	0.10						残
比較例3	2.70	0.60	0.30	1.50						0.1Ag	残
比較例4	3.80	0.80			0.20	0.15					残
比較例5	2.60	0.40	0.10						0.01		残
比較例6	2.30	0.50						1.15			残
比較例7	2.65	0.65		0.15							残
比較例8	2.80	0.65		0.15							残
比較例9	3.40	0.90		0.15							残

[0057]

[表2]

表2

	製造工程								金属組織		特性				
	圧延1 [工程3]				冷間圧延3 [工程9]				60×60μm四方内のS方位結晶粒個数 [個]	60×60μm四方内のS方位平均結晶粒面積 [μm²]	せん断面長さ(S)/破断面長さ(D) S/D		[(S_RD/D_RD)/(S_TD/D_TD)]	0.2%耐力 [MPa]	曲げ加工性 180° 曲げ	導電率 [%IACS]
	長手方向		幅方向								圧延 平行方向 (RD) S_RD/D_RD	圧延 垂直方向 (TD) S_TD/D_TD				
	合計圧延加工率 [%]	圧延パス数 [回]	合計圧延加工率 [%]	圧延パス数 [回]	圧延中の温度 [℃]	圧延加工率 [%]										
本発明例1	7.3	2	7.6	3	425	30			19.0	131.4	0.33	0.32	1.03	795	A	38
本発明例2	7.7	2	7.5	4	405	45			11.0	20.5	0.34	0.35	0.97	890	A	34
本発明例3	7.2	6	7.0	4	400	35			14.0	27.9	0.32	0.33	0.95	700	A	41
本発明例4	8.7	5	8.0	2	453	32			4.0	10.0	0.47	0.41	1.15	745	A	38
本発明例5	7.5	4	7.3	6	430	41			24.0	60.0	0.67	0.56	1.19	710	A	40
本発明例6	12.3	4	7.7	4	510	38			7.0	172.9	0.54	0.54	1.00	705	A	44
本発明例7	7.7	2	8.9	2	485	34			6.0	233.6	0.52	0.56	0.92	760	A	35
本発明例8	9.5	5	9.8	4	420	38			9.0	109.0	0.64	0.67	0.96	770	A	30
本発明例9	7.3	3	5.0	5	470	31			14.0	56.0	0.47	0.59	0.80	930	A	28
本発明例10	8.2	4	9.9	8	465	50			5.0	295.0	0.39	0.38	1.03	915	A	32
本発明例11	7.0	2	11.8	9	480	44			6.0	143.5	0.27	0.33	0.80	730	A	34
本発明例12	6.7	5	7.1	6	430	39			7.0	90.8	0.96	0.82	1.17	960	A	42
本発明例13	9.0	3	9.2	3	415	46			12.0	1.0	0.43	0.39	1.10	700	A	44
本発明例14	8.0	4	6.4	2	408	30			8.0	172.9	0.67	0.79	0.85	740	A	41
本発明例15	5.0	6	5.5	4	426	36			33.0	38.8	0.25	0.22	1.14	895	A	26
本発明例16	7.8	7	6.8	7	438	45			49.0	15.0	0.98	1.00	0.98	800	A	33
比較例1	*4.5*	*1*	6.0	2	450	32			***2.0***	14.0	1.00	0.82	1.22	740	D	30
比較例2	8.6	4	*4.0*	*1*	423	40			14.0	*0.5*	*1.17*	*1.04*	1.13	800	D	31
比較例3	5.5	3	6.0	4	*388*	35			***1.0***	20.0	0.67	0.92	*0.72*	815	D	*22*
比較例4	7.2	5	8.5	5	405	*27*			***2.0***	*310.0*	0.96	*2.33*	*0.41*	765	D	36
比較例5	なし		10.0	6	420	39			26.0	*0.8*	0.54	0.82	*0.66*	710	D	40
比較例6	11.0	6	なし		415	30			31.0	*0.9*	1.00	*2.33*	*0.43*	840	D	29
比較例7	なし				445	45			***53.0***	1.5	*2.57*	*3.55*	*0.73*	790	D	33
比較例8	8.1	4	9.0	3	なし				***0.0***	20.0	*1.22*	0.96	*1.27*	750	D	28
比較例9	なし								***2.0***	2.0	0.79	0.43	*1.83*	*680*	D	29

[0058] 表１、表２に示すように、本発明の範囲、すなわち、Ｎｉを１．０質量％以上５．０質量％以下、Ｓｉを０．１質量％以上２．０質量％以下、Ｓｎ、Ｚｎ、Ｍｇ、Ｍｎ、Ｃｒ、Ｃｏ、Ｆｅ、Ａｇ及びＢからなる群から選ばれる少なくとも１つをそれぞれ所定の含有量で含有し、残部が銅および不可避不純物からなる組成を有し、圧延面に平行な、板厚の半分の厚さ位置の平面における、電子後方散乱回折法による結晶方位解析において、Ｓ方位｛２３１｝＜３－４６＞からのずれが１５°以内である方位を有する結晶粒が６０μｍ四方内に３個以上５０個以下分布し、その結晶粒の平均結晶粒面積が１．０μｍ^{2}以上３００μｍ^{2}以下であることを満たす場合には、プレス打ち抜き破面の圧延平行方向（ＲＤ）と圧延垂直方向（ＴＤ）でのせん断面長さ（Ｓ）と破断面長さ（Ｄ）の比（S_{RD}／D_{RD}）と（S_{TD}／D_{TD}）が１．０以下であり、さらにその比｛（S_{RD}／D_{RD}）／（S_{TD}／D_{TD}）｝が０．８以上１．２以下となり、異方性の小さい優れたプレス打ち抜き加工性を示し、０．２％耐力、曲げ加工性の特性のいずれも良好であった。０．２％耐力値は、７００ＭＰａ以上を示し、曲げ加工性は、１８０°Ｕ曲げの頂点部に割れが発生しなかった。

したがって、本発明の要件を満たす銅合金板材は、電気・電子機器用のコネクタ、リレー、スイッチ、ソケット、自動車車載用のコネクタなどに適した銅合金板材として提供することができる。

[0059] これに対し、表２に示すように、比較例のサンプルではいずれかの特性が劣る結果となった。すなわち、比較例１、３、４、７～９は、６０μｍ四方内のＳ方位｛２３１｝＜３－４６＞の結晶粒の個数が、少ないもしくは多いために、比｛（S_{RD}／D_{RD}）／（S_{TD}／D_{TD}）｝が０．８より小さいかもしくは１．２より大きくなり、プレス打ち抜き加工性（異方性）に劣り、曲げ加工性が劣った。比較例２、５、６は、Ｓ方位平均結晶粒の面積が小さすぎて、比較例２では圧延平行方向（ＲＤ）と圧延垂直方向（ＴＤ）の（S_{RD}／D_{RD}）と（S_{TD}／D_{TD}）がそれぞれ１．０より大きくなり、プレス打ち抜き加工性（異方性）に劣った。また、比較例１～９は、いずれも曲げ加工性に

劣った。比較例３は、圧延平行方向（ＲＤ）と圧延垂直方向（ＴＤ）の比｛（S_{RD}／D_{RD}）／（S_{TD}／D_{TD}）｝が０．８より小さくなり、プレス打ち抜き加工性（異方性）に劣り、曲げ加工性が劣った。さらに比較例３は、副添加元素が多すぎたため、導電率が劣った。比較例４は、６０μｍ四方内のＳ方位｛２３１｝＜３－４６＞の平均結晶粒面積が大きすぎるために、圧延平行方向（ＲＤ）と圧延垂直方向（ＴＤ）でのせん断面長さ（Ｓ）と破断面長さ（Ｄ）の比（S_{RD}／D_{RD}）と（S_{TD}／D_{TD}）が０．８より小さくなり、プレス打ち抜き加工性（異方性）に劣り、曲げ加工性が劣った。また、比較例９は、圧延１［工程３］と冷間圧延３［工程９］を行わなかったために、析出強化が不十分となり、０．２％耐力が劣った。

[0060] 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。

[0061] 本願は、２０１５年５月２０日に日本国で特許出願された特願２０１５－１０２９５２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

[0062] １　銅合金板材

１ａ　ピン

ＲＤ　圧延平行方向

ＴＤ　厚さ方向

ＮＤ　圧延面の法線方向

２ａ　せん断面

２ｂ　破断面

S_{RD}　圧延平行方向（ＲＤ）から観察した際のせん断面長さ

D_{RD}　圧延平行方向（ＲＤ）から観察した際の破断面長さ

３ａ　せん断面

３ｂ　破断面

S_{TD}　圧延垂直方向（ＴＤ）から観察した際のせん断面長さ

D_{TD}　圧延垂直方向（ＴＤ）から観察した際の破断面長さ

請求の範囲

[請求項1] Ｎｉを１．０質量％以上５．０質量％以下、Ｓｉを０．１質量％以上２．０質量％以下含有し、さらに、Ｓｎを０～０．５％質量％、Ｚｎを０～１．０質量％、Ｍｇを０～０．２質量％、Ｍｎを０～０．１５質量％、Ｃｒを０～０．２質量％、Ｃｏを０～１．５質量％、Ｆｅを０～０．０２質量％、及びＡｇを０～０．１質量％からなる群から選ばれる少なくとも１種を含有し、残部が銅および不可避不純物からなる組成を有し、

圧延面に平行な、板厚の半分の厚さ位置の平面における、電子後方散乱回折法による結晶方位解析において、Ｓ方位｛２３１｝＜３－４６＞からのずれが１５°以内である方位を有する結晶粒が６０μｍ四方内に３個以上５０個以下分布し、かつ、

Ｓ方位｛２３１｝＜３－４６＞からのずれが１５°以内である方位を有する結晶粒の平均結晶粒面積が１．０μｍ^{2}以上３００μｍ^{2}以下である、ことを特徴とする銅合金板材。

[請求項2] 前記銅合金板材のプレス打ち抜き破面を、圧延平行方向（ＲＤ）を法線とする側から観察した際の、せん断面長さ（S_{RD}）と破断面長さ（D_{RD}）の比（S_{RD}/D_{RD}）が１．０以下であり、圧延垂直方向（ＴＤ）から観察した際の、せん断面長さ（S_{TD}）と破断面長さ（D_{TD}）の比（S_{TD}/D_{TD}）が１．０以下であり、さらにその比｛（S_{RD}/D_{RD}）／（S_{TD}/D_{TD}）が０．８以上１．２以下である、請求項１に記載の銅合金板材。

[請求項3] 請求項１に記載の銅合金組成を与える銅合金素材を溶解［工程１］し、

０．１℃／秒から１００℃／秒の冷却速度で冷却して鋳造［工程２］し、鋳塊を得、

この鋳塊に対して、長手方向と幅方向に各々２回以上、合計圧延加工率５％以上の圧延加工を施す圧延１［工程３］を行い、

保持温度８００℃以上１０５０℃以下、保持時間３分～１０時間の均質化熱処理［工程４］した後、

８００℃以上１０５０℃以下、合計圧延加工率５０％以上で熱間圧延［工程５］を行い、

さらに水焼き入れによる冷却［工程６］を行って薄板を得、

面削［工程７］を行った後、

合計圧延加工率５０％以上で冷間圧延２［工程８］を行って薄板を得、

圧延中の温度を３００℃以上６００℃以下に加熱し、合計圧延加工率３０％以上での圧延加工３［工程９］を行った後、

昇温速度５℃／秒、到達温度８００℃、到達後は急冷する、溶体化熱処理［工程１０］を施し、

昇温速度５℃／秒、到達温度４００℃以上、保持時間１０分～１０時間にて熱処理する時効析出熱処理［工程１１］を行った後、

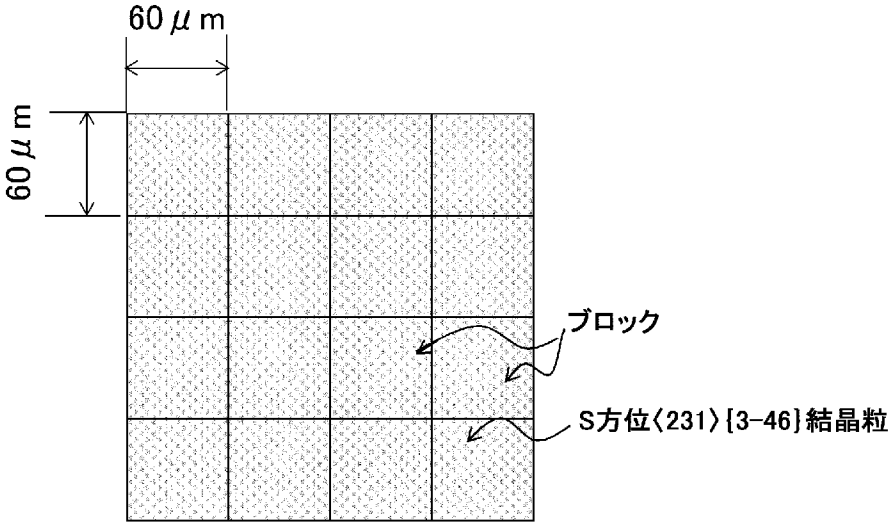
合計の圧延加工率が５％以上となるように冷間圧延４［工程１２］を行い、

昇温速度１０℃／秒、到達温度３００℃以上、温度到達後は急冷する最終焼鈍［工程１３］、

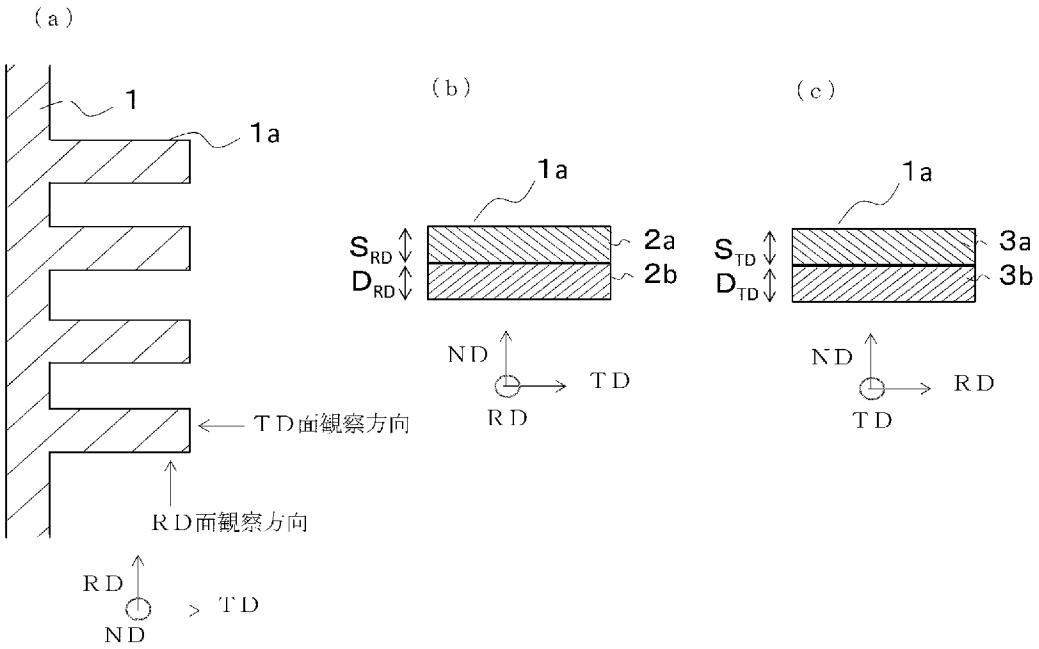
酸洗・表面研磨［工程１４］を行う

各工程を含んでなる銅合金板材の製造方法。

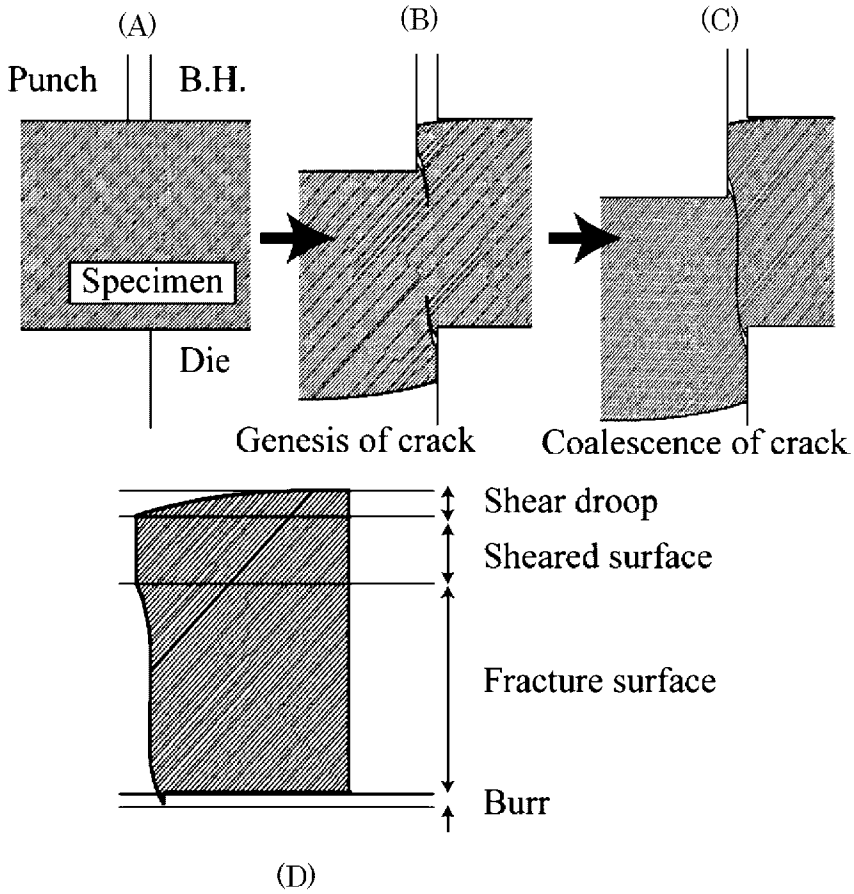
[図1]


60 μ m
60 μ m
ブロック
S方位〈231〉{3-46}結晶粒

[図2]


(a)
1
1a
TD面観察方向
RD面観察方向
RD
TD
ND
(b)
1a
S_{RD}
D_{RD}
2a
2b
ND
TD
RD
(c)
1a
S_{TD}
D_{TD}
3a
3b
ND
RD
TD

[図3]


(A)
(B)
(C)
Punch
B.H.
Specimen
Die
Genesis of crack
Coalescence of crack
Shear droop
Sheared surface
Fracture surface
Burr
(D)

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.
PCT/JP2016/064597

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER
C22C9/06(2006.01)i, *B21B1/38*(2006.01)i, *B21B3/00*(2006.01)i, *C22C9/10*(2006.01)i, *C22F1/08*(2006.01)i, *H01B1/02*(2006.01)i, *H01B5/02*(2006.01)i, *H01B13/00*(2006.01)i, *C22F1/00*(2006.01)n
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

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	1996-2016
Kokai Jitsuyo Shinan Koho	1971-2016	Toroku Jitsuyo Shinan Koho	1994-2016

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.
A	WO 2010/047373 A1 (The Furukawa Electric Co., Ltd.), 29 April 2010 (29.04.2010), & US 2011/0192505 A1 & EP 2351862 A1 & CN 102197151 A & KR 10-2011-0081290 A	1-3
A	JP 2015-34328 A (The Furukawa Electric Co., Ltd.), 19 February 2015 (19.02.2015), (Family: none)	1-3
A	JP 2007-119845 A (Hitachi Cable Ltd.), 17 May 2007 (17.05.2007), (Family: none)	1-3

☒ 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	Date of mailing of the international search report
03 August 2016 (03.08.16)	16 August 2016 (16.08.16)

Name and mailing address of the ISA/	Authorized officer
Japan Patent Office 3-4-3,Kasumigaseki,Chiyoda-ku, Tokyo 100-8915,Japan	Telephone No.

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.
PCT/JP2016/064597

C (Continuation). DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
A	WO 2014/126047 A1 (Dowa Metaltech Co., Ltd.), 21 August 2014 (21.08.2014), & US 2015/0357074 A1 & EP 2957646 A1 & CN 104968815 A & KR 10-2015-0116825 A & TW 201439344 A	1-3
A	JP 2014-15679 A (The Furukawa Electric Co., Ltd.), 30 January 2014 (30.01.2014), (Family: none)	1-3

国際調査報告

国際出願番号　ＰＣＴ／ＪＰ２０１６／０６４５９７

Ａ．　発明の属する分野の分類（国際特許分類（ＩＰＣ））

Int.Cl.　C22C9/06(2006.01)i, B21B1/38(2006.01)i, B21B3/00(2006.01)i, C22C9/10(2006.01)i, C22F1/08(2006.01)i, H01B1/02(2006.01)i, H01B5/02(2006.01)i, H01B13/00(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

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　　１９７１－２０１６年
日本国実用新案登録公報　　１９９６－２０１６年
日本国登録実用新案公報　　１９９４－２０１６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
A	WO 2010/047373 A1（古河電気工業株式会社）2010.04.29, & US 2011/0192505 A1 & EP 2351862 A1 & CN 102197151 A & KR 10-2011-0081290 A	1-3
A	JP 2015-34328 A（古河電気工業株式会社）2015.02.19,（ファミリーなし）	1-3
A	JP 2007-119845 A（日立電線株式会社）2007.05.17,（ファミリーなし）	1-3

☑　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	国際調査報告の発送日
０３．０８．２０１６	１６．０８．２０１６

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　５２７６
静野　朋季
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	WO 2014/126047 A1（ＤＯＷＡメタルテック株式会社）2014.08.21, & US 2015/0357074 A1 & EP 2957646 A1 & CN 104968815 A & KR 10-2015-0116825 A & TW 201439344 A	1-3
A	JP 2014-15679 A（古河電気工業株式会社）2014.01.30,（ファミリーなし）	1-3