(19)日本国特許庁(JP)　(12)特　許　公　報(B2)　(11)特許番号

特許第6339361号
(P6339361)

(45)発行日　平成30年6月6日(2018.6.6)　(24)登録日　平成30年5月18日(2018.5.18)

(51)Int.Cl.			F I		
C22C	9/06	(2006.01)	C22C	9/06	
C22C	9/00	(2006.01)	C22C	9/00	
C22C	9/10	(2006.01)	C22C	9/10	
C22F	1/08	(2006.01)	C22F	1/08	B
C22F	1/00	(2006.01)	C22F	1/00	602

請求項の数 5　(全 22 頁)　最終頁に続く

(21)出願番号　特願2013-264422(P2013-264422)
(22)出願日　平成25年12月20日(2013.12.20)
(65)公開番号　特開2015-120949(P2015-120949A)
(43)公開日　平成27年7月2日(2015.7.2)
審査請求日　平成28年9月13日(2016.9.13)

(73)特許権者　000005290
古河電気工業株式会社
東京都千代田区丸の内二丁目２番３号
(74)代理人　100076439
弁理士　飯田　敏三
(74)代理人　100161469
弁理士　赤羽　修一
(74)代理人　100131288
弁理士　宮前　尚祐
(72)発明者　磯松　岳己
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
(72)発明者　金子　洋
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

最終頁に続く

(54)【発明の名称】銅合金板材およびその製造方法

(57)【特許請求の範囲】

【請求項１】

Ｎｉを１．０～５．０質量％、Ｓｉを０．１～２．０質量％、並びにＢを０．１０質量％以下、Ｍｇを１．８０質量％以下、Ｐを０．０５質量％以下、Ｃｒを０．５０質量％以下、Ｍｎを０．１６質量％以下、Ｆｅを０．０５質量％以下、Ｃｏを０．０５質量％以下、Ｚｎを０．５１質量％以下、Ｚｒを０．１０質量％以下、Ａｇを０．０５質量％以下及びＳｎを０．５０質量％以下からなる群から選ばれる少なくとも１種を合計で０．１～３．０質量％含有し、残部が銅及び不可避不純物からなる銅合金板材であって、

圧延面における解析で、結晶粒の短径／長径の比で表わされるアスペクト比が０．３以下の結晶粒であり、かつ、ＴＤ方向から±３０°以内を向いた結晶粒について、前記結晶粒の密度が０．０３０個／μm^2以下であり、

かつ、隣接する結晶粒間のずれ角が３０°以上である結晶粒界の単位面積あたりの長さが０．８$\mu m/\mu m^2$以下であることを特徴とする銅合金板材。

【請求項２】

板材に一定の応力を加えた際の変位量を示す、引張試験で測定した、ＴＤ方向のヤング率が１２５ＧＰａ以下であり、たわみ試験で測定したＴＤ方向のたわみ係数が１１５ＧＰａ以下、ＴＤ方向の耐力が６００ＭＰａ以上であり、導電率が２０％ＩＡＣＳ以上であり、かつ、耐応力緩和特性として１５０℃で１０００時間保持後の応力緩和率（ＳＲ）が２０％以下である請求項１に記載の銅合金板材。

【請求項３】

板バネ疲労試験による耐疲労特性が、負荷応力５００ＭＰａ以上で、繰り返し回数が１０^{6}回以上である請求項１又は２に記載の銅合金板材。
【請求項４】
Ｎｉを１．０～５．０質量％、Ｓｉを０．１～２．０質量％、並びにＢを０．１０質量％以下、Ｍｇを１．８０質量％以下、Ｐを０．０５質量％以下、Ｃｒを０．５０質量％以下、Ｍｎを０．１６質量％以下、Ｆｅを０．０５質量％以下、Ｃｏを０．０５質量％以下、Ｚｎを０．５１質量％以下、Ｚｒを０．１０質量％以下、Ａｇを０．０５質量％以下及びＳｎを０．５０質量％以下からなる群から選ばれる少なくとも１種を合計で０．１～３．０質量％含有し、残部が銅及び不可避不純物からなる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［工程１］、
加工率１０％以下の冷間圧延１［工程２］、
保持温度３００～７００℃で保持時間１分～５時間の予備焼鈍［工程３］、
保持温度７００℃以上で５分～２０時間の均質化熱処理［工程４］、
熱間圧延［工程５］、
水焼入れ［工程６］、
面削［工程７］、
５０％以上の加工率の冷間圧延２［工程８］、
昇温速度５～１５℃／秒、保持温度３００～７００℃、保持時間１秒～１０時間の中間溶体化熱処理［工程９］、
１０～９９％の加工率の冷間圧延３［工程１０］、
到達温度７００～１０２０℃、保持時間１秒～６０秒の溶体化熱処理［工程１１］、
保持温度３００～６００℃、保持時間１０分～２０時間の時効析出熱処理［工程１２］、
酸洗［工程１３］、及び
圧延加工率８～８０％の仕上げ冷間圧延［工程１４］
の各工程をこの順に施すことを特徴とする請求項１～３のいずれか１項に記載の銅合金板材を製造する方法。
【請求項５】
前記仕上げ冷間圧延［工程１４］の後で、保持温度３００～６００℃、保持時間１秒～６０秒の歪取り焼鈍［工程１５］を施す請求項４に記載の銅合金板材の製造方法。

【発明の詳細な説明】
【技術分野】
【０００１】
本発明は、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、その他の端子材、リレー、スイッチ、ソケット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板材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、耐疲労特性、耐応力緩和特性、ヤング率などがある。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、これらの要求特性が高まっている。
【０００３】
特に、近年の超小型端子では、これまで以上の小さなスペースで大きな、もしくは一定の変位をとることが求められるため、これまで以上に低いヤング率を有する材料が求められている。
【０００４】
従来、電気・電子機器用材料としては、鉄系材料の他、リン青銅、丹銅、黄銅等の銅系

材料が広く用いられている。これらの銅合金は、ＳｎやＺｎの固溶強化と、圧延や線引きなどの冷間加工による加工硬化の組み合わせによって強度を向上させている。しかし、この方法で強化した銅合金材料では、導電率が不十分となりがちである。また、高い加工率で冷間圧延などの加工を施すことによって高強度を得ているために、曲げ加工性が不十分な場合があった。

【０００５】

そこで、固溶強化や加工硬化に替わる強化法として、銅合金中に微細な第二相を析出させる析出強化がある。この強化方法は強度が高くなることに加えて、導電率を同時に向上させるメリットがあるため、多くの合金系で行われている。

【０００６】

このような中で、電気・電子機器用途としては、Ｃｕ－Ｎｉ－Ｓｉ系合金（コルソン系合金）が用いられている。Ｃｕ－Ｎｉ－Ｓｉ系合金は、主に析出強化や加工硬化によって強化される合金である。よって、Ｃｕ－Ｎｉ－Ｓｉ系合金において、ヤング率の制御や、耐応力緩和特性と耐疲労特性の向上が求められている。

【０００７】

しかし、昨今の電気・電子機器や自動車に使用される部品の小型化に伴って、使用される銅合金板材は、より高強度な材料により小さい半径で曲げ加工が施されるようになっており、耐力に優れた銅合金板材が強く要求されている。さらに、小さいスペースにて一定のバネ性及びへたりにくさが求められるため、一定変位で信頼性の高い接圧を発揮するためには、材料に対して低いヤング率が強く要求されている。この点、従来のＣｕ－Ｎｉ－Ｓｉ系合金においては、圧延加工率を高めて大きな加工硬化を得ることで高い強度を得ていた。しかし、この方法では、ヤング率の制御が困難であり、所望のヤング率特性が得られなかった。

【０００８】

また、コネクタなどの電子部品の小型化の進行に伴い、端子の寸法精度やプレス加工の公差が厳しく要求されるようになっている。銅合金板材のヤング率を低減することで、コンタクト接圧に及ぼす寸法変動の影響を低減出来るため、部品の設計が容易となる。このため、銅合金部品には、ヤング率（縦弾性係数）が低いことが求められ、ヤング率が１２５ＧＰａ以下、たわみ係数が１１５ＧＰａ以下の銅合金板材が求められている。

【０００９】

さらに、大電流コネクタなどでは、部材に電流が流れることにより発生するジュール熱によって、材料自体が自己発熱し、応力緩和する問題がある。この使用中の『へたり』によって、初期の接圧を維持できない問題も挙げられる。よって、材料が耐応力緩和特性に優れることが求められている。

【００１０】

また、電子機器や自動車に使用される部品として用いられる場合、使用状況により振動が加わり、材料に繰り返しの応力が付与される。材料に一定の負荷応力を負荷し続けていると、板材にき裂が発生し、破断に至ってしまう。従って、材料が耐疲労特性に優れていることが求められる。

【００１１】

この、圧延板の幅方向（ＴＤ；Ｔｒａｎｓｖｅｒｓａｌ　Ｄｉｒｅｃｔｉｏｎ）の低ヤング率、耐応力緩和特性、耐疲労特性の向上の要求に対して、合金材料の結晶方位の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、特許文献１、２では、合金中の集合組織のＣｕｂｅ方位のＸ線回折強度やＣｕｂｅ方位結晶粒の面積率を制御することによって、０．２％耐力、耐応力緩和特性や曲げ加工性を改善している。特許文献３では、板材縦断面の全結晶粒の扁平率を制御することで、強度異方性を改善している。特許文献４では、Ｃｕｂｅ方位を高め、ＮＤＲＤＷ方位を低減することで、圧延垂直方向のたわみ係数を低下させている。

【００１２】

特許文献１に記載された技術においては、Ｎｉ－Ｓｉ系の析出物の平均粒子径と、Ｉ｛

２００}結晶面のＸ線回折ピーク強度とを一定以上に高めている。また、結晶粒内の双晶密度を高めることによって、０．２％耐力、曲げ加工性、耐応力緩和特性を改善しているが、ヤング率特性についての改善はなされていない。また、特許文献１に記載の製造方法では、ＴＤに向く（１００）面を集積させる為、ヤング率が低くなることが推測されるが、実際にどのようなヤング率となるかについての記載はない。

【００１３】

特許文献２に記載された技術においては、集合組織制御によって結晶内のＣｕｂｅ方位面積率及び双晶境界密度を高めることで、導電率、０．２％耐力、曲げ加工性と耐応力緩和特性を改善しているが、ヤング率の制御はされておらず、特性改善の効果が限定されている。

【００１４】

特許文献３に記載された技術においては、板材縦断面の組織観察から、全結晶粒の扁平率の制御によって強度異方性を改善しているものの、その強度は７００ＭＰａ以上であって上限でも８２０ＭＰａと依然低く、ヤング率の制御もされていない。

【００１５】

特許文献４に記載された技術においては、集合組織の制御により、圧延垂直方向のたわみ係数を制御しているが、特定の結晶面を配向させる集合組織制の制御であり、本発明で得られる金属組織とは大きく異なっている。

【００１６】

また、非特許文献１は、母相と第二相から構成される材料の平均的なヤング率を示している。

【００１７】

なお、ヤング率の測定には、引張試験による応力－ひずみ線図の弾性領域の傾きから算出する方法、梁（片持ち梁）をたわませた際の応力－ひずみ線図の弾性領域の傾きから算出する方法の２つの方法がある。

【００１８】

さらに、銅合金板材のヤング率については、特許文献５及び特許文献６にも記載がある。

特許文献５には、例えば、圧延方向（ＲＤ）に向くＣｕｂｅ方位（１００）面の面積率を３０％以上と制御することによって、ヤング率が１１０ＧＰａ以下と小さい銅合金板材が記載されている。しかし、この特許文献５は、ヤング率を低下することを課題とするものではあるが、ＴＤ方向のヤング率に着目してこれを低く制御することについては記載がない。

【００１９】

また、特許文献６には、時効処理時に銅合金中の結晶粒界近傍に所定の幅で無析出帯（ＰＦＺ）を形成し、圧延平行方向の引張強度（ＴＳ（ＬＤ））、Ｎｉ含有量、母材の平均結晶粒径、無析出帯（ＰＦＺ）の幅、及び結晶粒界上の化合物の粒子径が所定の関係を満たすように制御することによって、その実施例にはヤング率が１３０ＧＰａである銅合金板材が記載されている。しかし、この特許文献６は、ＴＤ方向のヤング率については言及がなく、ＴＤ方向のヤング率に着目してこれを低く制御することについては記載がない。

【先行技術文献】

【特許文献】

【００２０】

【特許文献１】特開２０１１－８４７６４号公報
【特許文献２】特開２０１１－２３１３９３号公報
【特許文献３】特開２０１１－１７０７０号公報
【特許文献４】特許第５１１７６０２号公報
【特許文献５】国際公開ＷＯ２０１１／０６８１３４Ａ１号公報
【特許文献６】国際公開ＷＯ２００９／１０４６１５Ａ１号公報

【非特許文献】

【００２１】
【非特許文献１】尾中ら：日本金属学会誌　Ｖｏｌ．６３，Ｎｏ．１０（１９９９），ｐｐ　１２８３－１２８９
【発明の概要】
【発明が解決しようとする課題】
【００２２】
このように、従来、ＴＤ方向のヤング率を低く制御した銅合金板材は知られておらず、その提供が要求されていた。
上記のような課題に鑑み、本発明の目的は、ＴＤ方向のヤング率が低く、かつ、ＴＤ方向に高い耐力を有し、耐疲労特性に優れた、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、その他の端子材、リレー、スイッチ、ソケットなどに適した銅合金板材を提供することにある。
【課題を解決するための手段】
【００２３】
本発明者らは、種々の検討を重ね、電気・電子部品用途に適した銅合金板材について研究を行った。その結果、本発明者らは、Ｃｕ－Ｎｉ－Ｓｉ系の銅合金板材において、所定の方向を向いたアスペクト比０．３以下の扁平な結晶粒の密度と、さらに、隣接する結晶粒間のずれ角が３０°以上である結晶粒界の単位面積あたりの長さとを適正に制御した金属組織とすることによって、圧延垂直方向（ＴＤ）のヤング率を低く制御することができることを見出した。また、本発明者らは、上記所定の金属組織を実現するための特定の工程を有してなる銅合金板材の製造方法を見出した。本発明は、これらの知見に基づき完成するに至ったものである。
【００２４】
すなわち、本発明によれば、以下の手段が提供される。
（１）Ｎｉを１．０～５．０質量％、Ｓｉを０．１～２．０質量％、並びにＢを０．１０質量％以下、Ｍｇを１．８０質量％以下、Ｐを０．０５質量％以下、Ｃｒを０．５０質量％以下、Ｍｎを０．１６質量％以下、Ｆｅを０．０５質量％以下、Ｃｏを０．０５質量％以下、Ｚｎを０．５１質量％以下、Ｚｒを０．１０質量％以下、Ａｇを０．０５質量％以下及びＳｎを０．５０質量％以下からなる群から選ばれる少なくとも１種を合計で０．１０～３．０質量％含有し、残部が銅及び不可避不純物からなる銅合金板材であって、
圧延面における解析で、結晶粒の短径／長径の比で表わされるアスペクト比が０．３以下の結晶粒であり、かつ、ＴＤ方向から±３０°以内を向いた結晶粒について、前記結晶粒の密度が０．０３０個／μｍ^{2}以下であり、かつ、隣接する結晶粒間のずれ角が３０°以上である結晶粒界の単位面積あたりの長さが０．８μｍ／μｍ^{2}以下であることを特徴とする銅合金板材。
（２）板材に一定の応力を加えた際の変位量を示す、引張試験で測定した、ＴＤ方向のヤング率が１２５ＧＰａ以下であり、たわみ試験で測定したＴＤ方向のたわみ係数が１１５ＧＰａ以下、ＴＤ方向の耐力が６００ＭＰａ以上であり、導電率が２０％ＩＡＣＳ以上であり、かつ、耐応力緩和特性として１５０℃で１０００時間保持後の応力緩和率（ＳＲ）が２０％以下である（１）に記載の銅合金板材。
（３）板バネ疲労試験による耐疲労特性が、負荷応力５００ＭＰａ以上で、繰り返し回数が10^6回以上である（１）又は（２）に記載の銅合金板材。
（４）Ｎｉを１．０～５．０質量％、Ｓｉを０．１～２．０質量％、並びにＢを０．１０質量％以下、Ｍｇを１．８０質量％以下、Ｐを０．０５質量％以下、Ｃｒを０．５０質量％以下、Ｍｎを０．１６質量％以下、Ｆｅを０．０５質量％以下、Ｃｏを０．０５質量％以下、Ｚｎを０．５１質量％以下、Ｚｒを０．１０質量％以下、Ａｇを０．０５質量％以下及びＳｎを０．５０質量％以下からなる群から選ばれる少なくとも１種を合計で０．１～３．０質量％含有し、残部が銅及び不可避不純物からなる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［工程１］、

加工率１０％以下の冷間圧延１［工程２］、
保持温度３００～７００℃で保持時間１分～５時間の予備焼鈍［工程３］、
保持温度７００℃以上で５分～２０時間の均質化熱処理［工程４］、
熱間圧延［工程５］、
水焼入れ［工程６］、
面削［工程７］、
５０％以上の加工率の冷間圧延２［工程８］、
昇温速度５～１５℃／秒、保持温度３００～７００℃、保持時間１秒～１０時間の中間溶体化熱処理［工程９］、
１０～９９％の加工率の冷間圧延３［工程１０］、
到達温度７００～１０２０℃、保持時間１秒～６０秒の溶体化熱処理［工程１１］、
保持温度３００～６００℃、保持時間１０分～２０時間の時効析出熱処理［工程１２］、
酸洗［工程１３］、及び
圧延加工率８～８０％の仕上げ冷間圧延［工程１４］
の各工程をこの順に施すことを特徴とする（１）～（３）のいずれか１項に記載の銅合金板材を製造する方法。
（５）前記仕上げ冷間圧延［工程１４］の後で、保持温度３００～６００℃、保持時間１秒～６０秒の歪取り焼鈍［工程１５］を施す（４）に記載の銅合金板材の製造方法。

【発明の効果】
【００２５】
本発明の銅合金板材は、所定の合金組成を有し、アスペクト比が０．３以下の結晶粒であり、その長軸がＴＤ方向から±３０°以内を向いた結晶粒の密度が０．３個／μｍ^{2}以下であり、かつ、隣接する結晶粒間のずれ角が３０°以上である結晶粒界の単位面積あたりの長さが０．８μｍ／μｍ^{2}以下である金属組織を有することによって、ＴＤ方向のヤング率が低く、ＴＤ方向の耐力が高く、耐疲労特性に優れ、電気・電子機器や自動車車載用部品などの用途に好適なものである。この本発明の銅合金板材は、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、その他の端子材、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。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。
【図面の簡単な説明】
【００２６】
【図１】図１は、母相Ｍに対してそれぞれ第二相Ωを有する複相材料を模式的に示す説明図である。図１（Ａ）にＴｙｐｅ　Ａとして示した複相材料は、母相Ｍに対して、第二相Ωの形状が、図中に上下方向の矢印で示した応力軸に垂直な板状である場合を示す。一方、図１（Ｂ）にＴｙｐｅ　Ｂとして示した複相材料は、母相Ｍに対して、第二相Ωの形状が、図中に上下方向の矢印で示した応力軸に平行な連続繊維状である場合を示す。
【図２】図２は、圧延方向（ＲＤ）と垂直な方向（ＴＤ）に結晶粒の向きが揃うように結晶粒を制御した様子を模式的に示す説明図である。図２（Ａ）は、結晶粒の配向制御前のランダムな状態であり、図２（Ｂ）は、結晶粒の向きが揃った状態である。
【図３】図３は、実施例で用いた板バネ疲労試験装置を模式的に示す説明図である。
【図４】図４は、実施例で用いた耐応力緩和特性試験装置を模式的に示す説明図である。
【発明を実施するための形態】
【００２７】
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。なお、本発明における「板材」には、「条材」も含むものとする。
【００２８】
［アスペクト比０．３以下の扁平粒の配向を制御した金属組織］
銅合金板材のＴＤ方向（Ｔｒａｎｓｖｅｒｓｅ　Ｄｉｒｅｃｔｉｏｎ。本書において、

圧延垂直方向、又は単にＴＤともいう。）のヤング率を低下させるために、本発明者らはヤング率制御と組織の相関について詳細に調査した。その結果、板材ＮＤ方向から組織観察した際に、つまり圧延面を観察・解析した場合に、前記アスペクト比が０．３以下の比較的扁平な結晶粒の配向を制御するとともにその結晶粒の密度を低く制御することによって、ＴＤ方向のヤング率を低く制御することができることがわかった。詳細には、母相の結晶粒の長径がＴＤ方向に向いて配列した扁平粒の密度を低く制御するとともに、粒界のずれ角が３０°以上と大きい結晶粒界の単位面積あたりの長さを小さく制御することによって、ＴＤ方向のヤング率を低く制御することができることがわかった。ここで、結晶粒の長径がＴＤ方向に向いて配列するとは、本発明で規定するところのアスペクト比が０．３以下の結晶粒がＴＤ方向から±３０°以内を向いた状態であることをいう（例えば図２（Ｂ））。

【００２９】

本発明の銅合金板材においては、その金属組織について、圧延面における解析で、アスペクト比が０．３以下の結晶粒であり、ＴＤから±３０°以内を向いた結晶粒の密度を０．０３０個／μｍ^{2}以下とし、かつ、隣接する結晶粒間での結晶粒界のずれ角が３０°以上である結晶粒界の単位面積あたりの長さを０．８μｍ／μｍ^{2}以下とする。以下、本書において、前記アスペクト比が０．３以下の結晶粒を、扁平な結晶粒又は扁平粒ともいう。また、前記「隣接する結晶粒間のずれ角が３０°以上である結晶粒界」を「粒界のずれ角が大きい結晶粒界」ともいう。本発明によれば、このような扁平粒の密度を適正に小さく、かつ、粒界のずれ角が大きい結晶粒界の単位面積あたりの長さを適正に短く、それぞれ制御することによって、得られる銅合金板材の特性として、圧延垂直方向（ＴＤ方向）のヤング率が低い値、例えば１２５ＧＰａ以下、を示すものである。

【００３０】

本発明の銅合金板材の金属組織については、前記扁平粒の密度が０．０３０個／μｍ^{2}以下であることが好ましく、０．０２５個／μｍ^{2}以下であることがより好ましい。また、本発明の銅合金板材の金属組織については、前記粒界のずれ角が大きい結晶粒界の長さが単位面積（１μｍ^2）あたりの長さとして０．８μｍ／μｍ^{2}以下であることが好ましく、０．７μｍ／μｍ^{2}以下であることがより好ましい。さらに、本発明の銅合金板材の金属組織において、前記扁平粒の平均面積が３．０μｍ^{2}以下であることが好ましく、２．５μｍ^{2}以下であることがより好ましい。このような扁平な結晶粒は、例えば、鋳造［工程１］後の、冷間圧延１［工程２］と予備焼鈍［工程３］の各工程を適正に行うことによって形成し、かつ、その配向を制御することができる。

【００３１】

本発明においては、結晶粒の平均面積と粒径（長径及び短径）、さらには結晶粒界の長さをＥＢＳＤ法で観察及び解析することによって求める。所定の観察領域内において、母材の個々の結晶粒についてその最長の粒径を長径ａ（μｍ）とし、その最短の粒径を短径ｂ（μｍ）とし、これらの長径ａと短径ｂの各平均値を求める。本発明においてアスペクト比とは、それぞれ直線であるこれらの長径ａと短径ｂについて各平均値を求め、前記の各平均値から得られる短径／長径の比、つまり比ｂ／ａの値をいう。

【００３２】

［平均結晶粒径（長径と短径の平均値）］

本発明において、母材の平均結晶粒径は、特に制限されるものではないが、通常１０～６０μｍである。ここで、平均結晶粒径とは、前記長径ａ（μｍ）の平均値である。また、短径ｂ（μｍ）の平均値は、特に制限されるものではないが、通常５～４０μｍである。本発明においては、長径ａは短径ｂよりも長い。

【００３３】

［扁平粒の配向とヤング率の関係］（非特許文献１より）

図１に、連続繊維を含む複相材料を模式的に示す。図１（Ａ）にＴｙｐｅ　Ａとして示した複相材料は、母相Ｍに対して、第二相Ωの形状が、図中に上下方向の矢印で示した応力軸に垂直な板状である場合を示す。一方、図１（Ｂ）にＴｙｐｅ　Ｂとして示した複相

材料は、母相Ｍに対して、第二相Ωの形状が、図中に上下方向の矢印で示した応力軸に平行な連続繊維状である場合を示す。

【００３４】

等ひずみ条件の仮定の下での初等的な解析では、母相Ｍのヤング率をE_M、第二相Ωのヤング率をE_Ωとすると、母相Ｍと強化相Ωにおける応力がともに外部応力σ^0に等しいと考えてそれぞれの相内の弾性ひずみε_Mとε_Ω（応力軸方向の伸びひずみ）をそれぞれ

$\varepsilon_M = \sigma^0 / E_M$と$\varepsilon_\Omega = \sigma^0 / E_\Omega$・・・（１）

と見積もる。これは、Ｒｅｕｓｓ近似とも言われる。このＲｅｕｓｓ近似の下での板状積層材（複相材料）（Ｔｙｐｅ　Ａ、図１（Ａ））のヤング率$E_{A(R)}$は、第二相Ωの体積分率をV_fとすると、

$E_{A(R)} = \sigma^0 / \{V_f \varepsilon_\Omega + (1-V_f)\varepsilon_M\} = 1 / [(V_f / E_\Omega) + \{(1-V_f) / E_M\}]$・・・（２）

となる。

【００３５】

一方、等ひずみ条件の仮定の下での初等的な解析では、繊維強化材については母相Ｍと強化相Ωにおける応力軸方向の弾性伸びひずみがともに等しい値ε_uになると考える。この弾性ひずみε_uが各相内の応力σ_Mとσ_Ωを

$\sigma_M = E_M \varepsilon_u$と$\sigma_\Omega = E_\Omega \varepsilon_u$・・・（３）

として与える。ここで、応力の分配条件

$\sigma^0 = V_f \sigma_\Omega + (1-V_f)\sigma_M$・・・（４）

を使うと、等ひずみ条件での繊維強化材（複相材料）（Ｔｙｐｅ　Ｂ、図１（Ｂ））のヤング率$E_{B(v)}$は、

$E_{B(v)} = \sigma^0 / \varepsilon_u = V_f E_\Omega + (1-V_f) E_M$・・・（５）

というヤング率の混合則の形式で与えられる。この等ひずみ条件はＶｏｉｇｈｔ（フォークト）近似とも呼ばれる。

【００３６】

以上の見積もりから、前記（２）と（５）の$E_{A(R)}$、$E_{B(v)}$の関係は

$E_{B(v)} > E_{A(R)}$・・・（６）

となる。これより、$E_{B(v)}$（Ｔｙｐｅ　Ｂ、図１（Ｂ））の方が、$E_{A(R)}$（Ｔｙｐｅ　Ａ、図１（Ａ））よりも、ヤング率が高いことがわかった。

【００３７】

そこで、本発明ではこのような知見に基づき、前記Ｔｙｐｅ　Ｂ、つまり図１（Ｂ）に示した結晶粒の状態を低減させるように配向制御しようとするものである。すなわち、本発明は、Ｔｙｐｅ　Ｂ、つまり図１（Ｂ）に示した組織が少なくなることで、ヤング率の低下を図るものである。このような配向制御をしながら、かつ、所定の低いアスペクト比を有する粒子の密度を低減させるとともにずれ角が大きい結晶粒界の単位面積あたりの長さを低減させるように制御することで、得られる銅合金板材のヤング率を低下させるものである。

【００３８】

［ＥＢＳＤ法］

本発明における上記扁平粒、結晶粒界の観察と解析には、ＥＢＳＤ法を用いる。ＥＢＳＤとは、Ｅｌｅｃｔｒｏｎ　ＢａｃｋＳｃａｔｔｅｒ　Ｄｉｆｆｒａｃｔｉｏｎの略で、走査電子顕微鏡（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を利用した結晶方位解析技術のことである。本発明ではＥＢＳＤ法を、結晶方位ではなく、結晶粒の平均面積と形状（アスペクト比）とを解析するために用いる。本発明におけるＥＢＳＤ測定では、結晶粒を２００個以上含む、１００μｍ×２００μｍの試料面積に対し、０．１μｍステップでスキャンし、結晶粒の平均面積と形状、結晶粒界の長さを解析する。前記測定面積及びスキャンステップは、試料の結晶粒の大きさに応じて決定すればよく、本発明では１００×２００μｍ、０．１μｍとする。測定後の結晶粒の解析には、ＴＳＬ社製の解析ソフトＯＩＭ　Ａｎａｌｙｓｉｓ（商品名）を用いる。

【００３９】
ＥＢＳＤ法による結晶粒の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の深さまでの情報を含んでいるが、測定している広さに対して充分に小さい為、本明細書中では結晶粒の平均面積として記載した。また、結晶粒の平均面積は板厚方向で異なる為、板厚方向で何点かを任意にとって平均を取ることが好ましい。
【００４０】
本発明においては、圧延面におけるＥＢＳＤ法を用いた解析によって、前記アスペクト比や面積など各結晶粒の性状を求める。ここで、圧延面における解析とは、板厚方向（Ｎｏｒｍａｌ　Ｄｉｒｅｃｔｉｏｎ；ＮＤ）から板材の圧延面を観察し解析することをいう。本発明によれば、圧延方向（ＲＤ）と垂直な圧延垂直方向（ＴＤ）に結晶粒の向きが揃うように結晶粒の配向を制御する。この様子を図２に示す。図では、紙面と平行に圧延面を示した。図２（Ａ）は、結晶粒の配向制御前のランダムな状態である。これを、所定の熱処理と加工に付すことによって、図２（Ｂ）に示すように結晶粒の向きが揃った状態とする。
【００４１】
図２（Ｂ）は、圧延方向（ＲＤ）に対して垂直な圧延垂直方向（ＴＤ）から±３０°以内に全ての結晶粒の向きが揃っている状態の代表例として、全ての結晶粒がＴＤと平行に配向した状態を模式的に示した。ＴＤと平行とは、ＴＤに対して結晶粒の向きのずれが０°であることをいう。
ここで、結晶粒の向きのＴＤに対するずれとは、個々の結晶粒の長径を通る直線を結晶の向きとする場合、その向きがＴＤから何度ずれているかをいう。
本発明においては、結晶粒の向きのＴＤに対するずれを、±３０°以内とする。
【００４２】
［必須添加元素］
本発明の銅合金への必須添加元素の含有量とその作用について示す。
【００４３】
（Ｎｉ）
Ｎｉは、後述するＳｉとともに含有されて、時効析出熱処理で析出したNi_2Si相を形成して、銅合金板材の強度の向上に寄与する元素である。Ｎｉの含有量は１．０～５．０質量％であり、好ましくは１．５～４．７質量％であり、さらに好ましくは２．０～４．５質量％である。
Ｎｉの含有量を前記範囲とすることによって、前記Ni_2Si相を適正に形成させ、銅合金板材の引張強さを高めることができる。また、導電率も高い。また、熱間圧延加工性も良好である。
【００４４】
（Ｓｉ）
Ｓｉは、前記Ｎｉとともに含有されて、時効析出熱処理で析出したNi_2Si相を形成して、銅合金板材の強度の向上に寄与する。Ｓｉの含有量は０．１～２．０質量％であり、好ましくは０．２～１．８質量％であり、さらに好ましくは０．６～１．５質量％である。Ｓｉの含有量は化学量論比でＮｉ／Ｓｉ＝４．２とするのが最も導電率と強度のバランスがよい。そのためＳｉの含有量は、Ｎｉ／Ｓｉが２．５～７．５の範囲となるようにするのが好ましく、より好ましくは３．０～６．５である。
Ｓｉの含有量を前記範囲とすることによって、銅合金板材の引張強さを高くすることができる。この場合、過剰なＳｉが銅のマトリックス中に固溶して、銅合金板材の導電率を低下させることがない。また、鋳造時の鋳造性や、熱間及び冷間での圧延加工性も良好であり、鋳造割れや圧延割れが生じることもない。
【００４５】
［副添加元素］
次に本発明の銅合金への副添加元素の含有量とその作用について示す。好ましい副添加元素としては、Ｂ、Ｍｇ、Ｐ、Ｃｒ、Ｍｎ、Ｆｅ、Ｃｏ、Ｚｎ、Ｚｒ、Ａｇ、Ｓｎが挙げ

られる。これらの元素は総量で０．１～３．０質量％の含有量であれば、導電率を低下させる弊害を生じることなく、以下に各元素について述べる種々の特性を改善することができるために、本発明の銅合金板材に添加・含有させてもよい。添加効果を充分に活用し、かつ導電率を低下させないための含有量としては、これらの副添加元素の少なくとも１種を総量で、０．１～３．０質量％含有することが好ましく、０．３～１．５質量％がさらに好ましく、０．５～１．０質量％であることがより好ましい。以下に、各元素の添加の作用効果を示す。

【００４６】

（Ｍｇ、Ｓｎ、Ｚｎ）

Ｍｇ、Ｓｎ、Ｚｎは、添加・含有させることで耐応力緩和特性を向上する。それぞれを単独で添加した場合よりも併せて添加した場合に相乗効果によって更に耐応力緩和特性が向上する。また、半田脆化が著しく改善する効果がある。

【００４７】

（Ｍｎ、Ａｇ、Ｂ、Ｐ）

Ｍｎ、Ａｇ、Ｂ、Ｐは添加・含有させると熱間加工性を向上させるとともに、強度を向上する。

【００４８】

（Ｃｒ、Ｚｒ、Ｆｅ）

Ｃｒ、Ｚｒ、Ｆｅは、化合物や単体として微細に析出し、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。

【００４９】

（Ｃｏ）

Ｃｏは、合金中でＳｉとともに、Co_2Siの金属間化合物の析出物を形成して析出強化による強度向上に寄与する。

【００５０】

［銅合金板材の製造方法］

次に、本発明の銅合金板材の好ましい製造条件について説明する。

【００５１】

まず、従来の析出型銅合金の製造方法について述べる。

従来の製造方法では、銅合金素材を溶解・鋳造［工程１－１］して鋳塊を得て、これを均質化熱処理［工程１－２］し、熱間圧延［工程１－３］、水冷［工程１－４］、酸化スケール除去のために面削［工程１－５］、冷間圧延［工程１－６］をこの順に行い薄板化し、７００～１０００℃の温度範囲で中間溶体化熱処理［工程１－７］を行って溶質原子を再固溶させた後に、時効析出熱処理［工程１－８］と仕上げ冷間圧延［工程１－９］によって必要な強度（但し、低いヤング率ではない）を満足させるものである。

【００５２】

これに対して、本発明の銅合金板材の製造方法の一つの実施形態においては、所定の合金組成を与える銅合金素材を溶解、鋳造［工程１］後に、加工率１０％以下で冷間圧延１［工程２］し、３００～７００℃で１分～５時間の予備焼鈍［工程３］を行った後、７００℃以上で５分～２０時間の均質化熱処理［工程４］を施すことで、組織内において微細な扁平粒が形成される。その後、熱間圧延［工程５］を施して所定の板厚とした後、水焼入れ［工程６］することで、組織内において扁平粒が粒成長して所望の粒径となる。その後、酸化スケール除去の為に面削［工程７］する。その後、５０％以上の加工率で冷間圧延２［工程８］を行う。その後、昇温速度５～１５℃／秒、保持温度３００～７００℃、保持時間１秒～１０時間の中間溶体化熱処理（中間焼鈍ともいう）［工程９］を施した後に、１０～９９％の加工率で冷間圧延３［工程１０］を施すことによって、既に形成された扁平粒内で新たに結晶粒の核が生成し、部分的に再結晶し、一定の密度で分散する。また、同時に扁平粒がＴＤ方向に配向するとともに、隣り合う結晶粒同士の粒界のずれ角度が３０°以上である高角粒界の密度を維持する。その後、溶体化熱処理［工程１１］、時

効析出熱処理［工程１２］、表面の酸化膜を落とす酸洗［工程１３］、仕上げ冷間圧延［工程１４］をこの順で施し、さらに必要によって、その後に歪取り焼鈍（低温焼鈍ともいう）［工程１５］を施してもよい。

また、前記扁平粒の形成と配向の制御の点では、鋳造［工程１］後の、冷間圧延１［工程２］と予備焼鈍［工程３］の２つの工程によって、銅合金内の等軸晶、柱状晶それぞれの結晶内に扁平粒の核を形成させていると考えられる。

本発明においては、前記［工程１］から［工程１５］の全ての工程をこの順に施すことが好ましい。

【００５３】

但し、必要に応じて、冷間圧延１［工程２］と予備焼鈍［工程３］を適宜（好ましくは１～５回）各々前記条件で繰り返し行ってもよい。

また、必要に応じて、中間焼鈍［工程９］と冷間圧延３［工程１０］を適宜（好ましくは１回～５回）各々前記条件で繰り返して行ってもよい。

また、低温焼鈍［工程１５］を省略してもよい。

さらに、溶体化熱処理［工程１１］の後で冷間圧延４［工程１１’］を行ってもよい。この冷間圧延４［工程１１’］は、例えば、前記冷間圧延３［工程１０］と同様の条件で行うことができる。

【００５４】

以下に、各工程の条件をより詳細に設定した好ましい実施態様について説明する。

少なくともＮｉを１．０～５．０質量％及びＳｉを０．１～２．０質量％含有し、他の副添加元素については必要により適宜含有するように各元素を配合し、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より溶解し、これを鋳造［工程１］して鋳塊を得る。鋳造［工程１］での鋳造条件は、０．１～１００℃／秒の冷却速度とすることが好ましい。この鋳塊を、例えば大型冷間圧延機を用いて、合計加工率１０％以下となるよう冷間圧延１［工程２］を行う。この冷間圧延１［工程２］は複数回の圧延パス（好ましくは１回～１０回）で行ってもよいが、（合計）圧延率が０％を超えるように必ず１回は冷間圧延を施す。

【００５５】

次に、保持温度３００～７００℃で保持時間１分～５時間の予備焼鈍［工程３］し、再熱して保持温度７００℃以上１１００℃以下で５分～２０時間保持する均質化熱処理［工程４］した後、熱間圧延［工程５］にて、所定の板厚まで加工する。なお、熱間圧延［工程５］の最終温度は４００℃であり、その後は水冷［工程６］し、圧延表面の酸化スケール除去のために面削［工程７］を行う。

【００５６】

次に、５０％以上９９％以下の加工率で冷間圧延２［工程８］を行い、昇温速度５～１５℃／秒、保持温度３００～７００℃、保持時間１秒～１０時間の中間焼鈍［工程９］を行う。その後、圧延率１０～９９％の加工率で加工する冷間圧延３［工程１０］を行い、到達温度７００～１０２０℃、保持時間１秒～６０秒の溶体化熱処理［工程１１］を施し、添加元素を再固溶させる。この溶体化熱処理［工程１１］は、到達温度までの昇温速度、冷却速度ともに１００℃／秒以上とする。

【００５７】

次に、析出強化のため、保持温度３００～６００℃、保持時間１０分～２０時間の時効析出熱処理［工程１２］を施す。この時効析出熱処理後の板材の表面を酸洗［工程１３］する。この後、圧延加工率８～８０％にて仕上圧延［工程１４］に付して、所望の板厚と強度に調整する。次に、保持温度３００～６００℃、保持時間１秒～６０秒で低温焼鈍［工程１５］して、目的の銅合金板材を得る。低温焼鈍［工程１５］後には、最終製品の板幅（条幅）に調整するために、スリット［工程１６］を行ってもよい。

【００５８】

本実施形態において、冷間圧延１［工程２］は、合計加工率１０％以下の圧延加工で、粗大な鋳造組織や偏析を破壊し、均一な組織にするための加工である。ここで、圧延加工

率が低すぎると、鋳塊に対して十分な加工ひずみが入らず、粗大な鋳造組織が残存してしまう。
次に、３００～７００℃で１分～５時間の予備焼鈍［工程３］では、冷間圧延１［工程２］で導入した加工ひずみを開放し、扁平な結晶粒の核を抑制する。
熱間圧延［工程５］では、均質化熱処理温度（７００℃以上１１００℃以下）から８００℃までの温度域で、動的再結晶による結晶粒の微細化のための加工を行う。
冷間圧延２［工程８］では、所定の板厚となるまで加工を施す。
その後の中間焼鈍［工程９］では、熱間圧延［工程５］にて微細化した結晶粒と、不均一な歪を加えた組織を、部分的に再結晶させる。また、中間焼鈍［工程９］は、冷間圧延２［工程８］で導入した加工ひずみの部分的な開放により、扁平粒の核を低減しつつ、隣り合う結晶粒との角度が３０°以上の高角粒界の密度を維持する、精密な熱処理である。
溶体化熱処理［工程１１］では、添加元素を固溶させる。このとき、到達温度が高すぎると、扁平な結晶粒が成長してしまい、目的の組織が得られなくなるため、到達温度を精密に制御する。
【００５９】
上記の、溶解・鋳造［工程１］後の各工程について、さらに好ましい条件を例示すると以下のとおりである。
【００６０】
冷間圧延１［工程２］は好ましくは圧延加工率８％以下、より好ましくは６％以下である。
予備焼鈍［工程３］では、保持温度は好ましくは３５０～６５０℃、より好ましくは４００～６００℃である。また、その保持時間は好ましくは５分間～４時間、より好ましくは１０分～３時間である。
熱間圧延［工程５］では、好ましくは１０１０℃以下、より好ましくは１０００℃以下で、数～数十パスの圧延を施す。
冷間圧延２［工程８］では、好ましくは５５％以上、より好ましくは６０％以上の圧延加工を施す。
【００６１】
中間焼鈍［工程９］では、保持温度は好ましくは３５０～６５０℃、より好ましくは４００～６００℃である。また、その保持時間は好ましくは１分～８時間、より好ましくは１０分～５時間である。
溶体化熱処理［工程１１］では、到達温度は好ましくは７５０℃～１０００℃、より好ましくは８００～９８０℃である。また、その保持時間は好ましくは３秒～５０秒、より好ましくは６秒～４０秒である。
時効析出熱処理［工程１２］では、保持温度は好ましくは３５０～６００℃、より好ましくは４００～６００℃である。また、その保持時間は好ましくは３０分～１５時間、より好ましくは１時間～１０時間である。
時効析出熱処理［工程１２］後の材料表面の酸化スケール除去には、酸洗［工程１３］を施す。
【００６２】
また、各圧延後の形状が良好でない場合には、例えばテンションレベラーなどによる矯正を、必要に応じて導入してもよい。但し、圧延後の板材の形状が良好であれば、この矯正工程は省略することができる。
【００６３】
ここで、加工率（又は圧延率、圧延加工率ともいう）は次式によって定義される値である。
加工率（％）＝｛（t_1－t_2）／t_1｝×１００
式中、t_1は圧延加工前の厚さを、t_2は圧延加工後の厚さをそれぞれ表わす。
【００６４】
［銅合金板材の板厚など］

本発明の銅合金板材の板厚は、特に制限されるものではないが、通常、０．０５～０．５ｍｍである。

本発明の銅合金板材の板幅は、特に制限されるものではないが、通常、１０～７５０ｍｍである。また、条材としては、条幅は、特に制限されるものではないが、通常、１．０～３００ｍｍである。

【００６５】

［銅合金板材の特性］

上記内容を満たすことで、例えばコネクタ用銅合金板材に要求される特性を満足することができる。本発明において、銅合金板材は下記の特性を有することが好ましい。各特性の詳細な測定条件は、特に断らない限り以下の実施例に記載のとおりとする。

【００６６】

・ＴＤ方向のヤング率が１２５ＧＰａ以下であることが好ましい。より好ましくは、１２３ＧＰａ以下である。さらに好ましくは、１２０ＧＰａ以下である。

・ＴＤ方向のたわみ係数が１１５ＧＰａ以下であることが好ましい。より好ましくは、１１３ＧＰａ以下である。さらに好ましくは、１１０ＧＰａ以下である。

・ＴＤ方向の０．２％耐力が６００ＭＰａ以上であることが好ましい。より好ましくは７５０ＭＰａ以上、さらに好ましくは８００ＭＰａ以上である。

・耐疲労特性が、板材への負荷応力５００ＭＰａ、繰り返し回数10^6回の条件にて破断しないことが好ましい。

・導電率が２０％ＩＡＣＳ以上であることが好ましい。さらに好ましくは２５％以上である。

・耐応力緩和特性として、１５０℃で１０００時間保持後の応力緩和率（ＳＲ）が２０％以下であることが好ましい。さらに好ましくは１５％以下である。

【実施例】

【００６７】

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。

【００６８】

（実施例１～実施例１６、比較例１～比較例２１）

実施例１～実施例１６について、表１に示す組成となるように、主原料Ｃｕと必須添加元素ＮｉとＳｉに、必要により各種の副添加元素を配合し、残部がＣｕと不可避不純物からなる合金素材（合金原料）を得た。各合金原料を高周波溶解炉により溶解し、それぞれ０．１～１００℃／秒の冷却速度で鋳造［工程１］して鋳塊を得た。各鋳塊を、合計加工率１０％以下で冷間圧延１［工程２］を施し、保持温度３００～７００℃、保持時間１分～５時間で予備焼鈍［工程３］を行った。次に、再熱して保持温度７００～１１００℃で５分～２０時間保持する均質化熱処理［工程４］し、１０２０℃以下で熱間圧延［工程５］を行った。熱間圧延［工程５］の終了温度は４００℃とした。その後、水焼入れ［工程６］と、引続いて、酸化スケールを除去するために面削［工程７］した後、加工率５０％以上９９％以下の冷間圧延２［工程８］を施した。この面削された加工材に、大型の焼鈍炉（例えばＢＥＬ炉）にて昇温速度５～１５℃／秒、保持温度３００～７００℃、保持時間１秒～１０時間にて中間焼鈍［工程９］を行った。その後、加工率１０～９９％で冷間圧延３［工程１０］を行った。その後、到達温度７００～１０２０℃、保持時間１～６０秒で溶体化熱処理［工程１１］を施した後、到達温度３００～６００℃、保持時間１０分～２０時間の時効析出熱処理［工程１２］を行った。その後、表面の酸化膜を除去する為に、酸洗［工程１３］し、加工率８～８０％の仕上冷間圧延［工程１４］を行い、最後に保持温度３００～６００℃で、保持時間１秒～６０秒の低温焼鈍［工程１５］を施し、各供試材とした。

【００６９】

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。なお、熱間圧延［工程５］での加

工温度は、圧延機の入り側と出側に設置してある放射温度計により測定した。

【００７０】

これとは別に、表１に示す組成の比較例１～比較例２１について、前記実施例と同様にして、各供試材を得た。但し、比較例１～比較例２１は、以下の点で前記実施例での製造条件とは異なる。

【００７１】

比較例１、４～６では、冷間加工での合計加工率が大きすぎて冷間圧延１［工程２］が規定の範囲外であり、また、保持温度が高すぎて予備焼鈍［工程３］も規定の範囲外であった。

比較例２では、冷間加工での合計加工率が大きすぎて冷間圧延１［工程２］が規定の範囲外であり、また、保持温度が低すぎて、かつ、保持時間も短すぎて予備焼鈍［工程３］も規定の範囲外であった。

比較例３、１３では、冷間加工での合計加工率が大きすぎて冷間圧延１［工程２］が規定の範囲外であった。

比較例７では、冷間圧延１［工程２］は行わなかった。

比較例８～１１では、冷間圧延１［工程２］と予備焼鈍［工程３］のいずれも行わなかった。

比較例１２では、冷間加工での合計加工率が大きすぎて冷間圧延１［工程２］が規定の範囲外であり、また、保持温度が低すぎて予備焼鈍［工程３］も規定の範囲外であった。

比較例１４では、予備焼鈍［工程３］は行わなかった。

【００７２】

比較例１５では、副添加元素の合計含有量が多すぎた。

比較例１６～２１では、ＮｉとＳｉのそれぞれもしくはいずれも、含有量が多すぎたか又は少なすぎた。

【００７３】

これらの本発明に従った実施例及び比較例の供試材について下記の特性調査を行った。ここで、供試材の最終板厚は０．０８ｍｍとした。

【００７４】

ａ．アスペクト比０．３以下の扁平粒の密度、平均面積

各供試材の圧延面におけるＥＢＳＤ測定にて、１００μｍ×２００μｍの範囲で、スキャンステップ０．１μｍの条件で測定を行った。測定結果の解析において、測定範囲中の全結晶粒から、アスペクト比が０．３以下の結晶粒（扁平粒）を抽出した。その扁平粒から長軸がＴＤ方向に対して±３０°以内に配向している結晶粒をさらに抽出した。その抽出した扁平粒について、密度、平均結晶粒面積を算出した。

【００７５】

ｂ．隣接する結晶粒間のずれ角が３０°以上である結晶粒界の単位面積あたりの長さ

前記ＥＢＳＤ測定にて、各結晶粒界の長さを測定した。測定結果の解析において、隣接する結晶粒間のずれ角が３０°以上である結晶粒界の単位面積あたりの長さを求めた。表２－１～表２－２中には、「≧３０°の結晶粒界の単位面積あたりの長さ［μｍ／μｍ^2］」と示した。

【００７６】

ｃ．ＴＤ方向のヤング率

試験片は、各供試材の圧延垂直方向（圧延方向（ＲＤ）に垂直な方向（ＴＤ））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（つまりＴＤ）に引張試験機により応力を付与し、歪と応力の比例定数を求めた。降伏するときの歪量の８０％の歪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点での測定値から歪と応力の比例定数をＴＤ方向のヤング率として求めた。

【００７７】

ｄ．ＴＤ方向のたわみ係数

試験片は、各供試材の圧延方向に垂直な方向（ＴＤ）に幅０．２５ｍｍ、長さ１．５ｍ

mとなるようにプレスによる打ち抜きで加工した。片持ち梁にて試験片の表裏を１０回ずつ測定し、下式で計算されるたわみ係数Ｅ［ＧＰａ］を、表裏１０回ずつの測定の平均値で示した。

$$E = 4a/b \times (L/t)^3$$

式中、ａ：変位ｆと応力ｗの傾き、ｂ：供試材の幅、Ｌ：固定端と荷重点の距離、ｔ：供試材の板厚である。ここで、傾きａは、変位ｆと応力ｗが比例関係にある弾性領域について傾き（接線）を求めた。

【００７８】

ｅ．ＴＤ方向の耐力［ＹＳ］

たわみ係数測定において、各試験片の弾性限界までの押し込み量（変位）から耐力［ＭＰａ］を算出して、強度つまりＴＤ方向の耐力とした。

耐力［ＭＰａ］　$YS = \{(3E/2) \times t \times (f_{max}/L) \times 1000\}/L$

式中、Ｅ：前記たわみ係数、ｔ：前記板厚、Ｌ：前記固定端と荷重点の距離、f_{max}：弾性限界までの変位（押込み深さ）である。

【００７９】

ｆ．耐疲労特性

耐疲労特性は、ＪＣＢＡ　Ｔ３０８；２００１（銅及び銅合金薄板条の疲労特性試験方法）に準拠し、前記各実施例及び比較例の試料から、圧延方向に平行な方向（つまりＲＤ）と圧延方向に垂直な方向（つまりＴＤ）から供試材を切り出して、それら各々について測定を行った。図３に、試験片を図の上方に振幅させた状態を平面視で示した説明図を示す（板バネ疲労試験）。１は試験片、２はナイフエッジ、３は固定具である。試験片幅は、１０ｍｍ±０．２ｍｍ、試験片の固定トルクは、下部２Ｎ・ｍ、上部３Ｎ・ｍである。試験片の負荷応力値（σ）は、下記の式（ａ）にて求めた。

５００ＭＰａの負荷応力にて両振りで片振幅２．０ｍｍで繰り返し試験を行い、材料が破断するまでの繰り返し回数を求めた。

破断までの繰り返し回数が、圧延平行方向（ＲＤ）と圧延垂直方向（ＴＤ）で切り出した各供試材のいずれも10^6回以上であった場合を「良」、圧延平行方向と圧延垂直方向で切り出した各供試材のいずれかもしくはいずれも10^6回未満であった場合を「不良」とした。

$$\sigma = (3 \times E \times t \times \delta)/(2 \times l^2) \cdots (a)$$

式中、σ：最大曲げ応力（Ｎ／ｍｍ^2）、Ｅ：前記たわみ係数（Ｎ／ｍｍ^2）、ｔ：前記試験片厚さ（ｍｍ）、δ：たわみ量（ｍｍ）、ｌ：試験片セット長さ（ｍｍ）である。

【００８０】

ｇ．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（％ＩＡＣＳ）を算出した。なお、端子間距離は１００ｍｍとした。

【００８１】

ｈ．応力緩和率［ＳＲ］

旧日本電子材料工業会標準規格（ＥＭＡＳ－３００３）に準じ、以下に示すように、１５０℃×１０００時間の条件で測定した。片持ち梁法により耐力の８０％の初期応力を負荷した。

図４は耐応力緩和特性の試験方法の説明図であり、図４（ａ）は熱処理前、図４（ｂ）は熱処理後の状態である。図４（ａ）に示すように、試験台１４に片持ちで保持した試験片１１に、耐力の８０％の初期応力を付与した時の試験片１１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時間保持し、負荷を除いた後の試験片１２の位置は、図４（ｂ）に示すように基準からH_tの距離である。１３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$(H_t - H_1)/\delta_0 \times 100$と算出した。

【００８２】

これらの本発明に従った実施例及び比較例の各供試材について、組成を表１に、製造条

件の一部と得られた金属組織と特性を表２－１～表２－２に、それぞれ示す。

【００８３】

【表１】

表1

	Ni	Si	B	Mg	P	Cr	Mn	Fe	Co	Zn	Zr	Ag	Sn	Cu
実施例1	2.35	0.65	—	0.10	—	0.15	—	—	—	0.50	—	—	0.15	残
実施例2	3.75	0.90	—	0.11	—	0.20	—	—	—	0.51	—	—	0.15	残
実施例3	2.35	0.65	—	0.10	—	0.15	—	—	—	0.50	—	—	0.15	残
実施例4	3.80	0.80	—	1.80	—	—	0.16	—	—	—	—	—	0.50	残
実施例5	2.30	0.55	—	0.10	—	—	—	—	—	0.50	—	—	0.15	残
実施例6	1.00	0.10	—	—	—	0.10	—	0.05	—	—	—	—	—	残
実施例7	3.00	0.70	0.10	0.10	—	0.05	—	—	—	—	0.10	—	—	残
実施例8	3.80	0.95	—	0.11	—	0.20	—	—	—	0.51	—	—	0.15	残
実施例9	3.80	0.85	—	0.11	—	0.20	—	—	—	0.50	—	—	0.15	残
実施例10	3.90	0.90	—	0.10	—	0.18	—	—	—	0.48	—	—	0.16	残
実施例11	4.50	1.45	—	0.15	0.05	0.50	—	—	0.05	—	—	—	—	残
実施例12	4.40	1.40	—	0.10	—	0.20	—	—	—	—	—	0.05	0.10	残
実施例13	2.50	0.70	—	0.10	—	0.15	—	—	—	—	—	—	—	残
実施例14	2.00	0.50	—	0.12	—	0.10	—	—	—	—	0.10	—	—	残
実施例15	3.80	0.85	—	0.12	—	0.20	—	—	—	—	0.10	—	—	残
実施例16	3.80	0.85	—	0.12	—	0.20	—	—	—	—	0.10	—	—	残
比較例1	3.75	0.90	—	0.11	—	0.20	—	—	—	0.51	—	—	0.15	残
比較例2	2.35	0.65	—	0.10	—	0.15	—	—	—	0.50	—	—	0.15	残
比較例3	3.00	0.65	—	0.15	—	—	—	—	—	—	—	—	—	残
比較例4	1.50	0.60	—	—	—	—	—	—	1.10	—	—	—	—	残
比較例5	1.60	0.40	—	—	—	—	—	—	—	0.40	—	—	0.50	残
比較例6	2.80	0.60	—	—	—	—	—	—	—	0.40	—	—	—	残
比較例7	3.80	0.80	—	0.18	—	—	0.16	—	—	—	—	—	-	残
比較例8	3.85	0.82	—	0.19	—	—	0.15	—	—	—	—	—	-	残
比較例9	2.70	0.60	—	—	—	—	—	—	—	0.40	—	—	—	残
比較例10	2.75	0.65	—	—	—	—	—	—	—	0.60	—	—	0.50	残
比較例11	2.30	0.55	—	0.10	—	—	—	—	—	0.50	—	—	0.15	残
比較例12	3.75	0.90	—	0.10	—	—	—	—	—	0.50	—	—	0.15	残
比較例13	2.30	0.55	—	0.10	0.15	—	—	0.10	—	0.50	—	—	0.15	残
比較例14	4.00	1.10	0.05	—	—	—	—	—	1.00	—	0.10	0.05	—	残
比較例15	3.75	1.00	—	1.00	—	0.30	—	—	0.15	0.80	—	—	0.80	残
比較例16	6.00	1.50	—	0.20	—	0.20	0.10	—	—	0.60	—	0.10	0.40	残
比較例17	0.80	0.50	—	0.10	—	—	—	—	0.05	—	—	—	0.50	残
比較例18	5.00	2.10	0.01	—	—	0.20	—	—	0.10	0.50	—	—	—	残
比較例19	1.00	0.05	—	0.10	—	—	0.15	—	—	—	—	—	0.10	残
比較例20	0.90	0.08	—	—	—	0.10	—	—	—	—	0.10	—	—	残
比較例21	5.50	2.10	—	0.12	—	0.15	—	—	—	0.40	—	—	0.10	残

単位：質量%、「－」は含有せず

【００８４】

【表２－１】

表2－1

	製造工程			組織（TD平行に±30°以内のアスペクト比0.3以下の扁平な結晶粒）			特性					
	冷間圧延1［工程2］	予備焼鈍［工程3］		扁平粒の密度［個/μm^2］	扁平粒の平均面積［μm^2］	≧30°の結晶粒界の単位面積あたりの長さ［μm/μm^2］	TDヤング率［GPa］	TD耐力［MPa］	TDたわみ係数［GPa］	耐疲労特性（500MPa、10^{6}回以上）	導電率［%IACS］	耐応力緩和特性（150℃、1000h）［%］
	合計加工率［%］	保持温度［℃］	保持時間［分］									
実施例1	9.5	450	60	0.016	2.30	0.511	110	755	99	良	35.8	10.5
実施例2	7.6	520	29	0.020	2.65	0.725	112	845	105	良	33.1	15.6
実施例3	7.8	600	18	0.028	2.98	0.486	120	804	111	良	33.8	13.4
実施例4	6.2	590	35	0.019	2.95	0.511	118	854	112	良	34.7	13.9
実施例5	5.5	670	110	0.014	2.50	0.533	124	744	111	良	38.6	18.5
実施例6	8.0	660	160	0.010	2.30	0.772	121	625	113	良	40.0	12.3
実施例7	9.0	625	15	0.013	1.25	0.697	122	810	115	良	31.5	14.5
実施例8	8.5	480	57	0.012	1.50	0.788	119	935	108	良	29.1	15.5
実施例9	9.3	420	20	0.020	1.50	0.796	117	892	106	良	35.9	13.6
実施例10	9.8	640	145	0.019	1.70	0.745	123	941	115	良	34.7	16.0
実施例11	7.0	580	40	0.014	1.90	0.665	120	966	110	良	29.8	13.3
実施例12	9.5	690	90	0.010	2.80	0.540	119	984	108	良	26.2	14.3
実施例13	10.0	530	46	0.020	1.10	0.800	105	800	95	良	38.0	10.5
実施例14	5.0	590	300	0.030	2.80	0.472	110	810	100	良	40.0	17.0
実施例15	5.8	300	150	0.020	2.50	0.461	120	700	110	良	35.0	14.0
実施例16	4.5	635	1	0.025	1.60	0.374	115	780	100	良	34.0	15.0

【００８５】

10 20 30 40 50

表2－2

	製造工程			組織（TD平行に±30°以内のアスペクト比0.3以下の扁平な結晶粒）			特性					
	冷間圧延1［工程2］	予備焼鈍［工程3］		扁平粒の密度［個／μm^2］	扁平粒の平均面積［μm^2］	≧30°の結晶粒界の単位面積あたりの長さ［$\mu m/\mu m^2$］	TDヤング率［GPa］	TD耐力［MPa］	TDたわみ係数［GPa］	耐疲労特性（500MPa、10^6回以上）	導電率［%IACS］	耐応力緩和特性（150℃、1000h）［%］
	合計加工率［%］	保持温度［℃］	保持時間［分］									
比較例1	27	705	9	0.150	3.50	0.871	131	854	121	良	35.3	24.8
比較例2	24	240	0.5	0.120	3.97	0.973	134	755	121	良	38.6	22.5
比較例3	17	665	14	0.060	6.23	0.994	130	630	122	良	39.8	18.0
比較例4	19	800	27	0.050	6.34	0.832	131	590	122	良	36.4	16.8
比較例5	14	765	38	0.090	5.11	0.987	137	565	127	良	36.3	20.4
比較例6	15	750	6	0.110	4.96	0.964	131	660	124	良	33.5	21.5
比較例7	－	700	5	0.040	6.51	1.268	145	737	132	不良	27.4	18.6
比較例8	－	－	－	0.150	3.72	0.998	143	860	130	良	22.6	22.0
比較例9	－	－	－	0.090	6.28	1.056	140	800	130	良	34.0	18.0
比較例10	－	－	－	0.130	4.84	0.902	130	740	121	不良	35.5	19.0
比較例11	－	－	－	0.180	7.20	1.005	131	685	122	不良	36.4	26.0
比較例12	33	280	40	0.100	4.64	0.943	136	810	124	不良	29.5	17.5
比較例13	45	630	8	0.060	5.82	0.707	128	740	118	良	33.0	21.0
比較例14	8.0	－	－	0.020	1.46	0.923	127	822	116	不良	19.0	15.0
比較例15	9.0	680	60	0.030	2.30	0.718	123	840	113	良	10.5	12.0
比較例16	7.5	550	20	0.090	2.90	0.800	121	850	115	良	18.0	15.0
比較例17	9.8	620	70	0.150	2.65	0.759	122	560	112	不良	24.0	14.0
比較例18	5.0	660	35	0.080	2.80	0.707	119	920	110	良	19.5	23.0
比較例19	6.5	450	45	0.090	1.95	0.728	124	550	115	不良	24.5	18.0
比較例20	8.0	500	90	0.060	2.40	0.769	120	500	111	不良	23.0	20.0
比較例21	9.0	350	19	0.070	2.60	0.697	123	780	114	良	18.0	21.0

註：「－」は当該処理をしなかったことを示す。

【００８６】

表１及び表２－１に示すように、実施例１～実施例１６では、合金組成は本発明の規定の範囲内であり、また、その製造の際の製造条件は、本発明の製造方法での規定に従って、冷間圧延１［工程２］は、合計圧延加工率が１０％以下で圧延加工し、かつ、予備焼鈍［工程３］は、３００～７００℃で１分～５時間の熱処理を行った。

【００８７】

表２－１に示すように、実施例１～実施例１６は、各特性において良好であった。すなわち、ＴＤ方向に対して長軸が±３０°以内を向いた、アスペクト比が０．３以下の扁平な結晶粒の密度が０．０３０個／μｍ^{2}以下であり、かつ、隣り合う結晶粒とのずれ角が３０°以上の結晶粒界の単位面積（１μｍ^2）あたりの長さが０．８μｍ／μｍ^{2}以下を示した場合、ＴＤ方向のヤング率、耐力、たわみ係数と、耐疲労特性と、導電率及び耐応力緩和特性（応力緩和率）とがいずれも良好であった。

また、その金属組織が、前記扁平な結晶粒の平均面積が３．０μｍ^{2}以下であった場合には、さらに良好な特性を示した。

【００８８】

したがって、本発明の銅合金板材は、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、その他のスイッチ、端子材、リレー、ソケットなどに適した銅合金板材として提供することができる。

【００８９】

これに対し、表１及び表２－２に示す比較例１～比較例２１では、本発明で規定する合金組成、金属組織及び製造方法のいずれか１つ以上を満たさなかった。

その結果、表２－２に示すように、全ての比較例の試料について少なくともいずれか１つの特性が劣る結果となった。

【００９０】

すなわち、比較例１は、実施例２と同じ組成であって合金組成は本発明の規定を満たす。しかし、その製造方法は、冷間圧延１［工程２］も予備焼鈍［工程３］も本発明で規定する条件を外れていた。比較例１は、組織中の扁平粒の制御が不十分であって、組織中の扁平粒の密度と、隣接する結晶粒界のずれ角が３０°以上の結晶粒界の長さ（前記粒界のずれ角が大きい結晶粒界の長さ）のいずれも制御が不十分で大きすぎたため、ＴＤ方向のヤング率、たわみ係数が劣った。比較例１は、耐応力緩和特性にも劣った。

比較例２は、実施例１、３と同じ組成であって合金組成は本発明の規定を満たす。しかし、その製造方法は、冷間圧延１［工程２］も予備焼鈍［工程３］も本発明で規定する条件を外れていた。比較例２は、組織中の扁平粒の制御が不十分であって、組織中の扁平粒の密度と、粒界のずれ角が大きい結晶粒界の長さのいずれも制御が不十分で大きすぎたため、ＴＤ方向のヤング率、たわみ係数が劣った。比較例２は、耐応力緩和特性にも劣った。

【００９１】

比較例３、１３は、いずれも合金組成は本発明の規定を満たす。しかし、その製造方法は、冷間圧延１［工程２］が本発明で規定する条件を外れていた。比較例３、１３は、いずれも組織中の扁平粒の制御が不十分であって、組織中の扁平粒の密度が制御が不十分で大きすぎたため、ＴＤ方向のヤング率、たわみ係数が劣った。比較例１３は、耐応力緩和特性にも劣った。また、比較例３では、粒界のずれ角が大きい結晶粒界の長さも制御が不十分で大きすぎた。

比較例４～６は、いずれも合金組成は本発明の規定を満たす。しかし、その製造方法は、冷間圧延１［工程２］も予備焼鈍［工程３］も本発明で規定する条件を外れていた。比較例４～６は、いずれも組織中の扁平粒の制御が不十分であって、組織中の扁平粒の密度と、粒界のずれ角が大きい結晶粒界の長さのいずれも制御が不十分で大きすぎたため、ＴＤ方向のヤング率、たわみ係数が劣った。比較例４～５は、ＴＤ方向の耐力にも劣った。比較例５、６は、耐応力緩和特性にも劣った。

比較例７は、実施例４と同じ組成であって合金組成は本発明の規定を満たす。しかし、その製造方法は、冷間圧延１［工程２］は行わなかった。比較例７は、組織中の扁平粒の

制御が不十分であって、組織中の扁平粒の密度と、粒界のずれ角が大きい結晶粒界の長さのいずれも制御が不十分で大きすぎたため、ＴＤ方向のヤング率、たわみ係数、耐疲労特性が劣った。

【００９２】

比較例８～１０は、いずれも合金組成は本発明の規定を満たす。しかし、その製造方法は、冷間圧延１［工程２］と予備焼鈍［工程３］のいずれも行わなかった。比較例８～１０は、いずれも組織中の扁平粒の制御が不十分であって、組織中の扁平粒の密度と、粒界のずれ角が大きい結晶粒界の長さのいずれも制御が不十分で大きすぎたため、ＴＤ方向のヤング率、たわみ係数が劣った。比較例８は、耐応力緩和特性にも劣った。比較例１０は、耐疲労特性にも劣った。

比較例１１は、実施例５と同じ組成であって合金組成は本発明の規定を満たす。しかし、その製造方法は、冷間圧延１［工程２］と予備焼鈍［工程３］のいずれも行わなかった。比較例１１は、組織中の扁平粒の制御が不十分であって、組織中の扁平粒の密度と、粒界のずれ角が大きい結晶粒界の長さのいずれも制御が不十分で大きすぎたため、ＴＤ方向のヤング率、たわみ係数、耐疲労特性が劣った。比較例１１は、耐応力緩和特性にも劣った。

【００９３】

比較例１２は、合金組成は本発明の規定を満たす。しかし、その製造方法は、冷間圧延１［工程２］も予備焼鈍［工程３］も本発明で規定する条件を外れていた。比較例１２は、組織中の扁平粒の制御が不十分であって、組織中の扁平粒の密度と、粒界のずれ角が大きい結晶粒界の長さのいずれも制御が不十分で大きすぎたため、ＴＤ方向のヤング率、たわみ係数、耐疲労特性が劣った。

比較例１４は、合金組成は本発明の規定を満たす。しかし、その製造方法は、予備焼鈍［工程３］は行わなかった。比較例１４は、組織中の扁平粒の制御が不十分であって、粒界のずれ角が大きい結晶粒界の長さの制御が不十分で大きすぎたため、ＴＤ方向のヤング率、たわみ係数、耐疲労特性が劣った。比較例１４は、導電性にも劣った。

【００９４】

比較例１５は、冷間圧延１［工程２］と予備焼鈍［工程３］と組織は、本発明の規定を満たしているが、副添加元素の合計含有量が多すぎて合金組成が本発明例の規定を満たさず、導電率が劣った。

比較例１６～２１は、冷間圧延１［工程２］と予備焼鈍［工程３］を含む製造方法は、本発明の規定を満たしているが、ＮｉとＳｉのいずれかもしくは両方の含有量が多すぎ又は少なすぎて合金組成が本発明例の規定を満たさず、得られた組織の内、扁平粒の密度が高すぎて本発明の規定を満たさず、また、ＴＤの耐力、耐疲労特性、導電率、耐応力緩和特性の内で１つ以上の特性が劣った。

【００９５】

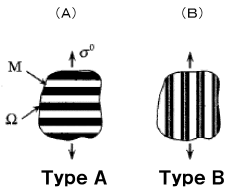
特に、比較例１３では、±ＴＤ方向３０°以内を向いたアスペクト比０．３以下の扁平粒の密度が０．０３個／μｍ^{2}を超える値であるが、一方で、隣接する結晶粒界のずれ角が３０°以上の結晶粒界の単位面積あたりの長さが０．８μｍ／μｍ^{2}以下であったが、得られたＴＤ方向のヤング率が１２８ＧＰａであった。また、比較例１４では、±ＴＤ方向３０°以内を向いたアスペクト比０．３以下の扁平粒の密度が０．０３個／μｍ^{2}以下であるが、一方で、隣接する結晶粒界のずれ角が３０°以上の結晶粒界の単位面積あたりの長さが０．８μｍを超える値であったが、得られたＴＤ方向のヤング率が１２７ＧＰａであった。これらの比較例１３と１４では、ヤング率の低下は認められるものの、扁平粒の密度とずれ角３０°以上の結晶粒界の長さがいずれも本発明の規定内であった各実施例とは異なり、所望の低いＴＤ方向のヤング率、１２５ＧＰａ以下は達成できなかった。

よって、組織中の扁平粒の密度、隣接する結晶粒界のずれ角が３０°以上の結晶粒界の長さの２つを適正に制御した組織とすることで、ＴＤ方向のヤング率、耐疲労特性などの所望の特性を満たすことができることが分かる。

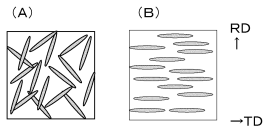
【符号の説明】

【００９６】
１　試験片
２　ナイフエッジ
３　固定具
１１　試験片（片持ちで保持した状態）
１２　試験片（除荷後の状態）
１３　試験片（応力を負荷しなかった状態）
１４　試験台

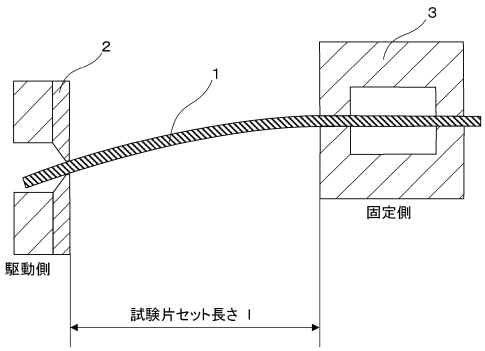
【図１】



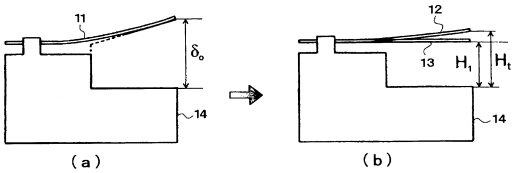
【図２】



【図３】



【図４】



フロントページの続き

(51)Int.Cl. FI

Ｃ２２Ｆ	1/00	６０４
Ｃ２２Ｆ	1/00	６２３
Ｃ２２Ｆ	1/00	６３０Ａ
Ｃ２２Ｆ	1/00	６３０Ｆ
Ｃ２２Ｆ	1/00	６３０Ｇ
Ｃ２２Ｆ	1/00	６３０Ｋ
Ｃ２２Ｆ	1/00	６６１Ａ
Ｃ２２Ｆ	1/00	６８３
Ｃ２２Ｆ	1/00	６８５Ｚ
Ｃ２２Ｆ	1/00	６９１Ａ
Ｃ２２Ｆ	1/00	６９１Ｂ
Ｃ２２Ｆ	1/00	６９１Ｃ
Ｃ２２Ｆ	1/00	６９２Ａ
Ｃ２２Ｆ	1/00	６９４Ａ

(72)発明者　廣瀬　清慈
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
(72)発明者　江口　立彦
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

審査官　川村　裕二

(56)参考文献　特開２０１３－１６３８５３（ＪＰ，Ａ）
特開２０１３－０４０３８９（ＪＰ，Ａ）
特開２０１５－０３４３２８（ＪＰ，Ａ）
古河電気工業，高性能コネクタ用銅合金 EFCUBE-STの開発，古河電工時報，２０１２年　7月，No.130，Page.15-16

(58)調査した分野(Int.Cl.，ＤＢ名)
Ｃ２２Ｃ　　９／００－　９／１０
Ｃ２２Ｆ　　１／００－　１／１８