(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
2015 年 7 月 2 日(02.07.2015)

WIPO | PCT

(10) 国際公開番号
WO 2015/098201 A1

(51) 国際特許分類:
C22C 9/00 (2006.01) *C22F 1/00* (2006.01)
H01B 1/02 (2006.01) *C22F 1/08* (2006.01)
H01B 5/02 (2006.01)

(21) 国際出願番号: PCT/JP2014/074126

(22) 国際出願日: 2014 年 9 月 11 日(11.09.2014)

(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 2013-272845 2013 年 12 月 27 日(27.12.2013) JP

(71) 出願人: ＪＸ日鉱日石金属株式会社(JX NIPPON MINING & METALS CORPORATION) [JP/JP]; 〒1008164 東京都千代田区大手町二丁目６番３号 Tokyo (JP).

(72) 発明者: 堀江　弘泰(HORIE, Hiroyasu); 〒3170056 茨城県日立市白銀町１－１－２ＪＸ日鉱日石金属株式会社技術開発センター内 Ibaraki (JP).

(74) 代理人: アクシス国際特許業務法人(AXIS PATENT INTERNATIONAL); 〒1050004 東京都港区新橋二丁目６番２号　新橋アイマークビル 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, 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, 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).

規則 4.17 に規定する申立て:

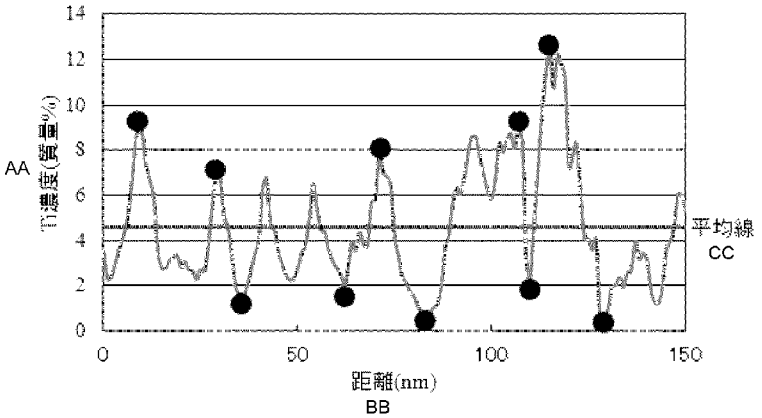
— 不利にならない開示又は新規性喪失の例外に関する申立て (規則 4.17(v))

[続葉有]

(54) **Title**: COPPER-TITANIUM ALLOY FOR ELECTRONIC COMPONENT

(54) 発明の名称 : 電子部品用チタン銅

[図1]



AA... Ti CONCENTRATION (mass%)
BB... DISTANCE (nm)
CC... AVERAGE LINE

(57) **Abstract**: The present invention controls the fluctuations of Ti concentration in a copper-titanium alloy from a perspective different from conventional perspectives, and thus improves the strength and bending workability of the alloy. A copper -titanium alloy which is for use in an electronic component and which contains 2.0 to 4.0mass% of Ti and contains, as the third element, 0 to 0.5mass% in total of at least one element selected from the group consisting of Fe, Co, Mg, Si, Ni, Cr, Zr, Mo, V, Nb, Mn, B and P with the balance being copper and unavoidable impurities, wherein: the coefficient of variation in a Ti concentration fluctuation curve is 0.2 to 0.8, said Ti concentration fluctuation curve being obtained by subjecting a <100> textured crystal grain present in a cross section parallel to the rolling direction to a line analysis by EDX for Ti concentration of the matrix of the crystal grain; and in the structure observation of a cross section parallel to the direction of rolling, the number of second-phase particles having sizes of 3μm or more is 35 or less per 10000μm^2 of the visual field of observation.

(57) 要約:

[続葉有]

WO 2015/098201 A1

添付公開書類:

— 国際調査報告（条約第 21 条(3)）

チタン銅において、Ｔｉ濃度のゆらぎを従来とは別の観点で制御し、強度及び曲げ加工性の向上を図る。Ｔｉを２．０～４．０質量%含有し、第三元素としてＦｅ、Ｃｏ、Ｍｇ、Ｓｉ、Ｎｉ、Ｃｒ、Ｚｒ、Ｍｏ、Ｖ、Ｎｂ、Ｍｎ、Ｂ、及びＰからなる群から選択された１種以上を合計で０～０．５質量%含有し、残部が銅及び不可避的不純物からなる電子部品用チタン銅であって、圧延方向に平行な断面における＜１００＞方位の結晶粒について母相中のＴｉをＥＤＸによりライン分析したときに得られるＴｉ濃度の揺らぎ曲線における変動係数が０．２～０．８であり、且つ、圧延方向に平行な断面の組織観察における大きさが３μm以上の第二相粒子の観察視野１００００μm^{2}当たりの個数が３５個以下であるチタン銅。

明　細　書

発明の名称 ： 電子部品用チタン銅

技術分野

[0001] 本発明はコネクタ等の電子部品用部材として好適なチタン銅に関する。

背景技術

[0002] 近年では携帯端末などに代表される電子機器の小型化が益々進み、従ってそれに使用されるコネクタは狭ピッチ化、低背化及び狭幅化の傾向が著しい。小型のコネクタほどピン幅が狭く、小さく折り畳んだ加工形状となるため、使用する部材には、必要なバネ性を得るための高い強度が求められる。この点、チタンを含有する銅合金（以下、「チタン銅」と称する。）は、比較的強度が高く、応力緩和特性にあっては銅合金中最も優れているため、特に強度が要求される信号系端子用部材として、古くから使用されてきた。

[0003] チタン銅は時効硬化型の銅合金である。溶体化処理によって溶質原子であるＴｉの過飽和固溶体を形成させ、その状態から低温で比較的長時間の熱処理を施すと、スピノーダル分解によって、母相中にＴｉ濃度の周期的変動である変調構造が発達し、強度が向上する。この際、問題となるのは、強度と曲げ加工性が相反する特性である点である。すなわち、強度を向上させると曲げ加工性が損なわれ、逆に、曲げ加工性を重視すると所望の強度が得られないということである。一般に、冷間圧延の圧下率を高くするほど、導入される転位が多くなって転位密度が高くなるため、析出に寄与する核生成サイトが増え、時効処理後の強度を高くすることができるが、圧下率を高くしすぎると曲げ加工性が悪化する。このため、強度及び曲げ加工性の両立を図ることが課題とされてきた。

[0004] そこで、Ｆｅ、Ｃｏ、Ｎｉ、Ｓｉなどの第三元素を添加する（特許文献１）、母相中に固溶する不純物元素群の濃度を規制し、これらを第二相粒子（Ｃｕ－Ｔｉ－Ｘ系粒子）として所定の分布形態で析出させて変調構造の規則性を高くする（特許文献２）、結晶粒を微細化させるのに有効な微量添加元

素と第二相粒子の密度を規定する（特許文献３）、結晶粒を微細化する（特許文献４）、結晶方位を制御する（特許文献５）などの観点から、チタン銅の強度と曲げ加工性の両立を図ろうとする技術が提案されている。

[0005] また、特許文献６にはスピノーダル分解に起因するチタンの変調構造が発達していくにつれ、チタン濃度のゆらぎが大きくなり、これによってチタン銅に粘りを与えて強度及び曲げ加工性が向上することが記載されている。そこで、特許文献６においてはスピノーダル分解に起因する母相中のＴｉ濃度のゆらぎを制御する技術が提案されている。特許文献６においては、最終の溶体化処理の後に熱処理（亜時効処理）を入れ、予めスピノーダル分解を起こし、その後に、従来レベルの冷間圧延、従来レベルの時効処理あるいはそれより低温・短時間の時効処理を行うことでＴｉ濃度のゆらぎを大きくし、チタン銅の高強度化を図ることが記載されている。

先行技術文献

特許文献

[0006] 特許文献1：特開２００４－２３１９８５号公報

特許文献2：特開２００４－１７６１６３号公報

特許文献3：特開２００５－９７６３８号公報

特許文献4：特開２００６－２６５６１１号公報

特許文献5：特開２０１２－１８８６８０号公報

特許文献6：特開２０１２－０９７３０６号公報

発明の概要

発明が解決しようとする課題

[0007] このように、従来は強度及び曲げ加工性の両面から特性の改善を図る努力が多くなされてきたが、電子機器の小型化によって搭載されるコネクタ等の電子部品の小型化も更に進展している。このような技術トレンドに追随するためにはチタン銅の強度及び曲げ加工性を更に高い次元で達成することが必要となる。強度及び曲げ加工性のバランス向上にはスピノーダル分解に起因

するＴｉ濃度のゆらぎを大きくすることが有効であることが示されているが、未だ改善の余地が残されている。

[0008] そこで、本発明はチタン銅において、Ｔｉ濃度のゆらぎを従来とは別の観点で制御し、強度及び曲げ加工性の向上を図ることを目的とする。

課題を解決するための手段

[0009] 本発明者は、チタン銅の母相中のＴｉ濃度をＥＤＸによりライン分析することで得られるＴｉ濃度の揺らぎ曲線における変動係数、更には十点平均高さが、強度及び曲げ加工性に有意に影響を与えていることを見出した。そして、これらのパラメータを適切に制御することによって、これらの特性のバランスを向上可能であることを見出した。本発明は以上の知見を背景として完成したものであり、以下によって特定される。

[0010] 本発明は一側面において、Ｔｉを２．０～４．０質量％含有し、第三元素としてＦｅ、Ｃｏ、Ｍｇ、Ｓｉ、Ｎｉ、Ｃｒ、Ｚｒ、Ｍｏ、Ｖ、Ｎｂ、Ｍｎ、Ｂ、及びＰからなる群から選択された１種以上を合計で０～０．５質量％含有し、残部が銅及び不可避的不純物からなる電子部品用チタン銅であって、圧延方向に平行な断面における＜１００＞方位の結晶粒について母相中のＴｉをＥＤＸによりライン分析したときに得られるＴｉ濃度の揺らぎ曲線における変動係数が０．２～０．８であり、且つ、圧延方向に平行な断面の組織観察における大きさが３μｍ以上の第二相粒子の観察視野１００００μｍ^{2}当たりの個数が３５個以下であるチタン銅である。

[0011] 本発明に係るチタン銅の一実施形態においては、圧延方向に平行な断面における＜１００＞方位の結晶粒について母相中のＴｉをＥＤＸによりライン分析したときに得られるＴｉ濃度の揺らぎ曲線における十点平均高さが２．０～１７．０質量％である。

[0012] 本発明に係るチタン銅の別の一実施形態においては、圧延方向に平行な断面の組織観察における平均結晶粒径が２～３０μｍである。

[0013] 本発明に係るチタン銅の更に別の一実施形態においては、圧延方向に平行な方向での０．２％耐力が９００ＭＰａ以上であり、且つ、板幅（ｗ）／板

厚（ｔ）＝３．０となる曲げ幅で曲げ半径（Ｒ）／板厚（ｔ）＝０としてＢａｄｗａｙ（曲げ軸が圧延方向と同一方向）のW曲げ試験を実施したときに屈曲部にクラックを生じない。

[0014] 本発明は別の一側面において、本発明に係るチタン銅を備えた伸銅品である。

[0015] 本発明は更に別の一側面において、本発明に係るチタン銅を備えた電子部品である。

発明の効果

[0016] 本発明によれば強度及び曲げ加工性のバランスが向上したチタン銅が得られる。本発明に係るチタン銅を材料とすることで信頼性の高いコネクタ等の電子部品が得られる。

図面の簡単な説明

[0017] [図1]図１は、本発明に係るチタン銅の母相中のＴｉをＥＤＸによりライン分析したときに得られるＴｉ濃度の揺らぎ曲線の一例である。

[図2]図２はチタン銅の母相中のＴｉのマッピング像の例である。

発明を実施するための形態

[0018] （１）Ｔｉ濃度

本発明に係るチタン銅においては、Ｔｉ濃度を２．０～４．０質量％とする。チタン銅は、溶体化処理によりＣｕマトリックス中へＴｉを固溶させ、時効処理により微細な析出物を合金中に分散させることにより、強度及び導電率を上昇させる。

Ｔｉ濃度が２．０質量％未満になると、Ｔｉ濃度のゆらぎが生じないか又は小さくなると共に析出物の析出が不充分となり所望の強度が得られない。Ｔｉ濃度が４．０質量％を超えると、曲げ加工性が劣化し、圧延の際に材料が割れやすくなる。強度及び曲げ加工性のバランスを考慮すると、好ましいＴｉ濃度は２．５～３．５質量％である。

[0019] （２）第三元素

本発明に係るチタン銅においては、Ｆｅ、Ｃｏ、Ｍｇ、Ｓｉ、Ｎｉ、Ｃｒ

、Ｚｒ、Ｍｏ、Ｖ、Ｎｂ、Ｍｎ、Ｂ、及びＰからなる群から選択される第三元素の１種以上を含有させることにより、強度を更に向上させることができる。但し、第三元素の合計濃度が０．５質量％を超えると、曲げ加工性が劣化し、圧延の際に材料が割れやすくなる。そこで、これら第三元素は合計で０～０．５質量％含有することができ、強度及び曲げ加工性のバランスを考慮すると、上記元素の１種以上を総量で０．１～０．４質量％含有させることが好ましい。

[0020] （３）Ｔｉ濃度の揺らぎ曲線の変動係数及び十点平均高さ

本発明においては、圧延方向に平行な断面における＜１００＞方位の結晶粒について母相中のＴｉをＥＤＸによりライン分析することでＴｉ濃度の揺らぎ曲線の変動係数及び十点平均高さを求める。Ｔｉの濃度の揺らぎ曲線は具体的には圧延方向に平行な断面に対する走査型透過電子顕微鏡（ＳＴＥＭ）を用いたエネルギー分散型Ｘ線分光法（ＥＤＸ）により作成する（ＳＴＥＭ－ＥＤＸ分析）。ＳＴＥＭ－ＥＤＸ分析によりチタン銅の＜１００＞方位の結晶粒について母相をライン分析すると、図１に示すようなＴｉ濃度が周期的に変化している様子が観察できる。図１に示す平均線は、ライン分析により測定した各測定箇所でのＴｉ濃度（質量％）の合計値を測定箇所数で割った値（平均値）を表す。更に、図１に示すようなＴｉの濃度の揺らぎ曲線から、Ｔｉ濃度（質量％）の変動係数及び十点平均高さを測定することができる。

Ｔｉ濃度の変動係数は測定データの測定距離内で、Ｔｉ濃度の標準偏差及び平均値を算出し、変動係数＝標準偏差／平均値で算出される値である。変動係数が大きいということはＴｉ濃度の変化が大きいことを指し、変動係数が小さいということはＴｉ濃度の変化が小さいことを指す。

Ｔｉ濃度の十点平均高さは測定データの測定距離内で、平均線を基準にして、最も高い山頂から５番目までの山頂の標高（Ｙｐ）の絶対値の平均値と、最も低い谷底から５番目までの谷底の標高（Ｙｖ）の絶対値の平均値との和として定義される。例えば、図１においては、〇印でマークされたピーク

値が十点平均高さの算出に使用される。最も高い山頂から５番目までの山頂の標高の絶対値はグラフの左側から順に４．５３、２．３１、３．２０、４．４１、７．８８であり、その平均値は４．４６６である。また、最も低い谷底から５番目までの谷底の標高の絶対値はグラフの左側から順に３．１０、２．６０、３．８０、２．３０、４．１０であり、その平均値は３．１８６である。従って、この場合の十点平均高さは７．６５２質量％と求まる。

測定距離は測定誤差を防止する観点から１５０ｎｍ以上とする。同様の分析を異なる観察視野で５回繰り返し、平均値を変動係数及び十点平均高さの測定値とする。ライン分析は、分析する方向によってＴｉ濃度のゆらぎ状態が大きく異なる。それはＴｉの濃縮部が数十ｎｍ間隔で規則的に配列しているためである。そこでライン分析を行う前に、予めＴｉのマッピングを行い、Ｔｉの濃淡が大きくなる領域を狙いライン分析を行う。図２に示すように、Ｔｉのマッピングから矢印（実線）の方向にライン分析を実施するのが好ましい。また、矢印（点線）の方向でライン分析を行うと、Ｔｉの濃淡が薄くなり好ましくない。

[0021] 本発明においてはチタン銅の母相中のＴｉ濃度の変動係数が大きいことが特徴の一つである。これによってチタン銅には粘りが与えられて強度及び曲げ加工性が向上すると考えられる。本発明に係るチタン銅の一実施形態においては、前述したＴｉ濃度の揺らぎ曲線における変動係数が０．２以上であり、好ましくは０．２５以上であり、より好ましくは０．３以上であり、更により好ましくは０．３５以上である。

[0022] 但し、母相中のＴｉ濃度（質量％）の変動係数が大きくなりすぎると、粗大な第二相粒子が析出しやすくなって逆に強度や曲げ加工性が低下する傾向にある。そのため、本発明に係るチタン銅の一実施形態においては、前述したＴｉ濃度の揺らぎ曲線における変動係数が０．８以下であり、好ましくは０．７以下であり、より好ましくは０．６以下であり、更により好ましくは０．５以下である。

[0023] Ｔｉ濃度の十点平均高さは、Ｔｉ濃度の変動係数と多少の相関を有してお

り、変動係数が大きくなるにつれて十点平均高さも大きく傾向が見られる。しかしながら、変動係数のみならず十点平均高さを適切に制御することにより、強度と曲げ加工性の更なるバランス向上が期待できる。強度と曲げ加工性のバランスを考慮すると、母相中のＴｉ濃度（質量％）の十点平均高さは２．０質量％以上であることが好ましく、４．０質量％以上であることがより好ましく、５．０質量％以上であることが更により好ましい。また、母相中のＴｉ濃度（質量％）の十点平均高さは１７．０質量％以下であることが好ましく、１５．０質量％以下であることがより好ましく、１３．０質量％以下であることが更により好ましい。

[0024] （４）第二相粒子

本発明に係るチタン銅においては、Ｔｉ濃度の変動係数が大きいにもかかわらず、粗大な第二相粒子が少ないという特徴も有する。粗大な第二相粒子は強度や曲げ加工性に悪影響を与えることから、制御することが好ましいところ、変動係数の好適化による特性向上との効果と相まって、強度及び曲げ加工性が顕著に優れたチタン銅が得られる。本発明において、第二相粒子とは、溶解鋳造の凝固過程に生ずる晶出物及びその後の冷却過程で生ずる析出物、熱間圧延後の冷却過程で生ずる析出物、溶体化処理後の冷却過程で生ずる析出物、及び時効処理過程で生ずる析出物のことを言い、典型的にはＣｕ－Ｔｉ系の組成をもつ。第二相粒子の大きさは、電子顕微鏡による観察で圧延方向に平行な断面を組織観察したとき、析出物に包囲されることのできる最大円の直径として定義される。

[0025] 本発明に係るチタン銅の一実施形態においては、大きさが３μｍ以上の第二相粒子の観察視野１００００μｍ^{2}当たりの個数が３５個以下である。大きさが３μｍ以上の第二相粒子の観察視野１００００μｍ^{2}当たりの個数は３０個以下であるのが好ましく、２５個以下であるのがより好ましく、２０個以下であるのが更により好ましく、１５個以下であるのが更により好ましく、１０個以下であるのが更により好ましい。大きさが３μｍ以上の第二相粒子の観察視野１００００μｍ^{2}当たりの個数は０であるのが望ましいが、変動係

数を規定範囲に収めることが難しくなるので、一般的には１個以上であり、典型的には３個以上である。

[0026] （５）０．２％耐力及び曲げ加工性

本発明に係るチタン銅は一実施形態において、ＪＩＳ－Ｚ２２４１に従う引張試験を行ったときに圧延方向に平行な方向での０．２％耐力が９００ＭＰａ以上であり、且つ、板幅（ｗ）／板厚（ｔ）＝３．０となる曲げ幅で曲げ半径（Ｒ）／板厚（ｔ）＝０としてＢａｄｗａｙ（曲げ軸が圧延方向と同一方向）のW曲げ試験をＪＩＳ－Ｈ３１３０に従って実施したときに屈曲部にクラックを生じない。

[0027] 本発明に係るチタン銅は好ましい一実施形態において、ＪＩＳ－Ｚ２２４１に従う引張試験を行ったときに圧延方向に平行な方向での０．２％耐力が１０００ＭＰａ以上であり、且つ、板幅（ｗ）／板厚（ｔ）＝３．０となる曲げ幅で曲げ半径（Ｒ）／板厚（ｔ）＝０としてＢａｄｗａｙ（曲げ軸が圧延方向と同一方向）のW曲げ試験をＪＩＳ－Ｈ３１３０に従って実施したときに屈曲部にクラックを生じない。

[0028] 本発明に係るチタン銅はより好ましい一実施形態において、ＪＩＳ－Ｚ２２４１に従う引張試験を行ったときに圧延方向に平行な方向での０．２％耐力が１０５０ＭＰａ以上であり、且つ、板幅（ｗ）／板厚（ｔ）＝３．０となる曲げ幅で曲げ半径（Ｒ）／板厚（ｔ）＝０としてＢａｄｗａｙ（曲げ軸が圧延方向と同一方向）のW曲げ試験をＪＩＳ－Ｈ３１３０に従って実施したときに屈曲部にクラックを生じない。

[0029] 本発明に係るチタン銅は更により好ましい一実施形態において、ＪＩＳ－Ｚ２２４１に従う引張試験を行ったときに圧延方向に平行な方向での０．２％耐力が１１００ＭＰａ以上であり、且つ、板幅（ｗ）／板厚（ｔ）＝３．０となる曲げ幅で曲げ半径（Ｒ）／板厚（ｔ）＝０としてＢａｄｗａｙ（曲げ軸が圧延方向と同一方向）のW曲げ試験をＪＩＳ－Ｈ３１３０に従って実施したときに屈曲部にクラックを生じない。

[0030] ０．２％耐力の上限値は、本発明が目的とする強度の点からは特に規制さ

れないが、手間及び費用がかかる上、高強度を得るためにＴｉ濃度を高めると熱間圧延時に割れる危険性があるため、本発明に係るチタン銅の０．２％耐力は一般には１４００ＭＰａ以下であり、典型的には１３００ＭＰａ以下であり、より典型的には１２００ＭＰａ以下である。

[0031] （６）結晶粒径

チタン銅の強度及び曲げ加工性を向上させるためには、結晶粒が小さいほどよい。そこで、好ましい平均結晶粒径は３０μｍ以下、より好ましくは２０μｍ以下、更により好ましくは１０μｍ以下である。下限については特に制限はないが、結晶粒径の判別が困難となるほど微細化しようとすると未再結晶粒が存在する混粒となるために却って曲げ加工性が悪化しやすい。そこで、平均結晶粒径は２μｍ以上が好ましい。本発明において、平均結晶粒径は光学顕微鏡か電子顕微鏡による観察で圧延方向に平行な断面の組織観察における円相当径で表す。

[0032] （７）チタン銅の板厚

本発明に係るチタン銅の一実施形態においては、板厚を０．５ｍｍ以下とすることができ、典型的な実施形態においては厚みを０．０３～０．３ｍｍとすることができ、より典型的な実施形態においては厚みを０．０８～０．２ｍｍとすることができる。

[0033] （８）用途

本発明に係るチタン銅は種々の伸銅品、例えば板、条、管、棒及び線に加工することができる。本発明に係るチタン銅は、限定的ではないが、コネクタ、スイッチ、オートフォーカスカメラモジュール、ジャック、端子（例えばバッテリー端子）、リレー等の電子部品の材料として好適に使用することができる。

[0034] （９）製造方法

本発明に係るチタン銅は、特に最終の溶体化処理及びそれ以降の工程で適切な熱処理及び冷間圧延を実施することにより製造可能である。具体的には、特許文献６に記載の最終溶体化処理→熱処理（亜時効処理）→冷間圧延→

時効処理というチタン銅の製造手順に対して、最終溶体化処理後の熱処理を二段階にすることにより製造可能である。以下に、好適な製造例を工程毎に順次説明する。

[0035] ＜インゴット製造＞

溶解及び鋳造によるインゴットの製造は、基本的に真空中又は不活性ガス雰囲気中で行う。溶解において添加元素の溶け残りがあると、強度の向上に対して有効に作用しない。よって、溶け残りをなくすため、ＦｅやＣｒ等の高融点の第三元素は、添加してから十分に攪拌したうえで、一定時間保持する必要がある。一方、ＴｉはＣｕ中に比較的溶け易いので第三元素の溶解後に添加すればよい。従って、Ｃｕに、Ｆｅ、Ｃｏ、Ｍｇ、Ｓｉ、Ｎｉ、Ｃｒ、Ｚｒ、Ｍｏ、Ｖ、Ｎｂ、Ｍｎ、Ｂ、及びＰからなる群から選択される１種又は２種以上を合計で０～０．５質量％含有するように添加し、次いでＴｉを２．０～４．０質量％含有するように添加してインゴットを製造することが望ましい。

[0036] ＜均質化焼鈍及び熱間圧延＞

インゴット製造時に生じた凝固偏析や晶出物は粗大なので均質化焼鈍でできるだけ母相に固溶させて小さくし、可能な限り無くすことが望ましい。これは曲げ割れの防止に効果があるからである。具体的には、インゴット製造工程後には、９００～９７０℃に加熱して３～２４時間均質化焼鈍を行った後に、熱間圧延を実施するのが好ましい。液体金属脆性を防止するために、熱延前及び熱延中は９６０℃以下とし、且つ、元厚から全体の圧下率が９０％までのパスは９００℃以上とするのが好ましい。

[0037] ＜第一溶体化処理＞

その後、冷延と焼鈍を適宜繰り返してから第一溶体化処理を行うのが好ましい。ここで予め溶体化を行っておく理由は、最終の溶体化処理での負担を軽減させるためである。すなわち、最終の溶体化処理では、第二相粒子を固溶させるための熱処理ではなく、既に溶体化されてあるのだから、その状態を維持しつつ再結晶のみ起こさせればよいので、軽めの熱処理で済む。具体

的には、第一溶体化処理は加熱温度を８５０～９００℃とし、２～１０分間行えばよい。そのときの昇温速度及び冷却速度においても極力速くし、ここでは第二相粒子が析出しないようにするのが好ましい。なお、第一溶体化処理は行わなくても良い。

[0038] ＜中間圧延＞

最終の溶体化処理前の中間圧延における圧下率を高くするほど、最終の溶体化処理における再結晶粒を均一かつ微細に制御できる。従って、中間圧延の圧下率は好ましくは７０～９９％である。圧下率は｛（（圧延前の厚み－圧延後の厚み）／圧延前の厚み）×１００％｝で定義される。

[0039] ＜最終の溶体化処理＞

最終の溶体化処理では、析出物を完全に固溶させることが望ましいが、完全に無くすまで高温に加熱すると、結晶粒が粗大化しやすいので、加熱温度は第二相粒子組成の固溶限付近の温度とする（Ｔｉの添加量が２．０～４．０質量％の範囲でＴｉの固溶限が添加量と等しくなる温度は７３０～８４０℃程度であり、例えばＴｉの添加量が３．０質量％では８００℃程度）。そしてこの温度まで急速に加熱し、水冷等によって冷却速度も速くすれば粗大な第二相粒子の発生が抑制される。従って、典型的には、７３０～８４０℃のＴｉの固溶限が添加量と同じになる温度に対して－２０℃～＋５０℃の温度に加熱し、より典型的には７３０～８４０℃のＴｉの固溶限が添加量と同じになる温度に比べて０～３０℃高い温度、好ましくは０～２０℃高い温度に加熱する。

[0040] また、最終の溶体化処理での加熱時間は短いほうが結晶粒の粗大化を抑制できる。加熱時間は例えば３０秒～１０分とすることができ、典型的には１分～８分とすることができる。この時点で第二相粒子が発生しても微細かつ均一に分散していれば、強度と曲げ加工性に対してほとんど無害である。しかし粗大なものは最終の時効処理で更に成長する傾向にあるので、この時点での第二相粒子は生成してもなるべく少なく、小さくしなければならない。

[0041] ＜予備時効＞

最終の溶体化処理に引き続いて、予備時効処理を行う。従来は最終の溶体化処理の後は冷間圧延を行うことが通例であったが、本発明に係るチタン銅を得る上では最終の溶体化処理の後、冷間圧延を行わずに直ちに予備時効処理を行うことが重要である。予備時効処理は次工程の時効処理よりも低温で行われる熱処理であり、予備時効処理及び後述する時効処理を連続して行うことにより粗大な析出物の発生を抑制しながらチタン銅の母相中のＴｉ濃度の変動係数を飛躍的に大きくすることが可能となる。予備時効処理は表面酸化皮膜の発生を抑制するためにＡｒ、N_2、H_2等の不活性雰囲気で行うことが好ましい。

[0042] 予備時効処理における加熱温度が低すぎても高すぎても上記利点を得るのは困難である。本発明者による検討結果によれば、材料温度１５０～２５０℃で１０～２０時間加熱することが好ましく、材料温度１６０～２３０℃で１０～１８時間加熱することがより好ましく、１７０～２００℃で１２～１６時間加熱することが更により好ましい。

[0043] ＜時効処理＞

予備時効処理に引き続いて、時効処理を行う。予備時効処理後、いったん室温まで冷却してもよい。製造効率を考えると、予備時効処理の後、冷却せずに時効処理温度まで昇温して、連続して時効処理を実施することが望ましい。何れの方法であっても得られるチタン銅の特性に違いはない。但し、予備時効はその後の時効処理で均一に第二相粒子を析出させることを目的としているため、予備時効処理と時効処理の間には冷間圧延は実施するべきではない。

[0044] 予備時効処理によって溶体化処理で固溶させたＴｉが少し析出していることから、時効処理は慣例の時効処理よりもやや低温で実施するべきであり、材料温度３００～４５０℃で０．５～２０時間加熱することが好ましく、材料温度３５０～４４０℃で２～１８時間加熱することがより好ましく、材料温度３７５～４３０℃で３～１５時間加熱することが更により好ましい。時効処理は予備時効処理と同様の理由により、Ａｒ、N_2、H_2等の不活性雰囲気

で行うことが好ましい。

[0045] ＜最終の冷間圧延＞

上記時効処理後、最終の冷間圧延を行う。最終の冷間加工によってチタン銅の強度を高めることができるが、本発明が意図するような高強度と曲げ加工性の良好なバランスを得るためには圧下率を１０～５０％、好ましくは２０～４０％とすることが望ましい。

[0046] ＜歪取焼鈍＞

高温暴露時の耐へたり性を向上する観点からは、最終の冷間圧延後に歪取焼鈍を実施することが望まれる。歪取焼鈍を行うことで転位が再配列するからである。歪取焼鈍の条件は慣用の条件でよいが、過度の歪取焼鈍を行うと粗大粒子が析出して強度が低下するため好ましくない。歪取焼鈍は材料温度２００～６００℃で１０～６００秒行うことが好ましく、２５０～５５０℃で１０～４００秒行うことがより好ましく、３００～５００℃で１０～２００秒行うことが更により好ましい。

[0047] なお、当業者であれば、上記各工程の合間に適宜、表面の酸化スケール除去のための研削、研磨、ショットブラスト酸洗等の工程を行なうことができることは理解できるだろう。

実施例

[0048] 以下に本発明の実施例（発明例）を比較例と共に示すが、これらは本発明及びその利点をよりよく理解するために提供するものであり、発明が限定されることを意図するものではない。

[0049] 表１（表１－１および１－２）に示す合金成分を含有し残部が銅及び不可避的不純物からなるチタン銅の試験片を種々の製造条件で作製し、それぞれの母相中のＴｉをＥＤＸによりライン分析したときに得られるＴｉ濃度の変動係数及び十点平均高さ、更には０．２％耐力及び曲げ加工性を調査した。

[0050] まず、真空溶解炉にて電気銅２．５ｋｇを溶解し、第三元素を表１に示す配合割合でそれぞれ添加した後、同表に示す配合割合のＴｉを添加した。添加元素の溶け残りがないよう添加後の保持時間にも十分に配慮した後に、こ

れらをＡｒ雰囲気で鋳型に注入して、それぞれ約２ｋｇのインゴットを製造した。

[0051] 上記インゴットに対して９５０℃で３時間加熱する均質化焼鈍の後、９００～９５０℃で熱間圧延を行い、板厚１５ｍｍの熱延板を得た。面削による脱スケール後、冷間圧延して素条の板厚（２ｍｍ）とし、素条での第一次溶体化処理を行った。第一次溶体化処理の条件は８５０℃で１０分間加熱とし、その後、水冷した。次いで、表１に記載の最終冷間圧延における圧下率及び製品板厚の条件に応じて圧下率を調整して中間の冷間圧延を行った後、急速加熱が可能な焼鈍炉に挿入して最終の溶体化処理を行い、その後、水冷した。このときの加熱条件は材料温度がＴｉの固溶限が添加量と同じになる温度（Ｔｉ濃度３．０質量％で約８００℃、Ｔｉ濃度２．０質量％で約７３０℃、Ｔｉ濃度４．０質量％で約８４０℃）を基準として表１に記載の通りとした。次いで、Ａｒ雰囲気中で表１に記載の条件で予備時効処理及び時効処理を連続して行った。ここでは予備時効処理の後に冷却を行なわなかった。酸洗による脱スケール後、表１に記載の条件で最終冷間圧延を行い、最後に表１に記載の各加熱条件で歪取焼鈍を行って発明例及び比較例の試験片とした。試験片によっては予備時効処理、時効処理又は歪取焼鈍を省略した。

[0052] 作製した製品試料について、次の評価を行った。

（イ）０．２％耐力

ＪＩＳ１３Ｂ号試験片を作製し、この試験片に対してＪＩＳ－Ｚ２２４１に従って引張試験機を用いて圧延方向と平行な方向の０．２％耐力を測定した。

（ロ）曲げ加工性

板幅（ｗ）／板厚（ｔ）＝３．０となる曲げ幅でＢａｄｗａｙ（曲げ軸が圧延方向と同一方向）のW曲げ試験をＪＩＳ－Ｈ３１３０に従って実施し、割れが発生しない最小の曲げ半径（ＭＢＲ）と厚さ（ｔ）の比である最小曲げ半径比（ＭＢＲ／ｔ）を求めた。このとき、割れの有無は、屈曲部断面を機械研磨で鏡面に仕上げ、光学顕微鏡で観察して屈曲部にクラックが生じて

いたか否かで判断した。

（ハ）ＳＴＥＭ－ＥＤＸ分析

各試験片について、圧延面を収束イオンビーム（ＦＩＢ）にて切断することで圧延方向に平行な断面を露出させ、試料厚みを１００ｎｍ以下程度まで薄く加工した。その後、ＥＢＳＤにて＜１００＞方位粒を特定し、その結晶粒の母相内について観察した。尚、＜１００＞方位の結晶粒を観察するのは、Ｔｉ濃度の濃淡が最も密になるためである。観察は走査型透過電子顕微鏡（日本電子株式会社 型式：ＪＥＭ－２１００Ｆ）を用いて、検出器はエネルギー分散型Ｘ線分析計（ＥＤＸ、日本電子社製、型式：ＪＥＤ－２３００）を用い、試料傾斜角度０°、加速電圧２００ｋＶ、電子線のスポット径０．２ｎｍで行なった。そして、母相の測定距離：１５０ｎｍとし、母相の測定距離１５０ｎｍ当たりの測定箇所数：１５０箇所、母相の測定箇所の間隔：１ｎｍとすることによりＥＤＸライン分析を行った。第二相粒子の影響による測定誤差を防ぐため、母相の測定位置は、第二相粒子が存在しない任意の位置を選択した。また、ライン分析の方向については、予めＴｉのマッピングを行い、図２の実線に倣って、Ｔｉ濃度の濃淡が大きくなる方向を選択した。

得られたＴｉ濃度のゆらぎ曲線から、先述した方法に従って、Ｔｉ濃度の変動係数及び十点平均高さを求めた。

[0053] （ニ）結晶粒径

また、各製品試料の平均結晶粒径の測定は、圧延面をＦＩＢにて切断することで、圧延方向に平行な断面を露出した後、断面を電子顕微鏡（Ｐｈｉｌｉｐｓ社製　ＸＬ３０　ＳＦＥＧ）を用いて観察し、単位面積当たりの結晶粒の数をカウントして、結晶粒の平均の円相当径を求めた。具体的には、１００μｍ×１００μｍの枠を作成し、この枠の中に存在する結晶粒の数をカウントした。なお、枠を横切っている結晶粒については、すべて１／２個としてカウントした。枠の面積１００００μｍ^{2}をその合計で除したものが結晶粒１個当たりの面積の平均値である。その面積を持つ真円の直径が円相当径

であるので、これを平均結晶粒径とした。

（ホ）粗大第二相粒子の個数密度

各製品試料の圧延面をＦＩＢにて切断することで、圧延方向に平行な断面を露出した後、断面を電子顕微鏡（Ｐｈｉｌｉｐｓ社製　ＸＬ３０　ＳＦＥＧ）を用いて観察し、先述した定義に従って、それぞれ面積１００００μm^2中に存在する大きさ３μｍ以上の第二相粒子の数を数えて任意の１０箇所の平均を求めた。

[0054]（考察）

表１（表１－１および１－２）に試験結果を示す。発明例１では最終溶体化処理、予備時効、時効、最終冷間圧延の条件がそれぞれ適切であったことから、Ｔｉ濃度の変動係数が大きくなった一方で、粗大な第二相粒子は抑制され、０．２％耐力及び曲げ加工性の高い次元での両立が達成されていることが分かる。

発明例２は予備時効の加熱温度を発明例１よりも低くしたことでＴｉ濃度の変動係数が低下した。発明例１に比べて０．２％耐力は低下したが、依然として良好な０．２％耐力及び曲げ加工性を確保できた。

発明例３は予備時効の加熱温度を発明例１よりも高くしたことでＴｉ濃度の変動係数が上昇した。発明例１に比べて０．２％耐力が低下したが、依然として良好な０．２％耐力及び曲げ加工性のバランスを維持できた。

発明例４は時効の加熱温度を発明例１よりも低くしたことでＴｉ濃度の変動係数が低下した。発明例１に比べて０．２％耐力は低下したが、依然として良好な０．２％耐力及び曲げ加工性を確保できた。

発明例５は時効の加熱温度を発明例１よりも高くしたことでＴｉ濃度の変動係数が上昇した。発明例１に比べて０．２％耐力が低下したが、依然として良好な０．２％耐力及び曲げ加工性を確保できた。

発明例６は最終冷間圧延における圧下率を発明例１よりも小さくしたことで０．２％耐力が発明例１よりも低下したが依然として良好な０．２％耐力及び曲げ加工性を確保できた。

発明例７は最終冷間圧延における圧下率を発明例１よりも高くしたことで高い曲げ加工性を維持しながらも０．２％耐力が向上した。

発明例８では発明例１に対して歪取焼鈍を省略したが、依然として良好な０．２％耐力及び曲げ加工性を確保できた。

発明例９では発明例１に対して歪取焼鈍における加熱温度を高くしたが、依然として良好な０．２％耐力及び曲げ加工性を確保できた。

発明例１０は予備時効、時効及び歪取焼鈍における加熱温度を発明例１よりも高くしたことでＴｉ濃度の変動係数及び十点平均高さが上昇した。十点平均高さが規定範囲を逸脱したことで、発明例１よりは０．２％耐力は劣るが、依然として良好な０．２％耐力及び曲げ加工性を確保できた。

発明例１１は発明例１に対してチタン銅中Ｔｉ濃度を下限にまで低くした例である。Ｔｉ濃度の変動係数が低下して０．２％耐力に低下が見られたが、依然として良好な０．２％耐力及び曲げ加工性を確保できた。

発明例１２は発明例１に対してチタン銅中のＴｉ濃度を上限にまで高くしたことで０．２％耐力が発明例１よりも上昇した例である。

発明例１３～１８は発明例１に対して種々の第三元素を添加した例であるが、依然として良好な０．２％耐力及び曲げ加工性を確保できた。

比較例１は最終の溶体化処理温度が低すぎたことで未再結晶領域と再結晶領域が混在する混粒化が起き、Ｔｉ濃度の変動係数が低下した。そのため曲げ加工性が悪かった。

比較例２では予備時効処理を行わなかったことからＴｉ濃度の変動係数の上昇が不十分となり、曲げ加工性が悪かった。

比較例３～４は、特許文献６に記載のチタン銅に相当する。予備時効処理と時効処理を連続で行わなかったことからＴｉ濃度の変動係数の上昇が不十分となり、曲げ加工性が悪かった。

比較例５は予備時効処理を行ったものの加熱温度が低すぎたことからＴｉ濃度の変動係数が十分に上昇せず、曲げ加工性が悪かった。

比較例６は予備時効における加熱温度が高すぎたために、過時効となって

Ｔｉ濃度の変動係数が過剰に上昇し、ゆらぎに耐えられなくなった一部の安定相が粗大粒子として析出したため曲げ加工性が低下した。

比較例７は時効処理を行わなかったことからスピノーダル分解が不十分となってＴｉ濃度の変動係数が低くなった。そのため、発明例１に対して０．２％耐力及び曲げ加工性が低下した。

比較例８は最終溶体化処理→冷間圧延→時効処理を行ったと評価できるケースである。Ｔｉ濃度の変動係数は規定範囲に収まったが、粗大第二相粒子の析出が多くなったことで、発明例１に対して０．２％耐力及び曲げ加工性が低下した。

比較例９は時効の加熱温度が低すぎたことからＴｉ濃度の変動係数が低くなり、発明例１に対して０．２％耐力及び曲げ加工性が低下した。

比較例１０は時効の加熱温度が高すぎたために、過時効となってＴｉ濃度の変動係数が過剰に上昇し、ゆらぎに耐えられなくなった一部の安定相が粗大粒子として析出した。そのため、発明例１に対して０．２％耐力及び曲げ加工性が低下した。

比較例１１は歪取焼鈍の加熱温度が高すぎたためにＴｉ濃度の変動係数が過剰に上昇し、ゆらぎに耐えられなくなった一部の安定相が粗大粒子として析出した。そのため、発明例１に対して０．２％耐力及び曲げ加工性が低下した。

比較例１２は最終溶体化処理の後、時効処理のみを行った例であるが、粗大第二相粒子が多数析出した。そのため、発明例１に対して０．２％耐力及び曲げ加工性が低下した。

比較例１３は第三元素の添加量が多すぎたことで熱間圧延で割れが発生したため、試験片の製造ができなかった。

比較例１４はＴｉ濃度が低すぎたことでＴｉ濃度の変動係数が小さくなり、強度不足となると共に曲げ加工性も劣化した。

比較例１５はＴｉ濃度が高すぎたことで熱間圧延で割れが発生したため、試験片の製造ができなかった。

[0055] [表1-1]

実施例	成分(質量%)		最終の溶体化処理	予備時効	時効	最終圧延	歪取焼鈍
	Ti	第3元素	条件	条件	条件	圧下率(%)	条件
発明例1	3.2	−	820℃×2.5min	200℃×14h	400℃×7h	30	400℃×60s
発明例2	3.2	−	820℃×2.5min	150℃×20h	400℃×7h	30	400℃×60s
発明例3	3.2	−	820℃×2.5min	250℃×10h	400℃×7h	30	400℃×60s
発明例4	3.2	−	820℃×2.5min	200℃×14h	300℃×20h	30	400℃×60s
発明例5	3.2	−	820℃×2.5min	200℃×14h	450℃×3h	30	400℃×60s
発明例6	3.2	−	820℃×2.0min	200℃×14h	400℃×7h	10	400℃×60s
発明例7	3.2	−	820℃×3.5min	200℃×14h	400℃×7h	50	400℃×60s
発明例8	3.2	−	820℃×2.5min	200℃×14h	400℃×7h	30	−
発明例9	3.2	−	820℃×2.5min	200℃×14h	400℃×7h	30	650℃×60s
発明例10	3.2	−	820℃×2.5min	250℃×10h	450℃×3h	30	650℃×60s
発明例11	2.0	−	770℃×2.5min	200℃×14h	360℃×7h	30	400℃×60s
発明例12	4.0	−	850℃×2.5min	200℃×14h	440℃×7h	30	400℃×60s
発明例13	3.2	0.1Ni-0.05Si	840℃×1.5min	200℃×14h	350℃×7h	30	350℃×60s
発明例14	3.2	0.1Zr-0.1Mg-0.1V	850℃×2.5min	200℃×14h	400℃×7h	30	400℃×60s
発明例15	3.2	0.2Mn-0.1Mg-0.1P	830℃×5.0min	250℃×10h	400℃×7h	30	400℃×60s
発明例16	3.2	0.2Fe-0.05Nb	840℃×7.0min	200℃×14h	450℃×7h	30	400℃×60s
発明例17	3.2	0.2Mo-0.05Cr	840℃×2.0min	150℃×20h	400℃×10h	20	300℃×60s
発明例18	3.2	0.2Co-0.05B	850℃×2.5min	200℃×14h	400℃×7h	40	250℃×60s
比較例1	3.2	−	700℃×2.5min	200℃×14h	400℃×7h	30	400℃×60s
比較例2	3.2	−	820℃×2.5min	−	400℃×7h	30	400℃×60s
比較例3	3.2	−	820℃×2.5min	−	350℃×3h	30	380℃×7h
比較例4	3.2	−	820℃×2.5min	−	550℃×30s	30	350℃×7h
比較例5	3.2	−	820℃×2.5min	100℃×25h	400℃×7h	30	400℃×60s
比較例6	3.2	−	820℃×2.5min	300℃×12h	400℃×7h	30	400℃×60s
比較例7	3.2	−	820℃×2.5min	200℃×14h	−	30	400℃×60s
比較例8	3.2	−	820℃×2.5min	−	−	30	400℃×7h
比較例9	3.2	−	820℃×2.5min	200℃×14h	250℃×25h	30	400℃×60s
比較例10	3.2	−	820℃×2.5min	200℃×14h	500℃×1h	30	400℃×60s
比較例11	3.2	−	820℃×2.5min	200℃×14h	400℃×7h	30	650℃×60s
比較例12	3.2	−	820℃×2.5min	−	425℃×7h	−	−
比較例13	3.2	0.3B-0.2Mn-0.1Mg	製造不可				
比較例14	1.5	−	745℃×2.5min	200℃×14h	400℃×7h	30	400℃×60s
比較例15	4.5	−	製造不可				

[0056]

[表1-2]

実施例	最終特性					スピノーダル分解		粗大第二相粒子
	結晶粒径（μm）	製品板厚（mm）	0.2%耐力（MPa）	曲げ幅（mm）	MBR/t（-）	変動係数（-）	十点平均高さ（質量%）	個数密度（個/10000μm^2）
発明例1	8	0.100	1049	0.30	0	0.45	6.5	12
発明例2	8	0.100	1021	0.30	0	0.31	5.1	6
発明例3	6	0.100	1014	0.30	0	0.52	8.1	18
発明例4	7	0.100	1005	0.30	0	0.35	4.2	10
発明例5	9	0.100	1011	0.30	0	0.58	10.5	24
発明例6	10	0.100	921	0.30	0	0.41	5.7	17
発明例7	8	0.100	1141	0.30	0	0.63	8.4	24
発明例8	11	0.100	1010	0.30	0	0.41	7.0	14
発明例9	10	0.100	1023	0.30	0	0.54	8.8	18
発明例10	9	0.100	981	0.30	0	0.61	18.5	31
発明例11	15	0.100	974	0.30	0	0.24	2.2	3
発明例12	17	0.100	1052	0.30	0	0.74	15.8	32
発明例13	10	0.050	1051	0.15	0	0.40	8.1	20
発明例14	12	0.100	1069	0.30	0	0.55	9.7	26
発明例15	4	0.200	1074	0.60	0	0.52	10.9	27
発明例16	5	0.300	1064	0.90	0	0.67	13.2	33
発明例17	28	0.100	1032	0.30	0	0.44	6.4	19
発明例18	25	0.100	1028	0.30	0	0.49	5.3	8
比較例1	未再結晶	0.100	1051	0.30	5.0	0.11	1.7	5
比較例2	5	0.100	1034	0.30	1.5	0.15	4.1	40
比較例3	6	0.100	1012	0.30	2.0	0.16	3.8	44
比較例4	5	0.100	1025	0.30	2.0	0.18	5.0	42
比較例5	8	0.100	1054	0.30	1.5	0.14	5.1	48
比較例6	8	0.100	1036	0.30	2.0	0.87	19.1	54
比較例7	7	0.100	891	0.30	1.0	0.12	1.5	21
比較例8	10	0.100	951	0.30	1.0	0.23	1.8	38
比較例9	4	0.100	911	0.30	1.0	0.16	4.3	7
比較例10	8	0.100	909	0.30	1.0	0.84	18.5	37
比較例11	8	0.100	967	0.30	2.5	0.81	17.5	44
比較例12	10	0.100	651	0.30	0.5	0.51	7.2	41
比較例13	製造不可							
比較例14	20	0.100	833	0.30	1.0	0.12	0.9	2
比較例15	製造不可							

請求の範囲

[請求項1] Ｔｉを２．０～４．０質量％含有し、第三元素としてＦｅ、Ｃｏ、Ｍｇ、Ｓｉ、Ｎｉ、Ｃｒ、Ｚｒ、Ｍｏ、Ｖ、Ｎｂ、Ｍｎ、Ｂ、及びＰからなる群から選択された１種以上を合計で０～０．５質量％含有し、残部が銅及び不可避的不純物からなる電子部品用チタン銅であって、圧延方向に平行な断面における＜１００＞方位の結晶粒について母相中のＴｉをＥＤＸによりライン分析したときに得られるＴｉ濃度の揺らぎ曲線における変動係数が０．２～０．８であり、且つ、圧延方向に平行な断面の組織観察における大きさが３μｍ以上の第二相粒子の観察視野１００００μｍ^{2}当たりの個数が３５個以下であるチタン銅。

[請求項2] 圧延方向に平行な断面における＜１００＞方位の結晶粒について母相中のＴｉをＥＤＸによりライン分析したときに得られるＴｉ濃度の揺らぎ曲線における十点平均高さが２．０～１７．０質量％である請求項１に記載のチタン銅。

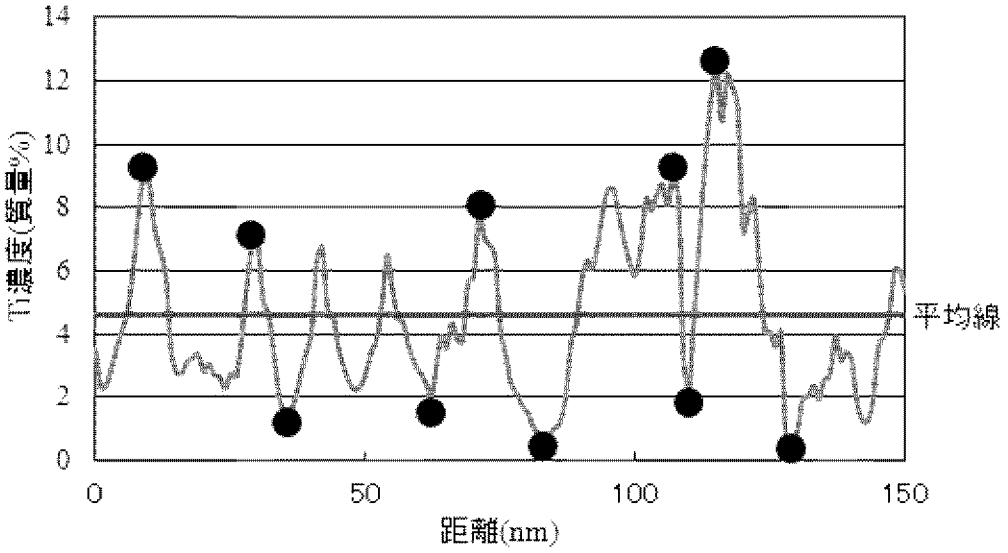
[請求項3] 圧延方向に平行な断面の組織観察における平均結晶粒径が２～３０μｍである請求項１又は２に記載のチタン銅。

[請求項4] 圧延方向に平行な方向での０．２％耐力が９００ＭＰａ以上であり、且つ、板幅（ｗ）／板厚（ｔ）＝３．０となる曲げ幅で曲げ半径（Ｒ）／板厚（ｔ）＝０としてＢａｄｗａｙ（曲げ軸が圧延方向と同一方向）のW曲げ試験を実施したときに屈曲部にクラックを生じない請求項１～３の何れか一項に記載のチタン銅。

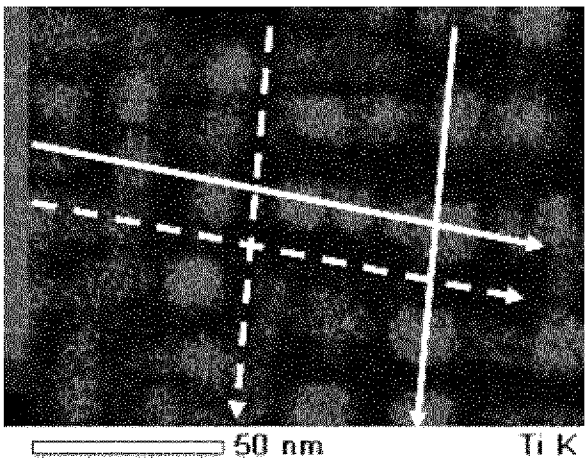
[請求項5] 請求項１～４の何れか一項に記載のチタン銅を備えた伸銅品。

[請求項6] 請求項１～４の何れか一項に記載のチタン銅を備えた電子部品。

[図1]



[図2]



INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.
PCT/JP2014/074126

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER
C22C9/00(2006.01)i, *H01B1/02*(2006.01)i, *H01B5/02*(2006.01)i, *C22F1/00*(2006.01)n, *C22F1/08*(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, C22F1/00, 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	1996-2014
Kokai Jitsuyo Shinan Koho	1971-2014	Toroku Jitsuyo Shinan Koho	1994-2014

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

C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
A	JP 2012-77338 A (JX Nippon Mining & Metals Corp.), 19 April 2012 (19.04.2012), paragraphs [0021] to [0033], [0044] to [0057] (Family: none)	1-6
A	JP 2012-12631 A (JX Nippon Mining & Metals Corp.), 19 January 2012 (19.01.2012), paragraphs [0022] to [0034], [0050] to [0062] (Family: none)	1-6
P,X	WO 2014/064970 A1 (JX Nippon Mining & Metals Corp.), 01 May 2014 (01.05.2014), paragraphs [0021] to [0025], [0046] to [0060] & JP 2014-84514 A & TW 201416465 A	1-6

☒ 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
26 November, 2014 (26.11.14)	09 December, 2014 (09.12.14)
Name and mailing address of the ISA/ Japanese Patent Office Facsimile No.	Authorized officer Telephone No.

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.
PCT/JP2014/074126

C (Continuation). DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
P,X	WO 2014/064969 A1 (JX Nippon Mining & Metals Corp.), 01 May 2014 (01.05.2014), paragraphs [0021] to [0025], [0046] to [0060] & JP 2014-84512 A & TW 201416464 A	1-6

国際調査報告

国際出願番号　ＰＣＴ／ＪＰ２０１４／０７４１２６

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, H01B1/02(2006.01)i, H01B5/02(2006.01)i, C22F1/00(2006.01)n, C22F1/08(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, C22F1/00, 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	１９７１－２０１４年
日本国実用新案登録公報	１９９６－２０１４年
日本国登録実用新案公報	１９９４－２０１４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）

JSTPlus（JDreamⅢ）

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	JP 2012-77338 A（ＪＸ日鉱日石金属株式会社）2012.04.19, 【0021】-【0033】、【0044】-【0057】（ファミリーなし）	1-6
A	JP 2012-12631 A（ＪＸ日鉱日石金属株式会社）2012.01.19, 【0022】-【0034】、【0050】-【0062】（ファミリーなし）	1-6
P,X	WO 2014/064970 A1（ＪＸ日鉱日石金属株式会社）2014.05.01, 【0021】-【0025、【0046】-【0060】 & JP 2014-84514 A & TW 201416465 A	1-6

☑　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
２６．１１．２０１４	０９．１２．２０１４

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　３８３７
藤代　佳
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
P,X	WO 2014/064969 A1（ＪＸ日鉱日石金属株式会社）2014.05.01, 【0021】-【0025】、【0046】-【0060】 & JP 2014-84512 A & TW 201416464 A	1-6