

明 細 書

発明の名称：銅合金及び銅合金塑性加工材

技術分野

[0001] 本発明は、例えば、機械部品、電気部品、日用品、建材等に使用される銅合金、及びこの銅合金からなる銅素材を塑性加工することによって成形された銅合金塑性加工材に関する。

本願は、２０１１年１１月１４日に日本に出願された特願２０１１－２４８７３１号に基づき優先権を主張し、その内容をここに援用する。

背景技術

[0002] 従来、機械部品、電気部品、日用品、建材等の素材として、銅合金塑性加工材が使用されている。この銅合金塑性加工材は、鋳塊等に対して、圧延、線引き、押出、溝圧延、鍛造、プレス等の塑性加工を行うことによって成形される。

特に、製造の効率化の観点から、機械部品、電気部品、日用品、建材等の素材として、銅合金の棒、線、管、板、条、帯等の長尺体が使用されている。

[0003] 棒は、例えば、ソケット、ブッシュ、ボルト、ナット、軸、カム、シャフト、スピンドル、バルブ、エンジン部品、抵抗溶接用電極等の素材として使用されている。

線は、例えば、接点、抵抗、ロボット用配線、自動車用配線、トロリー線、ピン、ばね、溶接棒等の素材として使用されている。

管は、例えば、給水管、ガス管、熱交換器、ヒートパイプ、ブレーキパイプ、建材等の素材として使用されている。

板及び条は、例えば、スイッチ、リレー、コネクタ、リードフレーム、屋根板、ガスケット、歯車、ばね、印刷版、ガスケット、ラジエータ、ダイヤフラム、貨幣等の素材として使用されている。

帯は、例えば、太陽電池用インターコネクタ、マグネットワイヤー等の素

材として使用されている。

[0004] ここで、これら棒、線、管、板、条、帯等の長尺体（銅合金塑性加工材）としては、それぞれの用途に応じて、各種組成を有する銅合金が用いられている。

例えば、電子機器や電気機器等に用いられる銅合金として、非特許文献 1 に記載されている Cu-Mg 合金、及び、特許文献 1 に記載されている Cu-Mg-Zn-B 合金等が開発されている。

[0005] これらの Cu-Mg 系合金では、図 1 に示す Cu-Mg 系状態図から分かるように、Mg の含有量が 3.3 原子%以上の場合、溶体化処理と、析出処理を行うことで、Cu と Mg からなる金属間化合物を析出させることができる。すなわち、これらの Cu-Mg 系合金においては、析出硬化によって比較的高い導電率と強度を有することが可能である。

[0006] また、トロリー線等に用いられる銅合金塑性加工材として、特許文献 2 に記載されている Cu-Mg 合金の荒引線が提案されている。この Cu-Mg 合金は、Mg の含有量が 0.01 質量%以上 0.70 質量%以下である。図 1 に示す Cu-Mg 系状態図から分かるように、この Mg の含有量は、固溶限よりも少なく、特許文献 2 に記載の Cu-Mg 合金は、Mg が銅の母相中に固溶した固溶強化型の銅合金である。

[0007] ここで、非特許文献 1 および特許文献 1 に記載された Cu-Mg 系合金では、母相中に、Cu と Mg を主成分とする粗大な金属間化合物が多く分散されている。このため、曲げ加工時にこれらの金属間化合物が起点となって割れ等が発生しやすい。これにより、複雑な形状の製品を成形することができないといった問題があった。

また、特許文献 2 に記載された Cu-Mg 系合金では、Mg が銅の母相中に固溶している。このため、加工性に問題はないが、用途によっては強度が不足する場合があった。

先行技術文献

特許文献

[0008] 特許文献1：特開平07-018354号公報

特許文献2：特開2010-188362号公報

非特許文献

[0009] 非特許文献1：掘茂徳、他2名、「Cu-Mg合金における粒界型析出」、伸銅技術研究会誌Vol. 19 (1980) p. 115-124

発明の概要

発明が解決しようとする課題

[0010] この発明は、前述した事情に鑑みてなされたものであって、高強度で、かつ優れた加工性を有する銅合金、及びこの銅合金からなる銅合金塑性加工材を提供することを目的とする。

課題を解決するための手段

[0011] この課題を解決するために、本発明者らは鋭意研究を行った結果、以下の知見を得た。

Cu-Mg合金を溶体化し、次いで急冷することによって作製された加工硬化型銅合金は、Cu-Mg過飽和固溶体からなる。この加工硬化型銅合金は、高強度であり、かつ、優れた加工性を有する。また、酸素量を低減することにより、銅合金の引張強度を向上させることが可能である。

[0012] 本発明は、かかる知見に基づいてなされたものである。

本発明の第1の態様に係る銅合金は、Mgを3.3原子%以上6.9原子%以下の範囲で含み、残部が実質的にCu及び不可避不純物であり、酸素量が500原子ppm以下である。

Mgの含有量をX原子%としたときに、導電率 σ (% IACS) が、以下の式(1)を満たす。

$$\sigma \leq \{ 1.7241 / (-0.0347 \times X^2 + 0.6569 \times X + 1.7) \} \times 100 \quad \cdots (1)$$

[0013] 本発明の第2の態様に係る銅合金は、Mgを3.3原子%以上6.9原子%以下の範囲で含み、残部が実質的にCu及び不可避不純物であり、酸素量

が500原子ppm以下である。

走査型電子顕微鏡によって観察される粒径0.1μm以上のCuとMgを主成分とする金属間化合物の平均個数が、1個/μm²以下である。

[0014] 本発明の第3の態様に係る銅合金は、Mgを3.3原子%以上6.9原子%以下の範囲で含み、残部が実質的にCu及び不可避不純物であり、酸素量が500原子ppm以下である。

Mgの含有量をX原子%としたときに、導電率σ(%IACS)が、以下の式(1)を満たす。

$$\sigma \leq \{1.7241 / (-0.0347 \times X^2 + 0.6569 \times X + 1.7) \} \times 100 \quad \dots (1)$$

走査型電子顕微鏡によって観察される粒径0.1μm以上のCuとMgを主成分とする金属間化合物の平均個数が、1個/μm²以下である。

[0015] 本発明の第4の態様に係る銅合金は、Mgを3.3原子%以上6.9原子%以下の範囲で含み、さらに少なくともAl, Ni, Si, Mn, Li, Ti, Fe, Co, Cr, 及びZrから選択される1種以上を合計で0.01原子%以上3.0原子%以下の範囲で含み、残部が実質的にCu及び不可避不純物であり、酸素量が500原子ppm以下である。

走査型電子顕微鏡によって観察される粒径0.1μm以上のCuとMgを主成分とする金属間化合物の平均個数が、1個/μm²以下である。

[0016] 上述の第1, 3の態様に係る銅合金においては、図1の状態図に示すように、Mgを固溶限度以上の3.3原子%以上6.9原子%以下の範囲で含有しており、かつMgの含有量をX原子%としたときに、導電率σが、上記式(1)を満たす。このため、銅合金は、Mgが母相中に過飽和に固溶したCu-Mg過飽和固溶体からなる。

あるいは、第2, 3, 4の態様に係る銅合金においては、Mgを固溶限度以上の3.3原子%以上6.9原子%以下の範囲で含有しており、かつ走査型電子顕微鏡によって観察される粒径0.1μm以上のCuとMgを主成分とする金属間化合物の平均個数が、1個/μm²以下である。このため、金属

間化合物の析出が抑制されており、銅合金は、Mgが母相中に過飽和に固溶したCu-Mg過飽和固溶体からなる。

[0017] なお、粒径が0.1 μm 以上であり、かつCuとMgを主成分とする金属間化合物の平均個数は、電界放出型走査電子顕微鏡を用いて、倍率：5万倍、視野：約4.8 μm^2 で10視野の観察を行って算出される。

また、CuとMgを主成分とする金属間化合物の粒径は、金属間化合物の長径と短径の平均値とする。なお、長径は、途中で粒界に接しない条件で粒内に最も長く引ける直線の長さであり、短径は、長径と直角に交わる方向で、途中で粒界に接しない条件で最も長く引ける直線の長さである。

[0018] このようなCu-Mg過飽和固溶体からなる銅合金においては、母相中には、割れの起点となる粗大なCuとMgを主成分とする金属間化合物が多く分散されておらず、加工性が大幅に向上する。

また、Mgが過飽和に固溶しているため、加工硬化によって強度を大幅に向上させることが可能となる。

[0019] そして、本発明の第1～4の態様に係る銅合金においては、酸素量が50原子ppm以下である。このため、Mg酸化物の発生量が抑えられ、引張強度を大幅に向上させることが可能となる。また、加工時に、Mg酸化物が起点となる断線や割れの発生を抑制でき、加工性を大幅に向上させることができる。

なお、この作用効果を確実に奏功せしめるためには、酸素量を50原子ppm以下とすることが好ましく、酸素量を5原子ppm以下とすることがより好ましい。

[0020] さらに、本発明の第1～4の態様に係る銅合金において、少なくともAl, Ni, Si, Mn, Li, Ti, Fe, Co, Cr, 及びZrから選択される1種以上を合計で0.01原子%以上3.0原子%以下の範囲で含む場合には、これらの元素の作用効果により、機械的強度を大幅に向上させることが可能となる。

[0021] 本発明の一態様に係る銅合金塑性加工材は、前述の銅合金からなる銅素材

を塑性加工することによって成形されている。なお、この明細書において塑性加工材とは、いずれかの製造工程において、塑性加工が施された銅合金を言う。

この一態様に係る銅合金塑性加工材は、前述のように、Cu-Mg 過飽和固溶体からなるため、高強度で、かつ、優れた加工性を有する。

[0022] 本発明の一態様に係る銅合金塑性加工材は、本発明の第1～4の態様に係る銅合金の合金組成を有する銅素材を製造する溶解・鑄造工程と、前記銅素材を400℃以上900℃以下の温度にまで加熱する加熱工程と、加熱された前記銅素材を200℃/min以上の冷却速度で、200℃以下にまで冷却する急冷工程と、急冷された前記銅素材を塑性加工する塑性加工工程と、を備えた製造方法によって成形されたことが好ましい。

この場合、本発明の第1～4の態様に係る銅合金の合金組成を有する銅素材を溶解・鑄造により製造する。そして、前記銅素材を400℃以上900℃以下の温度にまで加熱する加熱工程により、Mgの溶体化を行うことができる。ここで、加熱温度が400℃未満では、溶体化が不完全となり、母相中にCuとMgを主成分とする金属間化合物が多く残存するおそれがある。一方、加熱温度が900℃を超えると、銅素材の一部が液相となり、組織や表面状態が不均一となるおそれがある。よって、加熱温度400℃以上900℃以下の範囲に設定している。なお、このような作用効果を確実に奏功せしめるためには、加熱工程における加熱温度を500℃以上800℃以下の範囲内とすることが好ましい。

[0023] また、加熱された前記銅素材を、200℃/min以上の冷却速度で200℃以下にまで冷却する急冷工程を備えているので、冷却の過程でCuとMgを主成分とする金属間化合物が析出することを抑制することが可能となる。このため、銅合金塑性加工材をCu-Mg 過飽和固溶体とすることができる。

[0024] さらに、急冷された銅素材（Cu-Mg 過飽和固溶体）に対して塑性加工を行う加工工程を備えているので、加工硬化による強度向上を図ることがで

きる。ここで、加工方法は、特に限定されない。例えば最終形態が板や条の場合は圧延を採用できる。最終形態が線や棒の場合は線引き、押出、及び溝圧延を採用できる。最終形態がバルク形状の場合は鍛造やプレスを採用できる。加工温度も特に限定されないが、析出が起こらないように、加工温度は、冷間または温間となる -200°C から 200°C の範囲となることが好ましい。加工率は、最終形状に近づけるように適宜選択されるが、加工硬化を考慮する場合には、加工率は、 20% 以上が好ましく、 30% 以上とすることがより好ましい。

[0025] また、本発明の一態様に係る銅合金塑性加工材は、棒、線、管、板、条、及び帯から選択される形状を有する長尺体であることが好ましい。

この場合、高強度で、かつ加工性に優れた銅合金塑性加工材を効率良く製造することが可能となる。

発明の効果

[0026] 本発明の態様によれば、高強度で、かつ優れた加工性を有する銅合金、及びこの銅合金からなる銅合金塑性加工材を提供できる。

図面の簡単な説明

[0027] [図1] Cu-Mg系状態図である。

[図2] 本実施形態の銅合金及び銅合金塑性加工材の製造方法のフロー図である。

[図3] 従来例2の析出物を観察した結果（電子回折パターン）を示す図である。

発明を実施するための形態

[0028] （第1の実施形態）

以下に、本発明の第1の実施形態である銅合金及び銅合金塑性加工材について説明する。なお、銅合金塑性加工材は、銅合金からなる銅素材を塑性加工することによって成形されたものである。

第1の実施形態の銅合金の成分組成は、Mgを 3.3 原子%以上 6.9 原子%以下の範囲で含み、残部が実質的にCu及び不可避不純物であり、かつ

酸素量が500原子ppm以下である。すなわち、本実施形態である銅合金及び銅合金塑性加工材は、CuとMgの2元系合金である。

[0029] そして、Mgの含有量をX原子%としたときに、導電率 σ (% IACS)が、以下の式(1)を満たす。

$$\sigma \leq \{ 1.7241 / (-0.0347 \times X^2 + 0.6569 \times X + 1.7) \} \times 100 \quad \dots (1)$$

また、走査型電子顕微鏡によって観察される粒径0.1 μm 以上のCuとMgを主成分とする金属間化合物の平均個数が、1個/ μm^2 以下である。

[0030] (組成)

Mgは、導電率を大きく低下させることなく、強度を向上させるとともに再結晶温度を上昇させる作用効果を有する元素である。また、Mgを母相中に固溶させることにより、優れた曲げ加工性が得られる。

ここで、Mgの含有量が3.3原子%未満では、その作用効果を奏功せしめることはできない。一方、Mgの含有量が6.9原子%を超えると、溶体化のために熱処理を行った際に、CuとMgを主成分とする金属間化合物が残存してしまう。このため、その後の加工等で割れが発生してしまうおそれがある。

このような理由から、Mgの含有量を、3.3原子%以上6.9原子%以下に設定している。

[0031] さらに、Mgの含有量が少ないと、強度が十分に向上しない。また、Mgは活性元素であるため、過剰のMgが添加されると、溶解鑄造時に、酸素と反応して生成されたMg酸化物を巻きこむおそれがある。したがって、Mgの含有量を、3.7原子%以上6.3原子%以下の範囲とすることが、さらに好ましい。

[0032] また、酸素は、上述のように活性金属であるMgと反応し、Mg酸化物を多量に発生させる元素である。Mg酸化物が銅合金塑性加工材の中に混在した場合には、引張強度が大幅に低下することになる。また、加工時にMg酸化物が断線や割れの起点となって加工性を著しく阻害するおそれがある。

そこで、本実施形態では、酸素量を500原子ppm以下に制限している。このように酸素量を制限することによって、引張強度の向上、加工性の向上を図ることが可能となる。

また、上述の作用効果を確実に奏功せしめるためには、酸素量を50原子ppm以下とすることが好ましく、さらに酸素量を5原子ppm以下とすることがより好ましい。なお、酸素含有量は、製造コストの観点から0.01原子ppmが下限となる。

[0033] なお、不可避不純物としては、Sn, Zn, Fe, Co, Al, Ag, Mn, B, P, Ca, Sr, Ba, Sc, Y, 希土類元素, Zr, Hf, V, Nb, Ta, Cr, Mo, W, Re, Ru, Os, Se, Te, Rh, Ir, Pd, Pt, Au, Cd, Ga, In, Li, Si, Ge, As, Sb, Ti, Tl, Pb, Bi, S, C, Ni, Be, N, H, Hg等が挙げられる。これらの不可避不純物の総量は0.3質量%以下であることが望ましい。

特に、Sn含有量は0.1質量%未満が好ましく、Zn含有量は0.01質量%未満が好ましい。Sn含有量が0.1質量%以上の場合、CuとMgを主成分とする金属間化合物の析出が起こりやすくなる。またZn含有量が0.01質量%以上の場合、溶解鑄造工程においてヒュームが発生して炉やモールドの部材に付着する。これにより、鑄塊の表面品質が劣化するとともに、耐応力腐食割れ性が劣化する。

[0034] (導電率 σ)

CuとMgの2元系合金において、Mgの含有量をX原子%としたとき、導電率 σ が、以下の式(1)を満たす場合には、CuとMgを主成分とする金属間化合物がほとんど存在しないことになる。

$$\sigma \leq \{ 1.7241 / (-0.0347 \times X^2 + 0.6569 \times X + 1.7) \} \times 100 \quad \cdots (1)$$

すなわち、導電率 σ が上記式(1)の右辺の値を超える場合には、CuとMgを主成分とする金属間化合物が多量に存在し、かつ金属間化合物のサイ

ズも比較的大きい。このため、曲げ加工性が大幅に劣化することになる。よって、導電率 σ が、上記式（１）を満たすように、製造条件を調整することになる。

なお、上述の作用効果を確実に奏功せしめるためには、導電率 σ （％ＩＡＣＳ）が、以下の式（２）を満たすことが好ましい。

$$\sigma \leq \{ 1.7241 / (-0.0300 \times X^2 + 0.6763 \times X + 1.7) \} \times 100 \quad \dots (2)$$

この場合、ＣｕとＭｇを主成分とする金属間化合物がより少量であるために、曲げ加工性がさらに向上する。

上述の作用効果をさらに確実に奏功せしめるためには、導電率 σ （％ＩＡＣＳ）が、以下の式（３）を満たすことが好ましい。

$$\sigma \leq \{ 1.7241 / (-0.0292 \times X^2 + 0.6797 \times X + 1.7) \} \times 100 \quad \dots (3)$$

この場合、ＣｕとＭｇを主成分とする金属間化合物がより少量であるために、曲げ加工性がさらに向上する。

[0035] （組織）

走査型電子顕微鏡で観察した結果、本実施形態の銅合金及び銅合金塑性加工材においては、粒径 $0.1 \mu\text{m}$ 以上のＣｕとＭｇを主成分とする金属間化合物の平均個数が、 $1 \text{ 個} / \mu\text{m}^2$ 以下である。すなわち、ＣｕとＭｇを主成分とする金属間化合物がほとんど析出しておらず、Ｍｇが母相中に固溶している。

ここで、溶体化が不完全であったり、又は溶体化後にＣｕとＭｇを主成分とする金属間化合物が析出する場合、サイズの大きい金属間化合物が多量に存在する。この場合、これらの金属間化合物が割れの起点となり、加工時に割れが発生したり、曲げ加工性が大幅に劣化することになる。なお、本発明の銅合金中に生じる金属間化合物の粒径の上限値は $5 \mu\text{m}$ であることが好ましく、 $1 \mu\text{m}$ であることがより好ましい。

[0036] 組織を調査した結果、粒径 $0.1 \mu\text{m}$ 以上のＣｕとＭｇを主成分とする金

属間化合物が合金中に $1 \text{ 個} / \mu\text{m}^2$ 以下の場合、すなわち、Cu と Mg を主成分とする金属間化合物が存在しないか、あるいはその量が少量である場合、良好な曲げ加工性が得られる。

さらに、上述の作用効果を確実に奏功せしめるためには、粒径 $0.05 \mu\text{m}$ 以上の Cu と Mg を主成分とする金属間化合物の個数が合金中に $1 \text{ 個} / \mu\text{m}^2$ 以下であることが、より好ましい。

[0037] なお、Cu と Mg を主成分とする金属間化合物の平均個数は、電界放出型走査電子顕微鏡を用いて、倍率：5 万倍、視野：約 $4.8 \mu\text{m}^2$ で 10 視野の観察を行い、その平均値を算出して求められる。

また、Cu と Mg を主成分とする金属間化合物の粒径は、金属間化合物の長径と短径の平均値とする。なお、長径は、途中で粒界に接しない条件で粒内に最も長く引ける直線の長さであり、短径は、長径と直角に交わる方向で、途中で粒界に接しない条件で最も長く引ける直線の長さである。

[0038] ここで、Cu と Mg を主成分とする金属間化合物は、化学式 MgCu_2 、プロトタイプ MgCu_2 、ピアソン記号 $cF24$ 、空間群番号 $Fd-3m$ で表される結晶構造を有する。

[0039] このような特徴を有する第 1 の実施形態の銅合金及び銅合金塑性加工材は、例えば、図 2 のフロー図に示す製造方法によって製造される。

[0040] (溶解・鑄造工程 S01)

まず、銅原料を溶解して銅溶湯を得て、次いで得られた銅溶湯に、前述の元素を添加して成分調整を行い、銅合金溶湯を製出する。なお、Mg の添加には、Mg 単体や Cu-Mg 母合金等を用いることができる。また、Mg を含む原料を銅原料とともに溶解してもよい。また、銅合金のリサイクル材およびスクラップ材を用いてもよい。

ここで、銅溶湯は、純度が 99.9999 質量%以上の銅、いわゆる 6N Cu であることが好ましい。また、溶解工程では、Mg の酸化を抑制するために、真空炉、あるいは、不活性ガス雰囲気または還元性雰囲気の雰囲気炉を用いることが好ましい。

そして、成分調整された銅合金溶湯を鋳型に注入して鋳塊を製出する。なお、量産を考慮した場合には、連続鋳造法または半連続鋳造法を用いることが好ましい。

[0041] (加熱工程 S 0 2)

次に、得られた鋳塊の均質化および溶体化のために加熱処理を行う。凝固の過程において、M g が偏析して濃縮することにより、C u と M g を主成分とする金属間化合物等が生成する。鋳塊の内部には、この C u と M g を主成分とする金属間化合物等が存在する。そこで、これらの偏析および金属間化合物等を消失または低減させるために、鋳塊を 4 0 0 °C 以上 9 0 0 °C 以下の温度まで加熱する加熱処理を行う。これにより、鋳塊内において、M g を均質に拡散させたり、M g を母相中に固溶させる。なお、この加熱工程 S 0 2 は、非酸化性または還元性の雰囲気中で実施することが好ましい。

ここで、加熱温度が 4 0 0 °C 未満では、溶体化が不完全となり、母相中に C u と M g を主成分とする金属間化合物が多く残存するおそれがある。一方、加熱温度が 9 0 0 °C を超えると、銅素材の一部が液相となり、組織や表面状態が不均一となるおそれがある。このため、加熱温度を 4 0 0 °C 以上 9 0 0 °C 以下の範囲に設定している。加熱温度は、より好ましくは 5 0 0 °C 以上 8 5 0 °C 以下であり、更に好ましくは 5 2 0 °C 以上 8 0 0 °C 以下である。

[0042] (急冷工程 S 0 3)

そして、加熱工程 S 0 2 において 4 0 0 °C 以上 9 0 0 °C 以下の温度まで加熱された銅素材を、2 0 0 °C 以下の温度にまで、2 0 0 °C / m i n 以上の冷却速度で冷却する。この急冷工程 S 0 3 により、母相中に固溶した M g が C u と M g を主成分とする金属間化合物として析出することを抑制する。このため、走査型電子顕微鏡によって観察される粒径 0. 1 μ m 以上の C u と M g を主成分とする金属間化合物の平均個数を 1 個 / μ m² 以下とすることができる。すなわち、銅素材を C u - M g 過飽和固溶体とすることができる。

なお、粗加工の効率化と組織の均一化のために、前述の加熱工程 S 0 2 の後に熱間加工を実施し、この熱間加工の後に上述の急冷工程 S 0 3 を実施し

てもよい。この場合、加工方法（熱間加工方法）は特に限定されない。例えば最終形態が板や条の場合には圧延を採用できる。最終形態が線や棒の場合には線引きや押出や溝圧延等を採用できる。最終形態がバルク形状の場合には鍛造やプレスを採用できる。

[0043] （中間加工工程 S 0 4）

加熱工程 S 0 2 および急冷工程 S 0 3 を経た銅素材を必要に応じて切断する。また、加熱工程 S 0 2 および急冷工程 S 0 3 等で生成された酸化膜等を除去するために必要に応じて表面研削を行う。そして、所定の形状へと塑性加工を行う。

なお、この中間加工工程 S 0 4 における温度条件は特に限定されないが、冷間加工または温間加工となる -200°C から 200°C の範囲内に加工温度を設定することが好ましい。また、加工率は、最終形状に近似するように適宜選択されるが、最終形状を得るまでの中間熱処理工程 S 0 5 の回数を減らすためには、加工率を 20%以上とすることが好ましい。また、加工率を 30%以上とすることがより好ましい。

加工方法は特に限定されないが、最終形状が板、条の場合は圧延を採用することが好ましい。最終形状が線や棒の場合には押出や溝圧延を採用することが好ましい。最終形状がバルク形状の場合には鍛造やプレスを採用することが好ましい。さらに、溶体化の徹底のために、工程 S 0 2 ～ S 0 4 を繰り返しても良い。

[0044] （中間熱処理工程 S 0 5）

中間加工工程 S 0 4 後に、溶体化の徹底、再結晶組織化または加工性の向上のための軟化を目的として熱処理を実施する。

熱処理の方法は特に限定はないが、好ましくは 400°C 以上 900°C 以下の温度条件で、非酸化雰囲気または還元性雰囲気中で熱処理を行う。熱処理温度は、より好ましくは 500°C 以上 850°C 以下であり、さらに好ましくは 520°C 以上 800°C 以下である。

[0045] ここで、中間熱処理工程 S 0 5 においては、 400°C 以上 900°C 以下の

温度まで加熱された銅素材を、 200°C 以下の温度にまで、 $200^{\circ}\text{C}/\text{min}$ 以上の冷却速度で冷却する。

このように急冷することによって、母相中に固溶したMgがCuとMgを主成分とする金属間化合物として析出することが抑制される。これにより、走査型電子顕微鏡によって観察される粒径 $0.1\mu\text{m}$ 以上のCuとMgを主成分とする金属間化合物の平均個数が $1\text{個}/\mu\text{m}^2$ 以下とすることができる。すなわち、銅素材をCu-Mg過飽和固溶体とすることができる。

なお、中間加工工程S04及び中間熱処理工程S05は、繰り返し実施してもよい。

[0046] (仕上げ加工工程S06)

中間熱処理工程S05後の銅素材を所定の形状に仕上げ加工を行う。なお、この仕上げ加工工程S06における温度条件は特に限定はないが、常温で行うことが好ましい。また、塑性加工（仕上げ加工）の加工率は、最終形状に近似するように適宜選択されることになるが、加工硬化によって強度を向上させるためには、加工率を20%以上とすることが好ましい。また、さらなる強度の向上を図る場合には、加工率を30%以上とすることがより好ましい。塑性加工方法（仕上げ加工方法）は特に限定されないが、最終形状が板、条の場合は圧延を採用することが好ましい。最終形状が線や棒の場合には押出や溝圧延を採用することが好ましい。最終形状がバルク形状の場合には鍛造やプレスを採用することが好ましい。また、必要に応じて、旋盤加工、フライス加工、ドリル加工といった切削加工を施してもよい。

[0047] このようにして、本実施形態である銅合金塑性加工材が製出される。なお、本実施形態の銅合金塑性加工材は、棒、線、管、板、条、及び帯の中から選択される形状を有する長尺体である。

[0048] 本実施形態の銅合金及び銅合金塑性加工材によれば、Mgを3.3原子%以上6.9原子%以下の範囲で含み、残部が実質的にCu及び不可避不純物であり、酸素量が500原子ppm以下である。また、Mgの含有量をX原子%としたときに、導電率 σ (% IACS) が、以下の式(1)を満たす。

$$\sigma \leq \{1.7241 / (-0.0347 \times X^2 + 0.6569 \times X + 1.7) \} \times 100 \quad \dots (1)$$

さらに、走査型電子顕微鏡によって観察される粒径 $0.1 \mu\text{m}$ 以上の Cu と Mg を主成分とする金属間化合物の平均個数が、 $1 \text{個} / \mu\text{m}^2$ 以下である。

[0049] すなわち、本実施形態の銅合金及び銅合金塑性加工材は、Mg が母相中に過飽和に固溶した Cu-Mg 過飽和固溶体である。

このような Cu-Mg 過飽和固溶体からなる銅合金では、母相中には、割れの起点となる Cu と Mg を主成分とする粗大な金属間化合物が多く分散されていない。このため、曲げ加工性が向上する。

しかも、本実施形態では、酸素量が 500 原子 ppm 以下であるので、Mg 酸化物の発生量が抑えられる。このため、引張強度を大幅に向上させることが可能となる。また、加工時に、Mg 酸化物が起点となる断線や割れの発生を抑制でき、加工性を大幅に向上させることができる。

[0050] さらに、本実施形態によれば、Mg を過飽和に固溶させている。このため、加工硬化させることで強度が大幅に向上することになり、比較的高い強度を有する銅合金塑性加工材を提供することが可能となる。

[0051] また、本実施形態の銅合金塑性加工材は、以下の工程 S02～S04 を有する製造方法によって成形されている。

加熱工程 S02 では、鋳塊または加工材を 400°C 以上 900°C 以下の温度にまで加熱する。急冷工程 S03 では、加熱された鋳塊または加工材を $200^\circ\text{C} / \text{min}$ 以上の冷却速度で、 200°C 以下にまで冷却する。中間加工工程 S04 では、急冷材を塑性加工する。

このため、Cu-Mg 過飽和固溶体からなる銅合金塑性加工材を得ることができる。

[0052] すなわち、鋳塊または加工材を 400°C 以上 900°C 以下の温度にまで加熱する加熱工程 S02 により、Mg の溶体化を行うことができる。

また、加熱工程 S02 によって 400°C 以上 900°C 以下にまで加熱された鋳塊または加工材を、 $200^\circ\text{C} / \text{min}$ 以上の冷却速度で 200°C 以下に

まで冷却する急冷工程 S O 3 を備えている。このため、冷却の過程で C u と M g を主成分とする金属間化合物が析出することを抑制することが可能となり、急冷後の鋳塊または加工材を C u - M g 過飽和固溶体とすることができる。

[0053] さらに、急冷材（C u - M g 過飽和固溶体）に対して塑性加工を行う中間加工工程 S O 4 を備えている。このため、最終形状に近い形状を容易に得ることができる。

また、中間加工工程 S O 4 の後に、溶体化の徹底、再結晶組織化または加工性向上のための軟化を目的として中間熱処理工程 S O 5 を備えている。このため、特性の向上および加工性の向上を図ることができる。

また、中間熱処理工程 S O 5 においては、400℃以上900℃以下の温度まで加熱された塑性加工材を、200℃/min以上の冷却速度で200℃以下にまで冷却する。このため、冷却の過程でC u とM g を主成分とする金属間化合物が析出することを抑制することが可能となり、急冷後の塑性加工材をC u - M g 過飽和固溶体とすることができる。

また、中間熱処理工程 S O 5 後の塑性加工材を、所定の形状に塑性加工するための仕上げ加工工程 S O 6 を備えている。このため、加工硬化による強度の向上を図ることができる。

[0054] （第2の実施形態）

次に、本発明の第2の実施形態である銅合金及び銅合金塑性加工材について説明する。

第2の実施形態の銅合金の成分組成は、M g を3.3原子%以上6.9原子%以下の範囲で含み、さらに少なくともA l, N i, S i, M n, L i, T i, F e, C o, C r, 及びZ rから選択される1種以上を合計で0.01原子%以上3.0原子%以下の範囲で含み、残部が実質的にC u及び不可避不純物であり、かつ酸素量が500原子ppm以下である。

そして、第2の実施形態の銅合金は、走査型電子顕微鏡によって観察される粒径0.1μm以上のC u とM g を主成分とする金属間化合物の平均個数

が、1個/ μm^2 以下である。

[0055] (組成)

第1の実施形態で記載したように、Mgは、導電率を大きく低下させることなく、強度を向上させるとともに再結晶温度を上昇させる作用効果を有する元素である。また、Mgを母相中に固溶させることにより、優れた曲げ加工性が得られる。

そこで、Mgの含有量を3.3原子%以上6.9原子%以下に設定している。上述の作用効果を確実に奏功せしめるためには、Mgの含有量を、3.7原子%以上6.3原子%以下の範囲とすることが好ましい。

[0056] また、第1の実施形態と同様に、本実施形態では、酸素量を500原子ppm以下に制限している。これにより、引張強度の向上、加工性の向上を図っている。また、酸素量を50原子ppm以下とすることが好ましく、さらに酸素量を10原子ppm以下とすることがより好ましい。

なお、酸素含有量は、製造コストの観点から0.01原子ppmが下限となる。

[0057] そして、第2の実施形態の銅合金においては、少なくともAl, Ni, Si, Mn, Li, Ti, Fe, Co, Cr, 及びZrから選択される1種以上を含んでいる。

Al, Ni, Si, Mn, Li, Ti, Fe, Co, Cr, 及びZrは、Cu-Mg過飽和固溶体からなる銅合金の強度をさらに向上させる作用効果を有する元素である。

ここで、少なくともAl, Ni, Si, Mn, Li, Ti, Fe, Co, Cr, 及びZrから選択される1種以上の元素の含有量の合計が0.1原子%未満では、その作用効果を奏功せしめることはできない。一方、少なくともAl, Ni, Si, Mn, Li, Ti, Fe, Co, Cr, 及びZrから選択される1種以上の元素の含有量の合計が3.0原子%を超えると、導電率が大きく低下することから好ましくない。

このような理由から、少なくともAl, Ni, Si, Mn, Li, Ti,

Fe, Co, Cr, 及びZrから選択される1種以上の元素の含有量の合計を0.1原子%以上3.0原子%以下の範囲内に設定している。

[0058] なお、不可避不純物としては、Sn, Zn, Ag, B, P, Ca, Sr, Ba, Sc, Y, 希土類元素, Hf, V, Nb, Ta, Mo, W, Re, Ru, Os, Se, Te, Rh, Ir, Pd, Pt, Au, Cd, Ga, In, Ge, As, Sb, Tl, Pb, Bi, S, C, Be, N, H, Hg等が挙げられる。これらの不可避不純物の総量は0.3質量%以下であることが望ましい。

特に、Sn含有量は0.1質量%未満が好ましく、Zn含有量は0.01質量%未満が好ましい。Sn含有量が0.1質量%以上の場合、CuとMgを主成分とする金属間化合物の析出が起こりやすくなる。またZn含有量が0.01質量%以上の場合、溶解鑄造工程においてヒュームが発生して炉やモールドの部材に付着する。これにより、鑄塊の表面品質が劣化するとともに、耐応力腐食割れ性が劣化する。

[0059] (組織)

走査型電子顕微鏡で観察した結果、本実施形態の銅合金においては、粒径0.1 μm 以上のCuとMgを主成分とする金属間化合物の平均個数が、1個/ μm^2 以下である。すなわち、CuとMgを主成分とする金属間化合物がほとんど析出しておらず、Mgが母相中に固溶している。

ここで、CuとMgを主成分とする金属間化合物は、化学式 MgCu_2 、プロトタイプ MgCu_2 、ピアソン記号cF24、空間群番号Fd-3mで表される結晶構造を有するものである。

[0060] なお、CuとMgを主成分とする金属間化合物の平均個数は、電界放出型走査電子顕微鏡を用いて、倍率：5万倍、視野：約4.8 μm^2 で10視野の観察を行い、その平均値を算出して求められる。

また、CuとMgを主成分とする金属間化合物の粒径は、金属間化合物の長径と短径の平均値とする。なお、長径は、途中で粒界に接しない条件で粒内に最も長く引ける直線の長さであり、短径は、長径と直角に交わる方向で

、途中で粒界に接しない条件で最も長く引ける直線の長さである。

[0061] この第2の実施形態の銅合金及び銅合金塑性加工材についても、第1の実施形態と同様の方法によって製造される。

[0062] このような特徴を有する第2の実施形態の銅合金及び銅合金塑性加工材によれば、走査型電子顕微鏡で観察される粒径 $0.1\mu\text{m}$ 以上のCuとMgを主成分とする金属間化合物の平均個数が、 $1\text{個}/\mu\text{m}^2$ 以下である。さらに、酸素量が500原子ppm以下であるので、第1の実施形態と同様に、加工性が大幅に向上する。

[0063] そして、本実施形態では、少なくともAl, Ni, Si, Mn, Li, Ti, Fe, Co, Cr, 及びZrから選択される1種以上が合計で0.01原子%以上3.0原子%以下の範囲で含まれている。このため、これらの元素の作用効果により、機械的強度を大幅に向上させることが可能となる。

[0064] 以上、本実施形態の銅合金及び銅合金塑性加工材について説明したが、本発明はこれに限定されることはなく、請求項に記載の要件を逸脱しない範囲で適宜変更可能である。

例えば、上記実施形態では「粒径 $0.1\mu\text{m}$ 以上のCuとMgを主成分とする金属間化合物が合金中に $1\text{個}/\mu\text{m}^2$ 以下」である条件と、「導電率 σ 」に係る条件とを両方満たしている電子機器用銅合金が示されているが、何れか一方のみを満たした電子機器用銅合金であってもよい。

また、上述の実施形態では、銅合金塑性加工材の製造方法の一例について説明したが、製造方法は本実施形態に限定されず、既存の製造方法を適宜選択して製造してもよい。

実施例

[0065] 以下に、本実施形態の効果を確認するために行った確認実験の結果について説明する。

銅原料を坩堝内に装入して、 N_2 ガス雰囲気あるいは N_2-O_2 ガス雰囲気とされた雰囲気炉内において高周波溶解し、銅溶湯を得た。得られた銅溶湯内に、各種添加元素を添加して表1に示す成分組成に調製し、カーボン鋳型に

注湯して鋳塊を製出した。なお、鋳塊の大きさは、厚さ約50mm×幅約50mm×長さ約300mmとした。また、各種添加元素としては、酸素含有量が50質量ppm以下のものを使用した。

[0066] なお、銅原料として、純度99.9999質量%以上の6N銅と、酸素を所定量含有するタフピッチ銅(C1100)のいずれかを使用するか、あるいは、両者を適宜混合して使用した。これにより、酸素含有量を調整した。

なお、合金中の酸素含有量は、不活性ガス融解－赤外線吸収分析法により測定した。測定された酸素含有量を表1に示す。ここで、酸素含有量は、合金中に含有される酸化物の酸素の量も含む。

[0067] 得られた鋳塊に対して、Arガス雰囲気中において、表2、3に記載の温度条件で4時間の加熱を行う加熱工程を実施し、その後、水焼き入れを実施した。

[0068] 熱処理後の鋳塊を切断するとともに、酸化被膜を除去するために表面研削を実施した。その後、常温で、冷間溝圧延を実施し、断面形状を50mm角から10mm角とした。このように鋳塊に対して中間加工を実施し、中間加工材（角棒材）を得た。

そして、得られた中間加工材（角棒材）に対して、表2、3に記載された温度の条件でソルトバス中にて中間熱処理を実施した。その後、水焼入れを実施した。

次に、仕上げ加工として、引き抜き加工（伸線加工）を実施し、直径0.5mmの仕上げ材（線材）を製出した。

[0069] （加工性評価）

加工性の評価は、前述の引き抜き加工（伸線加工）における断線の有無によって評価した。最終形状まで伸線加工できた場合をA（Good）と評価した。伸線加工中において断線が多発し、最終形状まで加工できなかった場合をB（Bad）と評価した。

[0070] 前述の中間加工材（角棒材）及び仕上げ材（線材）を用いて、機械的特性および導電率を測定した。

(機械的特性)

中間加工材（角棒材）については、J I S Z 2201に規定される2号試験片を採取し、J I S Z 2241の引張試験方法により、引張強さを測定した。

仕上げ材（線材）については、J I S Z 2201に規定される9号試験片を採取し、J I S Z 2241の引張試験方法により、引張強さを測定した。

[0071] (導電率)

中間加工材（角棒材）については、J I S H 0505（非鉄金属材料の体積抵抗率及び導電率測定方法）により、導電率を算出した。

仕上げ材（線材）については、J I S C 3001に準拠した四端子法により、測定長1 mにて電気抵抗値を測定した。また試験片の線径及び測定長から体積を算出した。そして、測定された電気抵抗値と体積とから体積抵抗率を求めて導電率を算出した。

[0072] (組織観察)

中間加工材（角棒材）の断面中心に対して、鏡面研磨、イオンエッチングを行った。C uとM gを主成分とする金属間化合物の析出状態を確認するため、F E - S E M（電界放出型走査電子顕微鏡）を用い、1万倍の視野（約 $120\mu\text{m}^2$ /視野）で観察を行った。

次に、C uとM gを主成分とする金属間化合物の密度（個/ μm^2 ）を調査するために、金属間化合物の析出状態が特異ではない1万倍の視野（約 $120\mu\text{m}^2$ /視野）を選び、その領域で、5万倍で連続した10視野（約 $4.8\mu\text{m}^2$ /視野）の撮影を行った。金属間化合物の粒径は、金属間化合物の長径と短径の平均値とした。なお、長径は、途中で粒界に接しない条件で粒内に最も長く引ける直線の長さ）であり、短径は、長径と直角に交わる方向で、途中で粒界に接しない条件で最も長く引ける直線の長さである。そして、 $0.1\mu\text{m}$ 以上の粒径を有し、かつC uとM gを主成分とする金属間化合物の密度（平均個数）、及び $0.05\mu\text{m}$ 以上の粒径を有し、かつC uとM gを主

成分とする金属間化合物の密度（平均個数）を求めた。

[0073] 成分組成、製造条件、評価結果について、表 1～3 に示す。

[0074] [表1]

		成分組成			
		Mg (at%)	その他 (at%)	O (atppm)	Cu
発 明 例	1	3.4	—	0.5	残部
	2	3.8	—	1.8	残部
	3	4.0	—	0.2	残部
	4	4.0	—	0.2	残部
	5	4.0	—	0.2	残部
	6	4.2	—	4.3	残部
	7	4.5	—	0.2	残部
	8	5.1	—	1.2	残部
	9	5.4	—	0.3	残部
	10	6.0	—	0.1	残部
	11	6.5	—	0.5	残部
	12	4.0	—	40	残部
	13	4.1	—	400	残部
	14	3.4	Si:0.20, Mn:0.13, Cr:0.10	0.5	残部
	15	3.9	Ni:1.50, Li:0.12	1.7	残部
	16	4.2	Ti:0.23	0.1	残部
	17	4.6	Mn:1.00, Fe:0.10, Zr:0.03	4.4	残部
	18	5.0	Ni:2.00, Co:0.10	0.1	残部
	19	5.3	Li:0.12, Fe:0.30	1.2	残部
	20	5.9	Mn:0.60, Co:0.20	0.4	残部
	21	6.4	Al:2.00, Ni:0.80	0.0	残部
従 来 例	1	1.9	—	0.4	残部
	2	5.1	—	3.8	残部
比 較 例	1	10.6	—	1.5	残部
	2	4.0	—	900	残部
	3	5.3	Al:2.10, Si:2.80	0.2	残部
	4	6.0	Mn:3.10, Li:0.10	1.1	残部

[0075]

[表2]

	加熱工程 の温度	中間熱処理 工程の温度	中間材の 引張強さ (MPa)	中間材の 導電率 (% IACS)	析出物 (個/ μm^2)		加工性	仕上げ材の 引張強さ (MPa)	仕上げ材の 導電率 (% IACS)
					粒径 0.05 μm 以上	粒径 0.1 μm 以上			
1	715°C	550°C	302	45.1%	0	0	A	994	42.8%
2	715°C	550°C	307	42.2%	0	0	A	1022	39.7%
3	715°C	515°C	303	44.2%	0	0.4	A	1020	41.8%
4	715°C	525°C	305	43.7%	0	0	A	1031	41.2%
5	715°C	550°C	311	41.8%	0	0	A	1036	39.5%
6	715°C	550°C	313	41.1%	0	0	A	1053	38.9%
7	715°C	625°C	316	37.3%	0	0	A	1070	35.1%
8	715°C	650°C	321	35.1%	0	0	A	1103	33.2%
9	715°C	650°C	327	34.3%	0	0	A	1113	32.3%
10	715°C	700°C	335	33.0%	0	0	A	1130	31.3%
11	715°C	700°C	343	32.3%	0	0	A	1145	30.6%
12	715°C	550°C	305	42.1%	0	0	A	1021	39.8%
13	715°C	550°C	301	42.3%	0	0	A	962	39.8%
14	715°C	550°C	305	31.4%	0	0	A	1002	29.6%

発 明 例

[0076]

[表3]

	加熱工程 の温度	中間熱処理 工程の温度	中間材の 引張強さ (MPa)	中間材の 導電率 (% IACS)	析出物 (個/ μm^2)		加工性	仕上げ材の 引張強さ (MPa)	仕上げ材の 導電率 (% IACS)
					粒径 0.05 μm 以上	粒径 0.1 μm 以上			
15	715°C	550°C	319	27.1%	0	0	A	1060	25.6%
16	715°C	550°C	322	24.4%	0	0	A	1080	23.1%
17	715°C	550°C	320	19.1%	0	0	A	1077	18.1%
18	715°C	625°C	333	20.9%	0	0	A	1142	19.8%
19	715°C	650°C	330	20.9%	0	0	A	1125	19.8%
20	715°C	650°C	341	19.9%	0	0	A	1148	18.8%
21	715°C	700°C	387	18.5%	0	0	A	1277	17.5%
1	715°C	625°C	276	58.5%	0	0	A	843	55.1%
2	715°C	500°C	283	46.1%	10	23	B	—	—
1	715°C	—	—	—	—	—	—	—	—
2	715°C	550°C	280	42.0%	0	0	B	—	—
3	715°C	550°C	398	8.9%	0	0	A	1315	8.4%
4	715°C	550°C	350	11.0%	0	0	A	1159	10.4%

発 明 例

従 来 例

比 較 例

[0077] 従来例1においては、Mgの含有量が本実施形態の範囲よりも低い。中間材（角棒材）及び仕上げ材（線材）の引張強さがいずれも低かった。

従来例2においては、CuとMgを主成分とする金属間化合物が多く析出していた。中間材（角棒材）の引張強さが低かった。また、引き抜き加工（

伸線加工)時に断線が多発したため、仕上げ材(線材)の製作を中止した。

[0078] 比較例1においては、Mgの含有量が本実施形態の範囲よりも多い。中間加工(冷間溝圧延)時に、粗大な金属間化合物を起点とする大きな割れが発生した。このため、その後の仕上げ材(線材)の製作を中止した。

比較例2においては、酸素量が本実施形態の範囲よりも多い。中間材(角棒材)の引張強さが低かった。また、引き抜き加工(伸線加工)時に断線が多発したため、仕上げ材(線材)の製作を中止した。これは、Mg酸化物の影響であると推測される。

比較例3, 4については、Al, Ni, Si, Mn, Li, Ti, Fe, Co, Cr, 及びZrから選択される1種以上の含有量の合計が3.0原子%を超えている。導電率が大幅に低下していることが確認される。

[0079] これに対して、本発明例1～21については、良好な加工性、中間材及び仕上げ材の良好な引張強さ、及び良好な導電率が確保されていることが確認される。

[0080] 図3は、従来例2において確認された析出物の電子回折パターンを示す。この電子回折パターンは、ピアソン記号 $cF24$ 、空間群番号 $Fd-3m(227)$ 、及び格子定数 $a=b=c=0.7034\text{ nm}$ で表される結晶構造を有する $MgCu_2$ に対して、以下の方位から電子線を入射させた際に得られる電子線回折パターンと一致する。従って、析出物は、本実施形態における「CuとMgを主成分とする金属間化合物」に該当する。

[0081] [数1]

$$[1\bar{1}0]$$

[0082] そして、本発明例1～21においては、上述したCuとMgを主成分とする金属間化合物が観察されておらず、Mgが母相中に過飽和に固溶したCu-Mg過飽和固溶体からなる。

[0083] 以上のことから、本発明例によれば、高強度で、かつ優れた加工性を有する銅合金、及びこの銅合金からなる銅合金塑性加工材を提供できることが確

認された。

産業上の利用可能性

[0084] 本実施形態の銅合金及び銅合金塑性加工材は、高強度であり、かつ優れた加工性を有する。このため、本実施形態の銅合金及び銅合金塑性加工材は、機械部品、電気部品、日用品、及び建材のうち、複雑な形状の部品や高い強度が要求される部品の素材として好適に適用できる。

請求の範囲

- [請求項1] Mg を 3.3 原子%以上 6.9 原子%以下の範囲で含み、残部が実質的に Cu 及び不可避不純物であり、
 酸素量が 500 原子 ppm 以下であり、
 Mg の含有量を X 原子%としたときに、導電率 σ (% IACS) が、以下の式 (1) を満たすことを特徴とする銅合金。

$$\sigma \leq \{1.7241 / (-0.0347 \times X^2 + 0.6569 \times X + 1.7)\} \times 100 \quad \dots (1)$$
- [請求項2] Mg を 3.3 原子%以上 6.9 原子%以下の範囲で含み、残部が実質的に Cu 及び不可避不純物であり、
 酸素量が 500 原子 ppm 以下であり、
 走査型電子顕微鏡によって観察される粒径 0.1 μm 以上の Cu と Mg を主成分とする金属間化合物の平均個数が、1 個/ μm^2 以下であることを特徴とする銅合金。
- [請求項3] Mg を 3.3 原子%以上 6.9 原子%以下の範囲で含み、残部が実質的に Cu 及び不可避不純物であり、
 酸素量が 500 原子 ppm 以下であり、
 Mg の含有量を X 原子%としたときに、導電率 σ (% IACS) が、以下の式 (1) を満たし、
 走査型電子顕微鏡によって観察される粒径 0.1 μm 以上の Cu と Mg を主成分とする金属間化合物の平均個数が、1 個/ μm^2 以下であることを特徴とする銅合金。

$$\sigma \leq \{1.7241 / (-0.0347 \times X^2 + 0.6569 \times X + 1.7)\} \times 100 \quad \dots (1)$$
- [請求項4] Mg を 3.3 原子%以上 6.9 原子%以下の範囲で含み、さらに少なくとも Al, Ni, Si, Mn, Li, Ti, Fe, Co, Cr, 及び Zr から選択される 1 種以上を合計で 0.01 原子%以上 3.0 原子%以下の範囲で含み、残部が実質的に Cu 及び不可避不純物であ

り、

酸素量が500原子ppm以下であり、

走査型電子顕微鏡によって観察される粒径0.1 μm 以上のCuとMgを主成分とする金属間化合物の平均個数が、1個/ μm^2 以下であることを特徴とする銅合金。

[請求項5] 請求項1～4のいずれか一項に記載の銅合金からなる銅素材を塑性加工することによって成形されたことを特徴とする銅合金塑性加工材。

[請求項6] 請求項1～4のいずれか一項に記載の銅合金の合金組成を有する銅素材を製造する溶解・鑄造工程と、前記銅素材を400℃以上900℃以下の温度にまで加熱する加熱工程と、加熱された前記銅素材を200℃/min以上の冷却速度で、200℃以下にまで冷却する急冷工程と、急冷された前記銅素材を塑性加工する塑性加工工程と、を備えた製造方法によって成形されたことを特徴とする請求項5に記載の銅合金塑性加工材。

[請求項7] 棒、線、管、板、条、及び帯から選択される形状を有する長尺体であることを特徴とする請求項5又は6に記載の銅合金塑性加工材。