

(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2月12日(12.02.2015)



(10) 国際公開番号  
WO 2015/020187 A1

- (51) 国際特許分類:  
C22C 9/00 (2006.01) C22F 1/00 (2006.01)  
B22D 21/00 (2006.01)
- (21) 国際出願番号: PCT/JP2014/070981
- (22) 国際出願日: 2014年8月8日(08.08.2014)
- (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 2013-167045 2013年8月9日(09.08.2013) JP  
特願 2014-116287 2014年6月4日(04.06.2014) JP
- (71) 出願人: 三菱マテリアル株式会社(MITSUBISHI MATERIALS CORPORATION) [JP/JP]; 〒1008117 東京都千代田区大手町一丁目3番2号 Tokyo (JP). 三菱伸銅株式会社(MITSUBISHI SHINDOH CO., LTD.) [JP/JP]; 〒1408550 東京都品川区北品川四丁目7番35号 Tokyo (JP).
- (72) 発明者: 牧 一誠(MAKI Kazunari); 〒3640022 埼玉県北本市下石戸上1975-2 三菱マテリアル株式会社 中央研究所内 Saitama (JP). 末廣健一郎(SUEHIRO Kenichiro); 〒3640022 埼玉県北

本市下石戸上1975-2 三菱マテリアル株式会社 中央研究所内 Saitama (JP). 有澤 周平 (ARISAWA Shubei); 〒3640022 埼玉県北本市下石戸上1975-2 三菱マテリアル株式会社 中央研究所内 Saitama (JP).

(74) 代理人: 志賀 正武, 外(SHIGA Masatake et al.); 〒1006620 東京都千代田区丸の内一丁目9番2号 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, LT, 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.

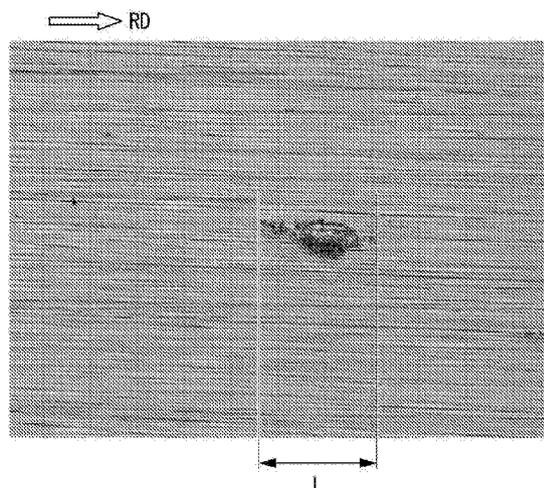
(84) 指定国 (表示のない限り、全ての種類の広域保護が可能): ARIPO (BW, GH, GM, KE, LR, LS, MW, MZ, NA, RW, SD, SL, SZ, TZ, UG, ZM, ZW), ユーラシア (AM, AZ, BY, KG, KZ, RU, TJ, TM), ヨーロッパ

[続葉有]

(54) Title: COPPER ALLOY, COPPER ALLOY THIN SHEET AND COPPER ALLOY MANUFACTURING METHOD

(54) 発明の名称: 銅合金、銅合金薄板および銅合金の製造方法

[図1]



(57) Abstract: This copper alloy contains 1.5 mass% to 2.7 mass% Fe, 0.008 mass% to 0.15 mass% P, and 0.01 mass% to 0.5 mass% Zn, with the remainder being Cu and unavoidable impurities. The content of C contained as an unavoidable impurity is less than 3 mass/mass ppm.

(57) 要約: 本発明の銅合金は、Fe; 1.5質量%以上2.7質量%以下、P; 0.008質量%以上0.15質量%以下、Zn; 0.01質量%以上0.5質量%以下を含有し、残部がCu及び不可避不純物とされており、前記不可避不純物として含まれるCの含有量が3質量ppm未満とされている。



WO 2015/020187 A1

(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))

## 明 細 書

発明の名称：銅合金、銅合金薄板および銅合金の製造方法

### 技術分野

[0001] 本発明は、例えば、家電、半導体装置用リードフレーム等の半導体部品、プリント配線板等の電気・電子部品材料、開閉器部品、ブスバー、コネクタ等の機構部品や産業用機器などに用いられる銅合金板条として好適な銅合金、銅合金薄板および銅合金の製造方法に関する。

本願は、2013年8月9日に、日本に出願された特願2013-167045号、および2014年6月4日に提出された特願2014-116287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] 上述の各種用途の銅合金としては、従来、FeとPとを含有するCu-Fe-P系の銅合金が汎用されている。Cu-Fe-P系の銅合金としては、Fe；2.1質量%以上2.7質量%以下、P；0.015質量%以上0.15質量%以下、Zn；0.05質量%以上0.20質量%以下、を含む銅合金（CDA19400合金）が例示される。なお、このCDA19400合金は、CDA（Copper Development Association）で規定されている国際標準合金である。

ここで、上述のCDA19400合金は、銅母相中にFe又はFe-P等の金属間化合物を析出させた析出強化型合金であって、強度、導電性および熱伝導性に優れていることから、様々な用途で広く使用されている。

[0003] 近年、Cu-Fe-P系の銅合金の用途拡大や、電気、電子機器の軽量化、薄肉化、小型化などに伴い、CDA19400合金に対しても、一段と高い強度や、導電性、優れた曲げ加工性が求められている。

また、上述のリードフレームやコネクタ等は、銅合金薄板をエッチングすることや打ち抜くことによって製造される。ここで、CDA19400合金等からなる銅合金薄板を打抜き加工した場合には、金型の摩耗が激しく、短

時間の使用で金型を交換しなければならないといった問題があった。

- [0004] そこで、例えば特許文献1, 2には、Cu-Fe-P系合金において、熱間圧延工程での割れを抑制するとともに耐打抜き金型摩耗性などの諸特性を向上させるために、Cを添加することが提案されている。また、Cu-Fe-P系合金の強度などの諸特性を向上させるために、Mg等を添加することが提案されている。

### 先行技術文献

#### 特許文献

- [0005] 特許文献1：日本国特開平11-323464号公報  
特許文献2：日本国特開平11-350055号公報

### 発明の概要

#### 発明が解決しようとする課題

- [0006] ところで、Cu-Fe-P系合金からなる銅合金においては、鑄塊を圧延して銅合金薄板を製造する際に表面欠陥が多く発生することがある。上述の表面欠陥が存在すると、製造歩留が大幅に低下してしまうため、銅合金薄板の製造コストが大幅に上昇してしまうといった問題があった。

また、上述のCu-Fe-P系合金からなる銅合金薄板に対し、プレス加工、エッチング加工又は銀めっきを行った際に、粗大な鉄合金粒子を起因とした非平滑な形状不良を生じることがあった。

- [0007] 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、Cu-Fe-P系合金において、表面欠陥および形状不良の発生を抑制することができる銅合金、銅合金薄板、銅合金の製造方法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

- [0008] この課題を解決するために、本発明者らが鋭意研究を行った結果、CDA19400合金等のCu-Fe-P系合金に発生する表面欠陥および形状不良は、FeとCとを含有する鉄合金粒子が、銅合金薄板の表面に露出されることにより形成されるものであることが判明した。

また、銅合金溶湯中にCが一定量以上存在した場合に、Feを主成分としCを含有する液相とCuを主成分とする液相とが液相分離し、鋳塊内に粗大なFe-C晶出物が生成することが判明した。そして、鋳塊内に生成した粗大なFe-C晶出物が起因となって、銅合金薄板の表面に露出する鉄合金粒子が生成するとの知見を得た。

[0009] 本発明は、かかる知見に基いてなされたものであって、本発明の第一の態様に係る銅合金は、Fe；1.5質量%以上2.7質量%以下、P；0.008質量%以上0.15質量%以下、Zn；0.01質量%以上0.5質量%以下を含有し、残部がCu及び不可避不純物とされており、前記不可避不純物として含まれるCの含有量が3質量ppm未満とされている。

[0010] この構成の銅合金においては、不可避不純物であるCの含有量が3質量ppm未満に規制されている。Cは、上述のように、Feを主成分としCを含有する液相とCuを主成分とする液相との液相分離を促進する作用を有する元素であるため、このCの含有量が多くなると鋳塊内に粗大なFe-C晶出物が生成しやすくなる。よって、Cの含有量を上述のように規制することにより、粗大なFe-C晶出物の発生を抑制でき、鉄合金粒子による表面欠陥を大幅に低減することが可能となる。また、粗大なFe-C晶出物に起因する製品の形状不良を抑制できる。

[0011] ここで、本発明の銅合金においては、さらに、Ni；0.003質量%以上0.5質量%以下、Sn；0.003質量%以上0.5質量%以下のいずれか一方または双方を含有してもよい。

この場合、NiまたはSnが、Cuの母相中に固溶することにより、Cu-Fe-P系銅合金の強度向上を図ることができる。

[0012] さらに、本発明の銅合金においては、さらに、Mg、Ca、Sr、Ba、希土類元素、Zr、Si、Al、Be、Ti、Coのうちの少なくとも1種または2種以上を0.0007質量%以上0.5質量%以下の範囲で含有してもよい。

この場合、Mg、Ca、Sr、Ba、希土類元素、Zr、Si、Al、B

e、Ti、Coといった元素により、Cu-Fe-P系合金の強度向上および耐打抜き金型摩耗性の向上を図ることができる。

[0013] また、本発明の銅合金においては、さらに、前記不可避不純物として含まれるMnの含有量が20質量ppm以下、Taの含有量が1質量ppm以下とされていることが好ましい。

Mn、Taといった元素は、上述のように銅合金溶湯が液相分離した際に、Feを主成分としCを含有する液相に含有され、液相分離を促進する傾向にある。このため、不可避不純物であるMn及びTaが多く含有されると、鑄塊内に粗大なFe-C晶出物が生成しやすくなるおそれがある。そこで、Mnの含有量を20質量ppm以下、Taの含有量を1質量ppm以下に規定することにより、粗大なFe-C晶出物の発生を確実に抑制できる。

[0014] 本発明の第二の態様に係る銅合金薄板は、前述の銅合金からなる銅合金薄板であって、FeとCとを含む鉄合金粒子が表面に露出することによって形成された長さ200 $\mu$ m以上の表面欠陥が、5個/m<sup>2</sup>以下とされている。さらに望ましくは、長さ200 $\mu$ m以上の表面欠陥が2個/m<sup>2</sup>以下とし、最も望ましくは1個/m<sup>2</sup>未満とする。

また、本発明の銅合金薄板は、薄板の厚さが0.5mm以下とされている。

[0015] この構成の銅合金薄板によれば、不可避不純物であるCの含有量が低く抑えられた銅合金からなるので、FeとCとを含む鉄合金粒子の発生が抑制され、この鉄合金粒子に起因する表面欠陥の発生を抑制することができる。また、粗大なFe-C晶出物に起因する製品の形状不良を抑制できる。さらに、長さ200 $\mu$ m以上の表面欠陥を5個/m<sup>2</sup>以下とすることによって、プレス加工、エッチング加工又は銀めっきを行った際に生じる製品不良率を著しく低下することができる。特に、銅合金薄板の板厚が0.5mm以下の場合、200 $\mu$ m以上の表面欠陥が存在すると厚み方向にも欠陥が成長しているおそれがあるため、例えば、プレス加工、エッチング加工などの微細な形状を付与するための加工を行うと不良の原因となる。上記の観点から、銅合金

薄板の板厚が0.2mm以下の時に本件発明の効果がより発揮される。銅合金薄板の製造コストと得られる効果とを考慮すると、好ましい上記薄板の板厚の下限値は0.05mmであるが、これに限定されることはない。

[0016] 本発明の第三の態様に係る銅合金の製造方法は、前述の銅合金の製造方法であって、原料を溶解して銅合金溶湯を生成する溶解工程と、前記銅合金溶湯を1300℃以上に保持する高温保持工程と、1300℃以上に保持した前記銅合金溶湯を鋳型内に供給して鋳塊を得る鋳造工程と、を備えている。

[0017] この構成の銅合金の製造方法によれば、銅合金溶湯を1300℃以上に保持する高温保持工程と、1300℃以上に高温保持した銅合金溶湯を鋳型内に供給して鋳塊を得る鋳造工程と、を備えているので、銅合金溶湯において、Feを主成分としCを含有する液相が、Cuを主成分とする液相と液相分離することを抑制でき、粗大なFe-C晶出物の生成を抑制することができる。よって、鉄合金粒子に起因する表面欠陥を低減することが可能となる。また、粗大なFe-C晶出物に起因する製品の形状不良を抑制できる。

### 発明の効果

[0018] 本発明によれば、Cu-Fe-P系合金において、表面欠陥および形状不良の発生を抑制することができる銅合金、銅合金薄板、銅合金の製造方法を提供することが可能となる。

### 図面の簡単な説明

[0019] [図1]銅合金薄板の表面欠陥の光学顕微鏡観察写真である。

[図2]本発明の実施形態である銅合金の製造方法を示すフロー図である。

### 発明を実施するための形態

[0020] 以下に、本発明の第一の実施形態である銅合金について説明する。

本発明の第一の実施形態である銅合金は、Fe; 1.5質量%以上2.7質量%以下、P; 0.008質量%以上0.15質量%以下、Zn; 0.01質量%以上0.5質量%以下を含有し、残部がCu及び不可避不純物とされており、不可避不純物として含まれるCの含有量が3質量ppm未満とされている。

以下に、これらの元素の含有量を前述の範囲に設定した理由について説明する。

[0021] (Fe)

FeはCuの母相中に固溶するとともに、Pを含有した析出物(Fe-P化合物)を生成する。このFe-P化合物がCuの母相中に分散されることにより、導電率を低下させることなく、強度及び硬さが向上する。

ここで、Feの含有量が1.5質量%未満では、強度向上の効果等が十分でない。一方、Feの含有量が2.7質量%を超えると、大きな晶出物が生成して表面の清浄性を損なうおそれがある。さらに導電率および加工性の低下をもたらすおそれがある。

したがって、本実施形態においては、Feの含有量を1.5質量%以上2.7質量%以下に設定している。なお、上述の作用効果を確実に奏功せしめるためには、Feの含有量を1.8質量%以上2.6質量%以下の範囲内とすることが好ましい。

[0022] (P)

Pは、脱酸作用を有する元素である。また、上述のように、FeとともにFe-P化合物を生成する。このFe-P化合物がCuの母相中に分散されることにより、導電率を低下させることなく、強度及び硬さが向上する。

ここで、Pの含有量が0.008質量%未満では、強度向上の効果等が十分でない。一方、Pの含有量が0.15質量%を超えると、導電率および加工性の低下をもたらす。

したがって、本実施形態においては、Pの含有量を0.008質量%以上0.15質量%以下に設定している。なお、上述の作用効果を確実に奏功せしめるためには、Pの含有量を0.01質量%以上0.05質量%以下の範囲内とすることが好ましい。

[0023] (Zn)

Znは、Cuの母相中に固溶し、はんだ耐熱剥離性を向上させる作用を有する元素である。

ここで、Znの含有量が0.01質量%未満では、はんだ耐熱剥離性を向上させる作用効果を十分に奏功せしめることができない。一方、Znの含有量が0.5質量%を超えてもその効果が飽和する。

したがって、本実施形態においては、Znの含有量を0.01質量%以上0.5質量%以下に設定している。なお、上述の作用効果を確実に奏功せしめるためには、Znの含有量を0.05質量%以上0.35質量%以下の範囲内とすることが好ましい。

[0024] (C)

Cは不可避不純物として、上述の銅合金中に含有されるものである。ここで、Cの含有量が多い場合、銅合金薄板の表面欠陥が大幅に増加する。この表面欠陥の一例を光学顕微鏡観察した結果を図1に示す。

EPMA (Electron Probe Micro Analyzer) での解析の結果、本実施形態において観察される表面欠陥は、Fe、Cを有する鉄合金粒子が起因となっている。

[0025] 通常、上述の銅合金を溶解鑄造する際に、Fe元素はCuを主成分とする液相中に溶解した状態で存在する。しかし、Cが一定量以上存在する場合、銅合金溶湯は、Cuを主成分とする液相とFeを主成分としCを含有する液相とに分離され、結果として粗大なFe-C晶出物が鑄塊内に存在することになる。その後、鑄塊を圧延することにより、粗大なFe-C晶出物に起因する鉄合金粒子が銅合金薄板の表面に露出し、上述の表面欠陥が発生すると考えられる。また、この鉄合金粒子に起因してプレス加工、エッチング加工又は銀めっきを行った際に、形状不良が発生する。

[0026] したがって、C元素を低減することにより、鉄合金粒子に起因する表面欠陥および形状不良を抑制することが可能となる。そこで、本実施形態においては、Cの含有量が3質量ppm未満に制限しているのである。上述の表面欠陥および形状不良の抑制を確実に奏功せしめるためには、Cの含有量を2質量ppm未満とすることが好ましい。

[0027] なお、C以外の不可避不純物としては、Ni、Sn、Mg、Ca、Sr、

Ba、希土類元素、Zr、Si、Al、Be、Ti、H、Li、B、N、O、F、Na、S、Cl、K、V、Cr、Mn、Co、Ga、Ge、As、Se、Br、Rb、Nb、Mo、Tc、Ru、Rh、Pd、Ag、Cd、In、Sb、Te、I、Cs、Hf、Ta、W、Re、Os、Ir、Pt、Au、Hg、Tl、Pb、Bi等が挙げられる。これらの不可避不純物は、総量で0.3質量%以下であることが望ましい。銅合金の製造コストと得られる効果とを考慮すると、好ましい上記不可避不純物の総量の下限値は0.1質量%であるが、これに限定されることはない。

[0028] 次に、本実施形態である銅合金の製造方法の一例について、図2に示すフロー図を参照して説明する。

[0029] <溶解工程S01>

銅原料、純鉄、ZnまたはCu-Zn母合金、PまたはCu-P母合金を溶解して銅合金溶湯を生成する。なお、銅原料は、純度が99.99質量%以上とされたいわゆる4NCu、純鉄は、純度が99.9質量%以上とされたいわゆる3NFe、もしくは99.99質量%以上の4NFe、雰囲気はArとすることが好ましい。溶解中の温度は、例えば1100~1300℃である。

[0030] <高温保持工程S02>

次に、得られた銅合金溶湯を1300℃以上に昇温して保持する。銅合金溶湯を高温で保持することにより、銅合金溶湯における液相分離を抑制することが可能となる。なお、この高温保持工程S02においては、温度を1300℃以上1500℃以下、保持時間を1min以上24h以下の範囲内とすることが好ましい。

[0031] <鑄造工程S03>

そして、1300℃以上の銅合金溶湯を、高温保持した状態から金型に注湯して鑄塊を製出する。このようにして、本実施形態である銅合金の鑄塊が製出される。

ここで、鑄造時の冷却速度は、速い方が好ましく、例えば1300℃から

900℃までの冷却速度は、5℃/s以上、さらに10℃/s以上が望ましい。銅合金の製造コストと得られる効果とを考慮すると、好ましい上記冷却速度の上限値は200℃/sであるが、これに限定されることはない。

[0032] 得られた鋳塊に対して、熱間圧延を実施した後、冷間圧延と熱処理とを適宜繰り返すことにより、所定厚さの銅合金薄板が製出される。熱間圧延は、還元性雰囲気中で750℃～1000℃の条件で実施した。冷間圧延の圧下率は40～95%、熱処理は400～700℃で行い、最終圧延の後に200～350℃で最終焼鈍を行った。

この銅合金薄板においては、FeとCを含む鉄合金粒子が表面に露出することによって形成された長さ200μm以上の表面欠陥が、5個/m<sup>2</sup>以下とされている。望ましくは、200μm以上の表面欠陥が2個/m<sup>2</sup>以下とする。さらには1個/m<sup>2</sup>以下が望ましい。

[0033] 以上のような構成とされた本実施形態によれば、不可避不純物であるCの含有量が3質量ppm未満とされているので、鋳塊内に粗大なFe-C晶出物が生成することを抑制できる。よって、この粗大なFe-C晶出物を起因とする鉄合金粒子の形成を抑制することができ、表面欠陥の発生を大幅に低減することができる。また、製品の形状不良を抑制することができる。

さらに、本実施形態の製造方法は、前記銅合金溶湯を1300℃以上の高温に保持する高温保持工程S02と、1300℃以上に保持した銅合金溶湯を鋳型に供給して鋳塊を製造する鋳造工程S03と、を備えているので、粗大なFe-C晶出物の生成を抑制することが可能となる。

[0034] 以下に、本発明の第二の実施形態である銅合金について説明する。

本発明の第二の実施形態である銅合金は、Fe；1.5質量%以上2.7質量%以下、P；0.008質量%以上0.15質量%以下、Zn；0.01質量%以上0.5質量%以下を含有するとともに、Ni；0.003質量%以上0.5質量%以下、Sn；0.003質量%以上0.5質量%以下のいずれか一方または双方を含有し、さらに、Mg、Ca、Sr、Ba、希土類元素、Zr、Si、Al、Be、Ti、Coのうちの少なくとも1種また

は2種以上を0.0007質量%以上0.5質量%以下の範囲で含有し、残部がCu及び不可避不純物とされており、前記不可避不純物として含まれるCの含有量が3質量ppm未満とされている。

以下に、これらの元素の含有量を前述の範囲に設定した理由について説明する。なお、第一の実施形態と同一の元素については説明を省略する。

[0035] (Ni)

Niは、Cuの母相中に固溶し、強度および耐リード曲げ疲労特性（耐繰り返し曲げ疲労特性）を向上させる作用を有する。

ここで、Niの含有量が0.003質量%未満では、上述の効果を十分に奏功せしめることができない。一方、Niの含有量が0.5質量%を超えると、導電率が著しく低下する。

したがって、本実施形態においては、Niの含有量を0.003質量%以上0.5質量%以下に設定している。なお、上述の作用効果を確実に奏功せしめるためには、Niの含有量を0.008質量%以上0.2質量%以下の範囲内とすることが好ましい。

[0036] (Sn)

Snは、Cuの母相中に固溶し、強度およびはんだ付け性を向上させる作用を有する。

ここで、Snの含有量が0.003質量%未満では、上述の効果を十分に奏功せしめることができない。一方、Snの含有量が0.5質量%を超えると、導電率が著しく低下する。

したがって、本実施形態においては、Snの含有量を0.003質量%以上0.5質量%以下に設定している。なお、上述の作用効果を確実に奏功せしめるためには、Snの含有量を0.008質量%以上0.2質量%以下の範囲内とすることが好ましい。

[0037] (Mg、Ca、Sr、Ba、希土類元素、Zr、Si、Al、Be、Ti、Co)

Mg、Ca、Sr、Ba、希土類元素、Zr、Si、Al、Be、Ti、

Coは銅の母相中に固溶して、あるいは、析出物、晶出物として、存在してCu-Fe-P系合金の強度を向上させる作用を有し、さらに耐打抜き金型摩耗性を向上させる作用も有する。

ここで、Mg、Ca、Sr、Ba、希土類元素、Zr、Si、Al、Be、Ti、Coの含有量が0.0007質量%未満では、上述の効果を十分に奏功せしめることができない。一方、Mg、Ca、Sr、Ba、希土類元素、Zr、Si、Al、Be、Ti、Coの含有量が0.5質量%を超えると、導電率が低下するとともに、大きな酸化物や析出物や晶出物が生成しやすくなり、さらに表面の清浄性を損なうおそれがある。

したがって、本実施形態の銅合金は、Mg、Ca、Sr、Ba、希土類元素、Zr、Si、Al、Be、Ti、Coの含有量を0.0007質量%以上0.5質量%以下に設定している。なお、上述の作用効果を確実に奏功せしめるためには、Mg、Ca、Sr、Ba、希土類元素、Zr、Si、Al、Be、Ti、Coの含有量を0.005質量%以上0.15質量%以下の範囲内とすることが好ましい。

ここで、希土類元素とは、Sc、Y、La、Ce、Pr、Nd、Sm、Eu、Gd、Tb、Dy、Ho、Er、Tm、Yb、Luである。

[0038] なお、C以外の不可避不純物としては、H、Li、B、N、O、F、Na、S、Cl、K、V、Cr、Mn、Ga、Ge、As、Se、Br、Rb、Nb、Mo、Tc、Ru、Rh、Pd、Ag、Cd、In、Sb、Te、I、Cs、Hf、Ta、W、Re、Os、Ir、Pt、Au、Hg、Tl、Pb、Bi等が挙げられる。これらの不可避不純物は、総量で0.3質量%以下であることが望ましい。銅合金の製造コストと得られる効果とを考慮すると、好ましい上記不可避不純物の総量の下限値は0.1質量%であるが、これに限定されることはない。

[0039] この第二の実施形態である銅合金は、上述の第一の実施形態と同様に、溶解工程S01、溶湯の高温保持工程S02、鑄造工程S03によって製造される。溶解工程S01では、Ni、Sn、Mg、Ca、Sr、Ba、希土類

元素、Zr、Si、Al、Be、Ti、Coの添加に、金属元素単体あるいは上記元素を含む母合金を使用する。

[0040] 以上のような構成とされた本実施形態によれば、Ni、Snを含有していることから、固溶硬化によって強度向上を図ることが可能となる。

また、Mg、Ca、Sr、Ba、希土類元素、Zr、Si、Al、Be、Ti、Coのうちの少なくとも1種または2種以上を0.0007質量%以上0.5質量%以下の範囲で含んでいるので、Cu-Fe-P系合金のさらなる高強度化を図ることができるとともに、耐打ち抜き金型摩耗性の向上を図ることができる。

[0041] そして、Cの含有量が3質量ppm未満とされているので、FeとCとを含む鉄合金粒子の形成を抑制することができ、表面欠陥の発生を大幅に低減することが可能となる。また、製品の形状不良を抑制することができる。

[0042] 以下に、本発明の第三の実施形態である銅合金について説明する。

本発明の第三の実施形態である銅合金は、Fe；1.5質量%以上2.7質量%以下、P；0.008質量%以上0.15質量%以下、Zn；0.01質量%以上0.5質量%以下を含有し、残部がCu及び不可避不純物とされており、前記不可避不純物として含まれるCの含有量が3質量ppm未満、Mnの含有量が20質量ppm以下、Taの含有量が1質量ppm以下とされている。

以下に、これらの元素の含有量を前述の範囲に設定した理由について説明する。なお、第一の実施形態と同一の元素については説明を省略する。

[0043] (Mn、Ta)

Mn、Taは不可避不純物として、上述の銅合金中に含有されるものである。

通常、上述の銅合金を溶解鑄造する際に、Fe元素はCuを主成分とする液相中に溶解した状態で存在する。しかし、Cが一定量以上存在する場合、銅合金溶湯は、Cuを主成分とする液相とFeを主成分としCを含有する液相とに分離される。ここで、Mn、Taは、銅合金溶湯が上述のように液相

分離した際に、Feを主成分としCを含有する液相に含有され、液相分離を促進するおそれがある元素である。

[0044] このため、C元素を低減するとともに、Mn、Taの含有量を低減することにより、銅合金溶湯の液相分離を抑制して粗大なFe-C晶出物の生成を抑え、鉄合金粒子に起因する表面欠陥および形状不良を抑制することが可能となる。そこで、本実施形態の銅合金においては、Cの含有量を3質量ppm未満、Mnの含有量を20質量ppm以下、Taの含有量を1質量ppm以下に制限している。上述の表面欠陥および形状不良の抑制を確実に奏功せしめるためには、Cの含有量を2質量ppm未満、Mnの含有量を15質量ppm未満、Taの含有量を0.7質量ppm未満とすることが好ましい。

[0045] なお、C、Mn、Ta以外の不可避不純物としては、Ni、Sn、Mg、Ca、Sr、Ba、希土類元素、Zr、Si、Al、Be、Ti、H、Li、B、N、O、F、Na、S、Cl、K、V、Cr、Co、Ga、Ge、As、Se、Br、Rb、Nb、Mo、Tc、Ru、Rh、Pd、Ag、Cd、In、Sb、Te、I、Cs、Hf、W、Re、Os、Ir、Pt、Au、Hg、Tl、Pb、Bi等が挙げられる。これらの不可避不純物は、総量で0.3質量%以下であることが望ましい。銅合金の製造コストと得られる効果とを考慮すると、好ましい上記不可避不純物の総量の下限値は0.1質量%であるが、これに限定されることはない。

[0046] この第三の実施形態である銅合金は、上述の第一の実施形態及び第二の実施形態と同様に、溶解工程S01、溶湯の高温保持工程S02、鑄造工程S03によって製造される。

溶解工程S01では、Mn及びTaの含有量の少ない原料を用いることが好ましい。特に、Mn元素は、鉄系原料等から混入する可能性が高いことから、鉄系原料を厳選して使用することが好ましい。好ましくは、Mnを0.1質量%以下、Taを0.005質量%以下のFe原料を用いる。

[0047] 以上のような構成とされた本実施形態によれば、不可避不純物として含まれるCの含有量が3質量ppm未満、Mnの含有量が20質量ppm以下、

Taの含有量が1質量ppm以下とされているので、銅合金溶湯の液相分離を抑制し、FeとCを含む鉄合金粒子の形成を抑制することができ、表面欠陥の発生を大幅に低減することが可能となる。また、製品の形状不良を抑制することができる。

[0048] 以上、本発明の実施形態である銅合金、銅合金薄板、銅合金の製造方法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、その発明の技術的思想を逸脱しない範囲で適宜変更可能である。

例えば、銅原料を溶解して銅溶湯を生成し、この銅溶湯に、各種元素を添加するものとして説明したが、これに限定されることはなく、スクラップ原料等を溶解して、成分調製を行ってもよい。

[0049] また、本実施形態では、高温保持工程SO<sub>2</sub>を備えたものとして説明したが、これに限定されることはなく、他の手段によって、Cの含有量を低減してもよい。例えば、使用する原料を厳選することにより、C元素の混入を防止してもよい。C元素は、鉄系原料等から混入する可能性が高いことから、鉄系原料を厳選して使用することが好ましい。

[0050] さらに、第三の実施形態においては、Ni；0.003質量%以上0.5質量%以下、Sn；0.003質量%以上0.5質量%以下のいずれか一方または双方を含有してもよいし、さらに、Mg、Ca、Sr、Ba、希土類元素、Zr、Si、Al、Be、Ti、Coのうちの少なくとも1種または2種以上を0.0007質量%以上0.5質量%以下の範囲で含有してもよい。

## 実施例

[0051] 以下に、本発明の効果を確認すべく行った確認実験の結果について説明する。

[0052] (実施例1)

純度99.99質量%以上、C含有量が1質量ppm以下の無酸素銅（ASTM B152 C10100）からなる銅原料を準備し、これをアルミナ坩堝内に装入して、Arガス雰囲気とされた高周波溶解炉にて、溶解した

。

[0053] 得られた銅溶湯内に、原料として、純鉄、Cu-Zn母合金、Cu-Ni母合金、Cu-Sn母合金、Cu-P母合金、および、Mg、Ca、Sr、Ba、希土類元素、Zr、Si、Al、Be、Ti、Coの原料又は母合金を必要に応じて添加し、Ar雰囲気中にて1200℃で溶解し、表1に示す成分組成に調製し、水冷銅鑄型に注湯して鑄塊を製出した。なお、各原料のC含有量は10質量ppm以下である。製出された鑄塊の大きさは、厚さ約30mm×幅約150mm×長さ約200mmとした。なお、本発明例1-27においては、鉄原料として高純度鉄（純度99.99質量%）を使用した。

また、本発明例23-26においては、得られた溶湯を1200℃から1300℃に一度昇温し、その後に鑄塊を製出した。

上記の溶湯温度を1300℃にしたときの1300℃から900℃までの冷却速度、および、溶湯温度を1200℃にしたときの1200℃から900℃までの冷却速度は、約10℃/s以上とした。

また、比較例1、2においては、C粉末を添加して、溶湯と接触させることにより、C量を増加させた。

[0054] 得られた鑄塊を、950℃に加熱し、厚さ5.0mmまでの熱間圧延を実施した。この熱間圧延後、酸化被膜を除去するために表面研削を実施し、厚さ4.0mmとした。

その後、粗圧延を実施して厚さ0.4mmとした。次に、550℃×1時間の加熱工程を実施し、さらに冷間圧延を実施して厚さを0.2mmとした。

。

次に、450℃×1時間の加熱工程を実施し、最終冷間圧延を実施して厚さ約0.1mm×幅約150mmの条材を製出した。

そして、最終焼鈍として250℃×1時間の加熱工程を実施し、得られた条材を特性評価用条材とした。ここで、上記のすべての熱処理はAr雰囲気中で実施した。

[0055] 得られた特性評価用条材を用いて、以下の特性評価を実施した。

[0056] (Fe、P、Zn、その他の添加元素及び不純物含有量の測定方法)

表1の組成は、Fe、P、Zn、その他の添加元素はグロー放電質量分析装置(GD-MS)、Cは赤外吸収法を用いて測定した。

[0057] (機械的特性)

特性評価用条材からJIS Z 2241:2011(ISO 6892-1:2009に基づく)に規定される13B号試験片を採取し、オフセット法により、0.2%耐力を測定した。

なお、試験片は、引張試験の引張方向が特性評価用条材の圧延方向に対して平行になるように採取した。

[0058] (欠陥個数)

特性評価用条材から0.2m<sup>2</sup>の銅条25枚について、異物が表面に露出することによって形成される長さ200μm以上の表面欠陥個数を検査した。欠陥の長さは、異物が表面に露出した表面傷の圧延方向の最大長さとした。上記の評価方法によって、平均欠陥個数(個/m<sup>2</sup>)を算出した。

[0059] 評価結果を表1に示す。

[0060]

[表1]

	成分組成						不純物	高温 保持 工程	平均欠陥 個数 (個/m <sup>2</sup> )	0.2% 耐力 (MPa)	
	Fe (質量%)	P (質量%)	Zn (質量%)	その他 (質量%)		Cu	C (質量ppm)				
本 発 明 例	1	1.6	0.027	0.076	—	—	残	0.8	なし	0.2	480
	2	2.5	0.025	0.072	—	—	残	2.4	なし	1.8	481
	3	2.2	0.011	0.074	—	—	残	2.0	なし	0.4	485
	4	2.1	0.146	0.073	—	—	残	2.0	なし	0.4	484
	5	2.3	0.025	0.021	—	—	残	1.7	なし	0.2	484
	6	2.1	0.025	0.396	—	—	残	2.1	なし	0.4	483
	7	2.2	0.028	0.074	—	—	残	2.1	なし	0.4	483
	8	2.2	0.029	0.067	Ni	0.034	残	2.1	なし	0.4	508
	9	2.2	0.028	0.071	Sn	0.081	残	1.7	なし	0.2	509
	10	2.1	0.026	0.067	Mg	0.015	残	1.9	なし	0.2	509
	11	2.2	0.026	0.067	Ca	0.010	残	2.2	なし	0.4	498
	12	2.1	0.025	0.076	Sr	0.008	残	2.0	なし	0.4	498
	13	2.2	0.029	0.070	Ba	0.009	残	2.0	なし	0.4	499
	14	2.2	0.029	0.076	La	0.009	残	1.9	なし	0.2	500
	15	2.2	0.028	0.071	Zr	0.006	残	1.9	なし	0.2	506
	16	2.3	0.029	0.066	Si	0.015	残	1.6	なし	0.2	502
	17	2.3	0.029	0.067	Al	0.032	残	2.1	なし	0.4	506
	18	2.1	0.025	0.071	Be	0.009	残	1.7	なし	0.2	505
	19	2.1	0.028	0.074	Ti	0.010	残	2.0	なし	0.2	506
	20	2.2	0.027	0.069	Ni	0.027	残	2.0	なし	0.2	505
					Co	0.032					
	21	2.2	0.029	0.064	Sn	0.023	残	2.1	なし	0.4	505
					Co	0.014					
	22	2.1	0.025	0.066	Ni	0.024	残	1.7	なし	0.2	507
					Sn	0.006					
					Si	0.015					
					Al	0.016					
23	2.1	0.026	0.071	—	—	残	1.8	あり	0.2	479	
24	2.2	0.025	0.077	Ni	0.028	残	1.8	あり	0.2	497	
25	2.3	0.027	0.076	Sn	0.027	残	1.7	あり	0.2	508	
26	2.1	0.029	0.075	Ni	0.032	残	1.7	あり	0.2	507	
				Si	0.014						
27	2.7	0.026	0.066	—	—	残	2.9	なし	4.4	485	
比 較 例	1	2.3	0.029	0.072	—	—	残	14.3	なし	11.2	483
	2	2.4	0.026	0.076	Ni	0.031	残	13.0	なし	11.0	512
	Si				0.011						

[0061] 不可避不純物であるCの含有量が本発明の範囲を超える比較例1, 2においては、欠陥個数が11.2個/m<sup>2</sup>、11.0個/m<sup>2</sup>と非常に多くなっている。

これに対して、不可避不純物であるCの含有量が3質量ppm未満とされた本発明例1-27においては、欠陥個数がいずれも4.4個/m<sup>2</sup>以下と、比較例に比べて大幅に低減していることが確認された。

[0062] また、Mg、Ca、Sr、Ba、希土類元素、Zr、Si、Al、Be、Ti、Coを添加した本発明例8-22、24-26においては、0.2%耐力が500MPa程度とされており、強度特性の向上が認められる。

さらに、銅合金溶湯を1300℃で保持した後に、鋳塊を製出し、溶湯の高温保持を実施した本発明例23-26においては、欠陥個数がさらに低減している。このことから、銅合金溶湯の高温保持を実施することにより、銅合金薄板の表面欠陥をさらに抑制できることが確認された。

[0063] (実施例2)

純度99.99質量%以上、C含有量が1質量ppm以下、Mn含有量が0.1質量ppm以下、Ta含有量が0.1質量ppm以下の無酸素銅 (ASTM B152 C10100) からなる銅原料を準備し、これをアルミナ坩堝内に装入して、Arガス雰囲気とされた高周波溶解炉にて、溶解した。

[0064] 得られた銅溶湯内に、原料として、純鉄、Fe-Mn母合金、Fe-Ta母合金、Cu-Zn母合金、Cu-Ni母合金、Cu-Sn母合金、Cu-P母合金、および、Mg、Ca、Sr、Ba、希土類元素、Zr、Si、Al、Be、Ti、Coの原料又は母合金を必要に応じて添加し、実施例1と同様の方法で、表2に示す成分組成の鋳塊 (厚さ約30mm×幅約150mm×長さ約200mm) を製出した。なお、本発明例39-41においては、得られた溶湯を1200℃から1300℃に一度昇温し、その後に鋳塊を製出した。

この鋳塊を用いて、実施例1と同様の方法により、厚さ約0.1mm×幅約150mmの特性評価用条材を製出した。

[0065] 得られた特性評価用条材を用いて、以下の特性評価を実施した。

なお、欠陥個数については、より詳細に評価するために、特性評価用条材

から0.2 m<sup>2</sup>の銅条50枚の裏表両面を観察し、異物が表面に露出することによって形成される長さ200 μm以上の表面欠陥個数を検査した。欠陥の長さは、異物が表面に露出した表面傷の圧延方向の最大長さとした。上記の評価方法によって、平均欠陥個数（個/m<sup>2</sup>）を算出した。

[0066] (Fe、P、Zn、Mn、Ta、その他の添加元素及び不純物含有量の測定方法)

Fe、P、Znは、誘導結合プラズマ発光分光分析装置（ICP-AES）を用いて測定した。Mn、Ta、その他の添加元素はグロー放電質量分析装置（GD-MS）を用いて測定した。

Cは、赤外吸収法を用いて測定した。

[0067] 評価結果を表2に示す。

[0068]

[表2]

	成分組成(質量%)							不純物(質量ppm)			高温保持工程	平均欠陥個数(個/m <sup>2</sup> )
	Fe	P	Zn	その他	Cu	C	Mn	Ta				
31	2.3	0.029	0.074	—	—	残	1.7	25.0	1.7	なし	0.50	
32	2.2	0.030	0.064	—	—	残	2.6	32.0	2.5	なし	0.85	
33	2.1	0.025	0.077	Ni	0.035	残	1.3	27.0	1.3	なし	0.35	
34	2.2	0.025	0.067	Mg	0.023	残	0.8	22.0	2.8	なし	0.20	
35	2.3	0.028	0.076	—	—	残	1.6	14.0	0.9	なし	0.15	
36	2.1	0.027	0.077	—	—	残	2.5	7.0	0.1	なし	0.15	
37	2.2	0.027	0.070	Ni	0.034	残	1.7	15.0	0.7	なし	0.10	
38	2.2	0.025	0.071	Mg	0.021	残	1.8	14.0	0.1	なし	0.05	
39	2.2	0.025	0.075	—	—	残	1.4	4.0	0.1	あり	0.05	
40	2.3	0.026	0.076	Ni	0.032	残	1.6	18.0	0.2	あり	0.10	
41	2.3	0.024	0.066	Mg	0.030	残	1.8	10.0	0.1	あり	0.10	

本発明例

[0069] 不可避不純物であるMnの含有量が20質量ppm以下、Taの含有量が1質量ppm以下に規定された本発明例35-41においては、平均欠陥個数がさらに低減している。

このことから、不可避不純物であるMnの含有量を20質量ppm以下、

Taの含有量を1質量ppm以下とすることにより、銅合金薄板の表面欠陥をさらに抑制できることが確認された。

### 産業上の利用可能性

[0070] 本発明に係る銅合金、銅合金薄板および銅合金の製造方法によれば、Cu-Fe-P系合金において、表面欠陥および形状不良の発生を抑制することができる。

### 符号の説明

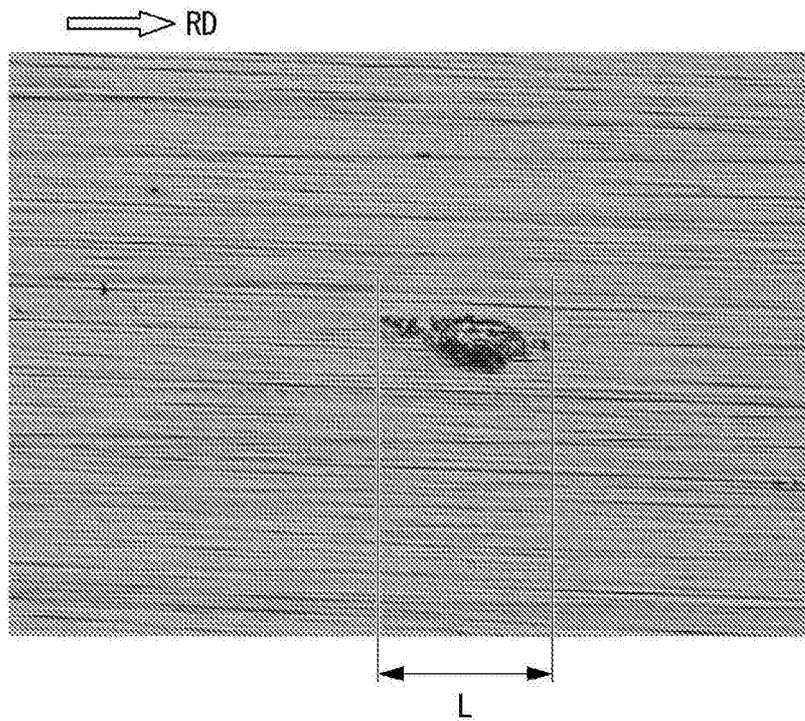
[0071] S01 溶解工程  
S02 高温保持工程  
S03 鋳造工程  
RD 圧延方向  
L 表面欠陥の長さ

## 請求の範囲

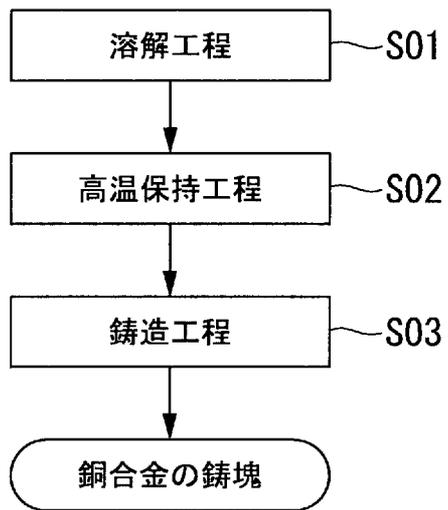
- [請求項1] Fe ; 1.5質量%以上2.7質量%以下、P ; 0.008質量%以上0.15質量%以下、Zn ; 0.01質量%以上0.5質量%以下を含有し、残部がCu及び不可避不純物とされており、  
前記不可避不純物として含まれるCの含有量が3質量ppm未満とされている銅合金。
- [請求項2] さらに、Ni ; 0.003質量%以上0.5質量%以下、Sn ; 0.003質量%以上0.5質量%以下のいずれか一方または双方を含有する請求項1に記載の銅合金。
- [請求項3] さらに、Mg、Ca、Sr、Ba、希土類元素、Zr、Si、Al、Be、Ti、Coのうちの少なくとも1種または2種以上を0.0007質量%以上0.5質量%以下の範囲で含有する請求項1または請求項2に記載の銅合金。
- [請求項4] 前記不可避不純物として含まれるMnの含有量が20質量ppm以下、Taの含有量が1質量ppm以下とされている請求項1から請求項3に記載の銅合金。
- [請求項5] 請求項1から請求項4のいずれか一項に記載された銅合金からなる銅合金薄板であって、  
FeとCとを含む鉄合金粒子が表面に露出することによって形成された長さ200 $\mu$ m以上の表面欠陥が、5個/m<sup>2</sup>以下とされている銅合金薄板。
- [請求項6] 前記薄板の厚さが0.5mm以下とされている請求項5に記載の銅合金薄板。
- [請求項7] 請求項1から請求項4のいずれか一項に記載された銅合金の製造方法であって、  
原料を溶解して銅合金溶湯を生成する溶解工程と、前記銅合金溶湯を1300℃以上に保持する高温保持工程と、1300℃以上に保持した前記銅合金溶湯を鋳型内に供給して鋳塊を得る鋳造工程と、を備

えている銅合金の製造方法。

[図1]



[図2]



**INTERNATIONAL SEARCH REPORT**

International application No.  
PCT/JP2014/070981

**A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER**  
C22C9/00(2006.01)i, B22D21/00(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, B22D21/00, C22F1/00

Documentation searched other than minimum documentation to the extent that such documents are included in the fields searched

Jitsuyo Shinan Koho	1922-1996	Jitsuyo Shinan Toroku Koho	1996-2014
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)

**C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT**

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
X Y	JP 2001-158927 A (Hitachi Cable, Ltd.), 12 June 2001 (12.06.2001), paragraphs [0002] to [0005], [0016] to [0022] (Family: none)	1-6 7
X Y	JP 2000-144284 A (Kobe Steel, Ltd.), 26 May 2000 (26.05.2000), claims 1, 2; paragraphs [0013], [0016] to [0018] (Family: none)	1-6 7

Further documents are listed in the continuation of Box C.       See patent family annex.

* Special categories of cited documents:	"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
"A" document defining the general state of the art which is not considered to be of particular relevance	"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
"E" earlier application or patent but published on or after the international filing date	"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
"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)	"&" document member of the same patent family
"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	

Date of the actual completion of the international search 28 August, 2014 (28.08.14)	Date of mailing of the international search report 09 September, 2014 (09.09.14)
---	---

Name and mailing address of the ISA/ Japanese Patent Office	Authorized officer
Facsimile No.	Telephone No.

**INTERNATIONAL SEARCH REPORT**

International application No.

PCT/JP2014/070981

C (Continuation). DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
Y	JP 2010-126783 A (Nippon Mining & Metals Co., Ltd.), 10 June 2010 (10.06.2010), paragraphs [0001], [0028], [0032] to [0034], [0053], [0063], [0068]; table 1, no.15; table 4, no.33 (Family: none)	7
A	JP 10-130755 A (Kobe Steel, Ltd.), 19 May 1998 (19.05.1998), claim 7; tables 1 to 4 (Family: none)	1-7
A	JP 7-242965 A (Mitsubishi Materials Corp.), 19 September 1995 (19.09.1995), claim 3 (Family: none)	1-7

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, B22D21/00(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, B22D21/00, C22F1/00

最小限資料以外の資料で調査を行った分野に含まれるもの  
 日本国実用新案公報 1922-1996年  
 日本国公開実用新案公報 1971-2014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)

C. 関連すると認められる文献

引用文献の カテゴリー*	引用文献名 及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する 請求項の番号
X Y	JP 2001-158927 A (日立電線株式会社) 2001.06.12, 段落 0002-0005, 0016-0022 (ファミリーなし)	1-6 7
X Y	JP 2000-144284 A (株式会社神戸製鋼所) 2000.05.26, 請求項 1, 2, 段落 0013, 0016-0018 (ファミリーなし)	1-6 7
Y	JP 2010-126783 A (日鉱金属株式会社) 2010.06.10, 段落 0001, 0028, 0032-0034, 0053, 0063, 0068, 表 1 の NO. 15、表 4 の NO. 33 等 (ファミリーなし)	7

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	の日の後に公表された文献
「A」 特に関連のある文献ではなく、一般的な技術水準を示すもの	「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
「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	「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
「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)	「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
「O」 口頭による開示、使用、展示等に言及する文献	「&」 同一パテントファミリー文献
「P」 国際出願日前で、かつ優先権の主張の基礎となる出願	

国際調査を完了した日 28.08.2014	国際調査報告の発送日 09.09.2014
--------------------------	--------------------------

国際調査機関の名称及びあて先 日本国特許庁 (ISA/J P) 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) 高木 康晴 電話番号 03-3581-1101 内線 3435	4 K	9 2 7 5
--	--	-----	---------

C (続き) . 関連すると認められる文献		
引用文献の カテゴリー*	引用文献名 及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する 請求項の番号
A	JP 10-130755 A (株式会社神戸製鋼所) 1998.05.19, 請求項7、 表1-表4 (ファミリーなし)	1-7
A	JP 7-242965 A (三菱マテリアル株式会社) 1995.09.19, 請求項3 (ファミリーなし)	1-7