



(19)中華民國智慧財產局

(12)發明說明書公告本

(11)證書號數：TW I631226 B

(45)公告日：中華民國 107 (2018) 年 08 月 01 日

(21)申請案號：103129655

(22)申請日：中華民國 103 (2014) 年 08 月 28 日

(51)Int. Cl. : *C22C9/00 (2006.01)* *C22F1/08 (2006.01)*
H01B1/02 (2006.01) *H01R13/03 (2006.01)*
H01R43/16 (2006.01)

(30)優先權：2013/08/30 日本 2013-180162

(71)申請人：同和金屬股份有限公司 (日本) DOWA METALTECH CO., LTD. (JP)
日本(72)發明人：宮城国朗 MIYAGI, KUNIAKI (JP)；菅峻史 SUGA, TAKASHI (JP)；青山智胤
AOYAMA, TOMOTSUGU (JP)；成枝宏人 NARIEDA, HIROTO (JP)；遠藤秀樹
ENDO, HIDEKI (JP)；菅原章 SUGAWARA, AKIRA (JP)

(74)代理人：洪武雄；陳昭誠

(56)參考文獻：

CN	101180412A	JP	2006-233314A
JP	2007-291518A	US	5868877A1
US	2008/190524A1		

審查人員：簡昭莢

申請專利範圍項數：4 項 圖式數：0 共 31 頁

(54)名稱

銅合金板材與其製造方法以及通電零件

CUPPOR ALLOY PLATE AND METHOD FOR PRODUCING THE SAME AND CONDUCTIVE PARTS

(57)摘要

本發明提供一種導電性、強度、彎曲加工性、及施加 TD 之負荷應力時之耐應力緩和特性佳的 Cu-Fe-P-Mg 系銅合金板材。

本發明之銅合金板材係以質量%計為含有 Fe：0.05 至 2.50%、Mg：0.03 至 1.00%、P：0.01 至 0.20%，且該等元素含量係符合 $Mg-1.18(P-Fe/3.6) \geq 0.03$ 之關係，由固溶 Mg 量(質量%)/該合金之 Mg 含量(質量%) $\times 100$ 所定之 Mg 固溶率為 50%以上，粒子徑 50nm 以上之 Fe-P 系化合物的存在密度為 10.00 個/ $10\mu m^2$ 以下，粒子徑 100nm 以上之 Mg-P 系化合物的存在密度為 10.00 個/ $10\mu m^2$ 以下。

The present invention provides a Cu-Fe-P-Mg-based cuppor alloy plate excellent in conductivity, strength, bending processibility and stress relaxation characteristic when being applied with TD loading stress.

The present cuppor alloy plate comprises, in mass%, Fe:0.05 to 2.50%, Mg:0.03 to 1.00%, P:0.01 to 0.20%, wherein the contents of these elements comply with the relationship of $Mg-1.18(P-Fe/3.6) \geq 0.03$, a Mg solid solution ratio determined by solid solution amount of Mg (mass%)/the Mg content of the alloy (mass%) $\times 100$ is 50% or more, the presenting density of Fe-P-based compound with a particle size of 50 nm

I631226

TW I631226 B

or more is 10.00 particles /10 $\mu\text{ m}^2$ or less, the presenting density of Mg-P-based compound with a particle size of 100 nm or more is 10.00 particles /10 $\mu\text{ m}^2$ or less.

發明專利說明書

(本說明書格式、順序，請勿任意更動)

【發明名稱】(中文/英文)

銅合金板材與其製造方法以及通電零件

CUPPOR ALLOY PLATE AND METHOD FOR
PRODUCING THE SAME AND CONDUCTIVE PARTS

【技術領域】

【0001】 本發明係一種改善彎曲加工性與耐應力緩和特性之 Cu-Fe-P-Mg 系銅合金板材，特別是關於音叉端子等，亦適用於在朝與輥軋方向及板厚方向之兩方垂直的方向(TD)施加應力的狀態下使用之零件的高強度銅合金之板材。此外，關於一種將該銅合金板材進行加工所成之音叉端子等通電零件。

【先前技術】

【0002】 Cu-Fe-P-Mg 系銅合金係可獲得導電性良好之高強度構件的合金，且係使用在通電零件之用途。利用該種之銅合金，係試著改善強度、導電性、衝壓加工性、彎曲加工性、或耐應力緩和特性等因應目的之特性(專利文獻 1 至 5)。

(先前技術文獻)

(專利文獻)

【0003】

專利文獻 1：日本特開昭 61-67738 號公報

專利文獻 2：特開平 10-265873 號公報

專利文獻 3：特開 2006-200036 號公報

專利文獻 4：特開 2007-291518 號公報

專利文獻 5：美國專利第 6093265 號

【發明內容】

(發明所欲解決之課題)

【0004】 就使用於連接器等通電零件之銅合金板材而言，較重要者為彎曲加工性佳、及耐應力緩和特性佳。其中，就耐應力緩和特性而言，以往係以朝屬於素材之板材的板厚方向施加負荷應力(撓曲變位)之方法進行評估。然而，在音叉端子等零件中，係在承受與素材之板厚方向垂直的方向、亦即與素材之板面平行的方向之變位的狀態下使用。在板材中，輥軋方向(LD)、或與輥軋方向及板厚方向之兩方垂直的方向(TD)皆係指「與板厚方向垂直之方向」。在音叉端子之情形時，不論來自屬於素材之板材的採取方向是哪一方向，皆會在零件內產生被施加之撓曲變位之方向成為 LD 的部位及成為 TD 的部位。

【0005】 依據發明人等之檢討，被施加之撓曲變位的方向(負荷應力之方向)為(i)板厚方向時、為(ii)LD 時、(iii)TD 時的三種情形下，比較同一之銅合金板材的耐應力緩和特性時，可得知為(iii)TD 時之應力緩和率較容易成為最差的結果。因此，當考慮如音叉端子等在「與板厚方向垂直之方向」承受變位之狀態下使用之零件的用途時，較重要為改善撓曲變位之方向為 TD 時之耐應力緩和特性。然而，目前尚不知道有一種改善上述特性的銅合金板材。

【0006】 本發明之目的係在於：在導電性良好之高強度 Cu-Fe-P-Mg 系銅合金板材中，特別同時改善加工性、及撓曲變位之方向為 TD 時之耐應力緩和特性。
(解決課題之手段)

【0007】 依據發明人等之詳細研究，可知在 Cu-Fe-P-Mg 系銅合金板材中，基質中之固溶 Mg 與微細之 Fe-P 系化合物係在改善撓曲變位之方向為 TD 時之耐應力緩和特性的前提下極為有效地發揮作用。此外，特別是亦可得知，粒子徑 100nm 以上之 Mg-P 系化合物會成為使彎曲加工性降低之主要原因。再者，得知為了抑制粒子徑 100nm 以上之 Mg-P 系化合物的生成，且充分地確保固溶 Mg 量，係在使微細之 Fe-P 系化合物於 600 至 850℃ 之高溫域中優先生成，且使與 Mg 結合之 P 減少的前提下，在 400 至 590℃ 之低溫域中進一步使 Fe-P 系化合物與 Mg-P 系化合物微細析出的手法較為有效。再者，關於 Mg 可得以下數據：將 Mg 總含量之 50% 以上的 Mg 作為固溶 Mg 而含有者，係在改善彎曲加工性及撓曲變位之方向為 TD 時之耐應力緩和特性的方面極為有效。本發明係依據上述見解而完成者。

【0008】 亦即，上述目的係由銅合金板材所達成，該銅合金板材係由以質量%計為 Fe:0.05 至 2.50%、Mg:0.03 至 1.00%、P:0.01 至 0.20%、Sn:0 至 0.50%、Ni:0 至 0.30%、Zn:0 至 0.30%、Si:0 至 0.10%、Co:0 至 0.10%、Cr:0 至 0.10%、B:0 至 0.10%、Zr:0 至 0.10%、Ti:0 至 0.10%、Mn:0 至 0.10%、V:0 至 0.10%、剩餘部為 Cu 及不可避免的雜質所構成，且

具有符合下述式(1)的化學組成，當將藉由倍率 10 萬倍之 TEM 觀察下的 EDX 分析所求出之 Cu 基質部分的平均 Mg 濃度(質量%)稱為固溶 Mg 量時，由下述式(2)所定義之 Mg 固溶率為 50%以上，粒子徑 50nm 以上之 Fe-P 系化合物的存在密度為 10.00 個/ $10\mu\text{m}^2$ 以下，粒子徑 100nm 以上之 Mg-P 系化合物的存在密度為 10.00 個/ $10\mu\text{m}^2$ 以下。

$$\text{Mg}-1.18(\text{P}-\text{Fe}/3.6)\geq 0.03 \cdots (1)$$

$$\text{Mg 固溶率}(\%) = \text{固溶 Mg 量}(\text{質量}\%)/\text{Mg 總含量}(\text{質量}\%) \times 100 \cdots (2)$$

其中，在式(1)之元素符號 Mg、P、Fe 的部位，分別代入以質量%表示元素含量的值。

Fe-P 系化合物及 Mg-P 系化合物之粒子徑係指藉由 TEM 所觀測之粒子的長徑。

【0009】 上述銅合金板材係具有以下特性：例如導電率為 65%IACS 以上，當將軋軋方向稱為 LD，將與軋軋方向及板厚方向之兩方垂直的方向稱為 TD 時，依據 JIS Z2241 之 LD 的 0.2%耐力為 $450\text{N}/\text{mm}^2$ 以上，在依據 JIS Z3110 之 W 彎曲試驗中，將彎曲軸設為 LD，將彎曲半徑 R 與板厚 t 之比 R/t 設為 0.5 的條件下，具有觀測不到斷裂之彎曲加工性，在懸臂樑方式之應力緩和試驗中採用長邊方向與 LD 一致且 TD 之寬度為 0.5mm 之試驗片，且利用將撓曲變位之施加方向設為 TD 之方法施加 LD 之 0.2%耐力的 80% 之負荷應力，在 150°C 下保持 1000 小時時之應力緩和率為 35% 以下。本發明之銅合金板材的板厚較佳為例如 0.1 至

2.0mm 之範圍，更佳為 0.4 至 1.5mm 之範圍。

【0010】 就上述銅合金板材之製造方法而言，提供包含下述步驟之製造方法：

鑄造步驟，係以模製方式使上述化學組成之銅合金的溶融物凝固，將凝固後之冷卻過程之 700 至 300℃ 為止的平均冷卻速度設為 30℃ /min 以上以製造鑄片；

鑄片加熱步驟，係將所得之鑄片加熱保持在 850 至 950℃ 之範圍；

熱軋步驟，係以使最後階段溫度成為 400 至 700℃ 之方式對前述加熱後之鑄片進行熱軋，之後，以使 400 至 300℃ 為止之平均冷卻速度成為 5℃ /秒以上之方式進行急冷而作成熱軋板；

冷軋步驟，係以軋軋率 30% 以上對前述熱軋板進行軋軋；

第 1 中間退火(annealing)步驟，係以使從 300℃ 至 T℃ 為止之平均升溫速度成為 5℃ /秒以上之方式升溫至落在 600 至 850℃ 之範圍的保持溫度 T℃ 為止，以 T℃ 保持 5 至 300 秒，且以使從 T℃ 至 300℃ 為止的平均冷卻速度成為 5℃ /秒以上之方式進行冷卻；

第 2 中間退火步驟，係在 400 至 600℃ 之範圍內保持 0.5 小時以上後，以使從其保持溫度至 300℃ 為止的平均冷卻速度成為 20 至 200℃ /小時之方式進行冷卻；

完工冷軋步驟，係以軋軋率 5 至 95% 進行軋軋；以及
低溫退火步驟，係以 200 至 400℃ 進行加熱。

【0011】 再者，本發明提供一種通電零件，其係由上述銅合金板材所加工之零件，且在朝來自方向(TD)之零件內的方向施加負荷應力的狀態下使用，該方向(TD)係與前述銅合金板材之軋軋方向及板厚方向之兩方垂直。
(發明之效果)

【0012】 依據本發明，提供一種兼具高水準之導電性、強度、彎曲加工性、耐應力緩和特性的銅合金板材。特別是，在朝與軋軋方向及板厚方向之兩方垂直的方向(TD)施加負荷應力之狀態下使用的通電零件中，可實現高耐久性。

【圖式簡單說明】

無

【實施方式】

【0013】 《化學組成》

以下，關於合金元素之化學組成的「%」，只要未特別說明即係指「質量%」。

Fe 係藉由形成與 P 之化合物而朝基質中微細析出，而有助於強度提升及耐應力緩和特性之提升的元素。爲了充分地發揮該等效果，而確保 0.05%以上之 Fe 含量。然而，過剩之 Fe 含量係成爲導電率降低之主要原因，因此限制在 2.50%以下之範圍。較佳爲 1.00%以下，更佳爲 0.50%以下。

【0014】 P 係一般而言適用作爲銅合金之脫氧劑，在本發明中，係藉由 Fe-P 系化合物及 Mg-P 系化合物之微細析出而使強度及耐應力緩和特性提升。爲了充分地發揮該

等之效果，係確保 0.01%以上之 P 含量。更佳為 0.02%以上。然而，P 含量越多，越容易產生熱龜裂，故 P 含量係設在 0.20%以下之範圍。較佳為 0.17%以下，更佳為 0.15%以下。

【0015】 Mg 係藉由固溶於 Cu 基質而有助於耐應力緩和特性之提升。此外，藉由形成微細之 Mg-P 系化合物，而有助於強度及耐應力緩和特性之提升。特別是，有關於施加之撓曲變位的方向為 TD 時之耐應力緩和特性(以下，將該特性稱為「撓曲方向為 TD 之耐應力緩和特性」)，除了微細之 Fe-P 系化合物的貢獻以外，亦需要固溶 Mg 之貢獻、及微細之 Mg-P 系化合物之貢獻。因此，必須將 Mg 含量設為 0.03%以上。然而，多量之 Mg 添加係成為導致熱龜裂等之主要原因。在各種檢討之結果，Mg 含量係限制在 1.00%以下。較佳為 0.50%以下，更佳為 0.20%以下。

【0016】 再者，針對與 Fe 及 P 之含量的關係，係以符合下述式(1)之方式含有 Mg。

$$\text{Mg}-1.18(\text{P}-\text{Fe}/3.6) \geq 0.03 \cdots (1)$$

在此，在式(1)之元素符號 Mg、P、Fe 的部位，係分別代入以質量%表示元素含量的值。該 Mg 含量係與後述式(2)之 Mg 總含量為相同者。式(1)左邊係顯示未形成化合物之任意的 Mg 存在量(質量%)之指標。在本發明中，必須以至少由該指標所表示之任意的 Mg 存在量成為 0.03%以上之方式確保 Mg 含量。由式(1)左邊所算出之任意的 Mg 存在量，理論上係可為相當於 Cu 基質中之固溶 Mg 量。然而，如後所述實測之固溶 Mg 量，得知亦有比上述之理論上之

任意的 Mg 存在量更少之情形。因此，在本發明中，係須依據後述式(2)為要件，以確保實際之固溶 Mg 量。

【0017】 除此以外，可依需要使以下所示之元素的 1 種以上，分別在以下之含量範圍內含有之。

Sn:0.50%以下、Ni:0.30%以下、Zn:0.30%以下、Si:0.10%以下、Co:0.10%以下、Cr:0.10%以下、B:0.10%以下、Zr:0.10%以下、Ti:0.10%以下、Mn:0.10%以下、V:0.10%以下

然而，該等任意含有元素的合計含量較佳為設在 0.50% 以下。

【0018】 《Mg 固溶率》

在本發明中，為了提升耐應力緩和特性，係利用固溶於 Cu 基質中之 Mg 的作用。Mg 之原子半徑係比 Cu 還大，而造成因柯瑞爾氛圍氣體的形成、或與空孔之結合所致之基質內的空孔減少，且該等之作用會阻止轉移之動作而使耐應力緩和特性提升。

【0019】 如上所述，Cu 基質中之固溶 Mg 量係可藉由依據化學組成之式(1)左邊的計算而進行某種程度之推定。然而，本發明人等係在詳細地進行 TEM(透過型電子顯微鏡)之微視的 EDX 分析(能量分散型 X 線分析)時確認出：實際上被視為固溶於基質中之 Mg 量，未必顯示接近由式(1)所得之推定值的值，亦有成為非常低之值的情形。特別是得知，為了穩定地改善撓曲方向為 TD 之耐應力緩和特性，充分地確保依據直接的測定而設定之「實際上固溶之 Mg 的量」係極為有效。

【0020】 實際上固溶之 Mg 的量係可藉由測定由利用 TEM 觀察之 EDX 分析所得之 Cu 基質部分的 Mg 檢測量之手法來進行評估。具體而言，在倍率 10 萬倍之 TEM 觀察畫像中，將電子線照射在未觀察到析出物之 Cu 基質的部分並進行 EDX 分析，以測定 Mg 濃度。將該測定在隨機地選擇之 10 個部位中進行，將在各部位之 Mg 濃度的測定值(換算成質量%者)之平均值，設為該銅合金板材之固溶 Mg 量。

【0021】 依據本發明人之檢討得知，該合金中所含有之 Mg 總量中之 50%以上存在為前述固溶 Mg 量(亦即依據實測進行之固溶 Mg 量)者，係作為穩定地改善撓曲方向為 TD 之耐應力緩和特性的重要之必要條件。具體而言，為了使撓曲變位之施加方向設為 TD 之後述之應力緩和試驗的應力緩和率成為 35%以下，而穩定地實現良好之耐應力緩和特性，係規定由下述式(2)定義之 Mg 固溶率為 50%以上。

$$\text{Mg 固溶率(\%)} = \frac{\text{固溶 Mg 量(質量\%)}}{\text{Mg 總含量(質量\%)}} \times 100 \cdots (2)$$

在此，「固溶 Mg 量(質量%)」係依據上述實測所得之固溶 Mg 量，「Mg 總含量(質量%)」係顯示為該銅合金板材之化學組成的 Mg 含量(質量%)。上述 Mg 固溶率之上限並不需要特別規定，即使是接近 100%之值亦無妨，通常為 95%以下之值。此外，為了穩定地改善撓曲方向為 TD 之耐應力緩和特性，僅將 Mg 固溶率設為 50%以上並不足夠，

Fe-P 化合物之微細粒子必須成為分散於 Cu 基質之金屬組織。

【0022】 《金屬組織》

[Fe-P 系化合物]

Fe-P 系化合物係原子比率以 Fe 含量最多，以 P 含量次多的化合物，且將 Fe_2P 作為主體者。Fe-P 系化合物中之粒子徑未達 50nm 的微細粒子係藉由分佈在 Cu 基質中而有助於強度提升及耐應力緩和特性之提升。然而，粒子徑為 50nm 以上之粗大粒子係對於強度提升或耐應力緩和特性之提升的貢獻較少。此外，粗大化之程度的進行，會成為使彎曲加工性降低之主要原因。

【0023】 針對有助於強度及耐應力緩和特性之提升的微細之 Fe-P 系化合物是否充分地存在，可藉由將粗大之 Fe-P 系化合物的量及粗大之 Mg-P 系化合物的量抑制在預定範圍而進行評估。具體而言，在符合由本發明規定之化學組成的銅合金中，將粒子徑 50nm 以上之 Fe-P 系化合物的存在密度抑制在 10.00 個/ $10\mu\text{m}^2$ 以下，且將粒子徑 100nm 以上之 Mg-P 系化合物的存在密度抑制在 10.00 個/ $10\mu\text{m}^2$ 以下時，可視為用以實現良好之 TD 的耐應力緩和特性所需之量的微細 Fe-P 系化合物粒子分散。粒子徑 50nm 以上之 Fe-P 系化合物的存在密度抑制在 5.00 個/ $10\mu\text{m}^2$ 以下時係更有效果。

【0024】 此外，使粒子徑 50nm 以上之 Fe-P 系化合物的存在密度過度地減低時，從增加製造條件之限制的觀點

來看並不理想。通常，粒子徑 50nm 以上之 Fe-P 系化合物的存在密度係設為 0.05 至 10.00 個/ $10\mu\text{m}^2$ 之範圍即可，亦可管理為 0.05 至 5.00 個/ $10\mu\text{m}^2$ 之範圍。

【0025】 [Mg-P 系化合物]

Mg-P 系化合物係原子比率以 Mg 含量最多，以 P 含量次多的化合物，且以 Mg_3P_2 為主體者。Mg-P 系化合物中之粒子徑未達 100nm 的微細粒子，係藉由分佈在 Cu 基質中而有助於強度提升及耐應力緩和特性之提升。然而，有關於耐應力緩和特性，固溶 Mg 之存在為有效，存在有大量之粒子徑未達 100nm 之 Mg-P 系化合物，亦會導致固溶 Mg 之減少，因此在本發明中，使微細之 Mg-P 系化合物大量地存在者未必為佳。另一方面，得知粒子徑為 100nm 以上之 Mg-P 系化合物粒子，不僅對於強度之提升或耐應力緩和特性之提升的助益有限，亦會成為使彎曲加工性降低之主要原因。經由各種檢討之結果，粒子徑為 100nm 以上之 Mg-P 系化合物的存在密度必須限制在 10.00 個/ $10\mu\text{m}^2$ 以下，更佳為 5.00 個/ $10\mu\text{m}^2$ 以下。

【0026】 此外，從放寬製造條件之限制的觀點來看，最好不要將粒子徑 100nm 以上之 Mg-P 系化合物的存在密度過度地減低。通常，粒子徑 100nm 以上之 Mg-P 系化合物的存在密度係設在 0.05 至 10.00 個/ $10\mu\text{m}^2$ 之範圍即可，亦可管理在 0.05 至 5.00 個/ $10\mu\text{m}^2$ 之範圍。

【0027】 《特性》

在具有上述之化學組成、Mg 固溶率及金屬組織的銅合

金板材中，可提供具有以下特性者。

(a)導電率為 65%IACS 以上，較佳為 70%IACS 以上；

(b)將軋軋方向稱為 LD，將與軋軋方向及板厚方向之兩方垂直的方向稱為 TD 時，將依據 JIS Z2241 之 LD 的 0.2% 耐力為 450N/mm^2 以上；

(c)在依據 JIS Z3110 之 90°W 彎曲試驗中，在將彎曲軸設為 LD(B.W.)、將彎曲半徑 R 與板厚 t 之比 R/t 設為 0.5 的條件下，觀測不到破裂的彎曲加工性；

(d)在懸臂方式之應力緩和試驗中，採用長手方向為與 LD 一致，TD 之寬度為 0.5mm 的試驗片，利用將撓曲變位之施加方向設為 TD 之方法，施加 LD 之 0.2% 耐力之 80% 的負荷應力，且在 150°C 下保持 1000 小時時的應力緩和率為 35% 以下，較佳為 30% 以下。

具有上述特性之銅合金板材係適用於音叉端子等、特別施加有與素材之板面平行的方向之撓曲變位的通電構件者。

此外，上述應力緩和試驗係在日本電子材料工業會標準規格 EMAS-1011 所示之懸臂樑方式中，只要將撓曲變位之施加方向作為 TD 加以實施即可。

【0028】 《製造方法》

符合 Mg 固溶率、Fe-P 系化合物、Mg-P 系化合物相關之上述各規定，且具有上述特性的銅合金板材，係可藉由例如以下之製造方法而獲得。

【0029】 [鑄造步驟]

使依據上述規定之化學組成的銅合金之熔融物以模製方式(鑄模)使之凝固，將凝固後之冷卻過程中之 700 至 300℃ 為止的平均冷卻速度設為 30℃/min 以上而製造鑄片。該平均冷卻速度係依據鑄片之表面溫度者。在 700 至 300℃ 為止的溫度域中，會生成 Fe-P 系化合物及 Mg-P 系化合物。當以比上述速度更慢之冷卻速度使上述溫度域冷卻時，會大量生成極粗大之 Fe-P 系化合物及 Mg-P 系化合物。在此情形下，微細之 Fe-P 系化合物會分散，且極困難地獲得 Mg 固溶率在前述範圍的板材。就鑄造方式而言，亦可適用批次式鑄造、連續鑄造之任一種。鑄造後係依需要實施鑄片表面之面削。

【0030】[鑄片加熱步驟]

將由鑄造步驟所得之鑄片在 850 至 950℃ 之範圍進行加熱保持。在該溫度範圍內之保持時間較佳為 0.5 小時以上。藉由保持而使鑄造組織之均質化，且粗大之 Fe-P 系化合物及 Mg-P 系化合物的固溶化進行。該熱處理係可在熱軋步驟中之鑄片加熱時進行。

【0031】[熱軋步驟]

以使最後階段溫度成為 400 至 700℃ 之方式對前述加熱後之鑄片進行熱軋。該最後階段溫度範圍為 Fe-P 系化合物析出的溫度域。一面藉由熱軋之輥壓下而施加變形，一面使 Fe-P 系化合物析出，藉此 Fe-P 系化合物會微細地析出。總熱軋率較佳為 70 至 98% 左右。在結束熱軋之最後階段後，以使 400 至 300℃ 為止之平均冷卻速度成為 5℃/秒

以上之方式進行急冷而作成熱軋板。該急冷溫度範圍係供 Mg-P 系化合物析出之溫度域。藉由使該溫度域急冷，而儘可能抑制 g-P 系化合物之生成。

【0032】 [冷軋步驟]

將前述熱軋板設為軋軋率 30%以上，更佳為以軋軋率 35%以上進行冷軋。藉由在該步驟施加之冷間加工變形，可在下一個步驟之退火，以極短時間進行 Fe-P 系化合物之析出處理，且有助於 Fe-P 系化合物之微細化。冷軋率之上限係藉由目標板厚及冷軋機之研磨機功率而適當地設定。通常，只要設為 95%以下之軋軋率即可，亦可在 70%以下之範圍內進行設定。

【0033】 [第 1 中間退火步驟]

依據本發明之銅合金板材係可藉由經過 2 段階之中間退火步驟而適當地製造。首先，在第 1 段之第 1 中間退火中，藉由高溫短時間之熱處理而優先地使微細之 Fe-P 系化合物析出。具體而言，直到落在 600 至 850℃ 之範圍的保持溫度 T℃ 為止，以使從 300℃ 至 T℃ 之平均升溫速度成為 5℃/秒以上之方式升溫，在 T℃ 下保持 5 至 300 秒，以使從 T℃ 至 300℃ 為止之平均冷卻速度成為 5℃/秒以上之方式冷卻。

【0034】 當上述之平均升溫速度過慢時，在升溫過程中會生成 Mg-P 系化合物，而無法達成 Fe-P 系化合物之優先的析出。結果，最後會成為發生 Mg-P 系化合物之粗大化或 Mg 固溶率之降低之組織狀態，彎曲加工性及耐應

力緩和特性之改善變得不夠。在 600 至 850℃ 之範圍內 Fe-P 系化合物雖會析出，但幾乎不會析出 Mg-P 系化合物。藉由將在溫度域之保持時間設為 5 秒至 5 分鐘之短時間，而防止所析出之 Fe-P 系化合物的粗大化。當保持溫度未達 600℃ 時，Fe-P 系化合物之析出會耗費時間，依情況亦有伴隨 Mg-P 系化合物之析出的情形。當升溫至超過 850℃ 之溫度時，Fe-P 系化合物係再固溶，而難以充分地確保微細 Fe-P 系化合物之生成量。當上述之平均冷卻速度過慢時，容易發生優先析出之 Fe-P 系化合物的粗大化。

【0035】 [第 2 中間退火步驟]

接著，在第 2 段之第 2 中間退火中，藉由在比較低之溫度域施行比較長時間之熱處理，而使再結晶化充分地進行。具體而言，在 400 至 590℃ 之範圍內保持 0.5 小時以上後，以使從該保持溫度至 300℃ 為止之平均冷卻速度成為 20 至 200℃ /小時之方式進行冷卻。冷卻係可適用在爐外散冷之方法，並不需要特別之急速冷卻。保持時間之上限雖無特別地規定，但通常可設為 5 小時以內，亦可設為 3 小時以內。

【0036】 400 至 590℃ 之溫度範圍為生成 Fe-P 系化合物與 Mg-P 系化合物之溫度域，但藉由第 1 中間退火而使 Fe-P 系化合物優先的生成，且將大多之 P 消耗成 Fe-P 系化合物，因此在該第 2 中間退火中，抑制 Mg-P 系化合物之生成。此外，由於溫度比較低，因而抑制已生成之微細的 Fe-P 系化合物之成長，亦抑制在該段階下新生成之 Fe-P

系化合物在微細之粒子徑的狀態下之成長。如此，可得富含微細之 Fe-P 系化合物、Mg-P 系化合物少、且粗大之各化合物亦少的組織狀態。由於 Mg-P 系化合物較少，因此 Mg 固溶率亦會因此而變高。

當保持溫度低於 400℃ 時，Mg-P 系化合物之生成會比 Fe-P 系化合物更優勢，而容易成為粗大之 Mg-P 系化合物較多且 Mg 固溶率之較低的組織狀態。此外，以超過 590℃ 之溫度進行 0.5 小時以上之保持時，容易發生已生成之 Fe-P 系化合物的粗大化。

當加熱保持後之冷卻速度過快時，無法充分地確保微細之析出物的生成量，因此較佳為將至少 300℃ 為止之冷卻速度設為 200℃ / 小時以下，更佳為設為 150℃ / 小時以下。然而，若使冷卻速度過度地變慢，會導致製造性之降低，因此較佳為設為 20℃ / 小時以上，更佳設為 50℃ / 小時以上即可。

【0037】 [完工冷軋步驟]

在上述之 2 段階的中間退火後，為了進行最終之板厚調整及更進一步的強度提升，在軋軋率 5 至 95% 之範圍內進行最終冷軋。若設定為過高之軋軋率，材料中之變形量會增加，且彎曲加工性會降低，因此軋軋率係以 95% 以下為佳，70% 以下為更佳。然而，為了充分地獲得強度提升之效果，較佳為確保 5% 以上之軋軋率，更佳為確保 20% 以上之軋軋率。

【0038】 [低溫退火步驟]

低溫退火係一般在連續退火爐或批次式退火爐進行。在任一個情形下，以使材料之物溫成為 200 至 400℃ 之方式進行加熱保持。藉此，應變會緩和，且導電率會提升。此外，彎曲加工性及耐應力緩和特性亦會提升。在加熱溫度低於 200℃ 時，無法充分地獲得應變之緩和效果，特別是在完工冷軋之加工率高時，難以改善彎曲加工性之改善。當加熱溫度超過 400℃ 時，容易產生材料之軟化，因此並不理想。保持時間係在連續退火之情形時，設為 3 至 120 秒即可，在批次退火之情形時，設為 10min 至 24 小時左右即可。

(實施例)

【0039】 將具有表 1 所示之化學組成的銅合金予以溶解，而得到鑄片。在進行鑄造之際，藉由設置在模塑(鑄模)之熱電偶而監控鑄片表面之冷卻速度。從鑄造後之鑄片(鑄塊)切開 40mm×40mm×20mm 之鑄片，將該鑄片用在鑄片加熱步驟以後之步驟。將製造條件顯示在表 2。在熱軋步驟中熱軋板厚至 5mm 為止。如表 2 所示，設定在冷軋步驟及最終冷軋步驟之軋軋率，最後將板厚統一設為 0.64mm。此外，鑄片加熱步驟係利用熱軋時之鑄片加熱而進行。

【0040】 在表 2 中、在第 1 中間退火中，「平均升溫速度」係指從 300℃ 至保持溫度之平均升溫速度，「保持時間」係指從到達前述保持溫度起至開始冷卻之時間，「平均冷卻速度」係指從保持溫度至 300℃ 為止之平均冷卻速度。在該平均冷卻速度之欄記載「水冷」者，係利用將熱

處理後之板材浸漬在水中之方法而冷卻者，至 300℃ 為止之平均冷卻速度係超過 10℃ /秒。此外。在第 2 中間退火中，「平均冷卻速度」係指從保持溫度至 300℃ 為止之平均冷卻速度。

【0041】 [表 1]

表1

例No.	化學組成(質量%)		Mg-1.18 ×(P-Fe/3.6)						
	Cu	Fe	Mg	P	Sn	Ni	Zn	其他	
實施例 1	剩餘	0.21	0.14	0.06	-	-	-	-	0.14
實施例 2	剩餘	0.05	0.18	0.05	-	-	-	-	0.14
實施例 3	剩餘	2.10	0.04	0.06	-	-	0.16	Si:0.03, B:0.005	0.66
實施例 4	剩餘	0.07	0.82	0.19	-	-	-	Si:0.04, V:0.02	0.62
實施例 5	剩餘	0.20	0.03	0.05	0.07	0.08	-	Co:0.05, Mn:0.01	0.04
實施例 6	剩餘	0.15	0.18	0.05	-	-	-	Ti:0.07, Cr:0.07, B:0.03	0.17
實施例 7	剩餘	0.05	0.16	0.03	0.19	-	-	Zr:0.02	0.14
比較例1	剩餘	0.21	0.14	0.06	-	-	-	-	0.14
比較例2	剩餘	0.21	0.14	0.06	-	-	-	-	0.14
比較例3	剩餘	0.21	0.14	0.06	-	-	-	-	0.14
比較例4	剩餘	0.21	0.14	0.06	-	-	-	-	0.14
比較例5	剩餘	0.21	0.14	0.06	-	-	-	-	0.14
比較例6	剩餘	0.21	0.14	0.06	-	-	-	-	0.14
比較例7	剩餘	0.21	0.14	0.06	-	-	-	-	0.14
比較例8	剩餘	0.21	0.14	0.06	-	-	-	-	0.14
比較例9	剩餘	0.04	0.14	0.005	-	-	0.04	Co:0.01, V:0.01	0.15
比較例10	剩餘	2.70	0.04	0.08	-	-	-	B:0.003	0.83
比較例11	剩餘	0.21	0.02	0.06	-	-	-	Co:0.006, Zr:0.01	0.02
比較例12	剩餘	0.21	1.10	0.23	-	-	-	-	0.90
比較例13	剩餘	0.21	0.14	0.06	0.70	-	-	Ti:0.03, Si:0.005	0.14
比較例14	剩餘	0.21	0.13	0.07	-	0.35	-	Mn:0.01, Cr:0.008	0.12
比較例15	剩餘	0.21	0.15	0.06	-	-	0.40	V:0.02	0.15

底線：本發明規定範圍外

【0042】 [表 2]

表2

例No.	鑄造 700至300℃ 平均冷卻速度 (℃/min)	鑄片加熱		熱軋		冷軋 軋軋率 (%)	第1中間退火					第2中間退火			最終冷軋 軋軋率 (%)	底溫退火	
		保持 溫度 (℃)	保持 時間 (h)	最終階段 溫度 (℃)	400至300℃ 平均冷卻速度 (℃/sec)		平均 升溫速度 (℃/sec)	保持 溫度 (℃)	保持 時間 (sec)	平均 冷卻速度 (℃/sec)	保持 溫度 (℃)	保持 時間 (h)	平均 冷卻速度 (℃/h)	保持 溫度 (℃)		保持 時間 (min)	
實施例 1	50	900	0.5	600	30	60	10	700	30	水冷	500	1	90	68	250	30	
實施例 2	50	950	0.5	420	30	60	6	605	270	水冷	500	1	90	68	250	30	
實施例 3	50	900	0.5	450	30	60	10	700	20	水冷	500	1	25	68	250	30	
實施例 4	50	900	0.5	680	30	80	10	825	5	10	425	2	150	36	250	30	
實施例 5	50	850	0.5	450	7	60	10	700	30	6	590	0.5	90	68	250	30	
實施例 6	35	900	0.5	600	30	60	10	700	60	水冷	550	1	90	68	250	30	
實施例 7	50	900	0.5	600	30	40	10	700	30	水冷	500	1	90	79	250	30	
比較例1	50	900	0.5	360	3	60	10	700	30	水冷	500	1	90	68	250	30	
比較例2	50	900	0.5	750	30	60	10	700	30	水冷	500	1	90	68	250	30	
比較例3	50	900	0.5	600	30	60	(未實施)				550	2	90	68	250	30	
比較例4	50	900	0.5	600	30	60	3	575	30	水冷	500	1	90	68	250	30	
比較例5	50	900	0.5	600	30	60	10	700	600	4	500	1	90	68	250	30	
比較例6	20	800	0.5	600	30	60	10	700	60	水冷	500	1	90	68	250	30	
比較例7	50	900	0.5	600	30	20	10	700	60	水冷	650	1	90	84	250	30	
比較例8	50	900	0.5	600	30	60	10	700	60	水冷	350	2	90	68	250	30	
比較例9	50	950	0.5	600	30	60	10	700	30	水冷	500	1	90	68	250	30	
比較例10	50	900	0.5	600	30	60	10	700	30	水冷	500	1	90	68	250	30	
比較例11	50	900	0.5	600	30	60	10	700	30	水冷	500	1	90	68	250	30	
比較例12	50	900	0.5	(破裂)	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	
比較例13	50	900	0.5	600	30	60	10	700	30	水冷	500	1	90	68	250	30	
比較例14	50	900	0.5	600	30	60	10	700	30	水冷	500	1	90	68	250	30	
比較例15	50	900	0.5	600	30	60	10	700	30	水冷	500	1	90	68	250	30	

底線：本發明規定範圍外

【0043】 從結束低溫退火而得之板厚 0.64mm 的板材

(供試材)採取試驗片，且利用以下之方法調查析出物之存在密度、Mg 固溶率、導電率、0.2%耐力、彎曲加工性、應力緩和率。

【0044】 析出物之存在密度係由以下之方式求出。將由供試材所採取之試料利用 TEM 以倍率 4 萬倍進行觀察，針對隨機選擇之 5 視野，分別對存在於 $3.4 \mu\text{m}^2$ 之觀察區域中的粒子徑 50nm 以上之 Fe-P 系化合物及粒子徑 100nm 以上之 Mg-P 系化合物的個數進行計數。粒子徑為觀察之粒子的長徑。針對有關於觀察區域之交界線的粒子，將粒子面積之半分以上位於區域內者作為計數對象。粒子為 Fe-P 系化合物或 Mg-P 系化合物，係利用 EDX 分析來進行辨識。針對各個粒子，針對 5 視野將在各視野之計數數加以合計，藉由將該合計數乘上 $10 \mu\text{m}^2 / (\text{所觀察之總面積 } 3.4 \mu\text{m}^2 \times 5)$ 的值，而算出每 $10 \mu\text{m}^2$ 之個數。

【0045】 Mg 固溶率係由以下方式求出。將從供試材所採取之試料利用 TEM 以倍率 10 萬倍進行觀察，針對隨機選擇之 10 視野，藉由 EDX 分析而進行測定無析出物之 Cu 基質部分的 Mg 濃度之操作。將各視野所測定之 Mg 濃度(換算為質量%之值)的平均值求出作為該試料之固溶 Mg 量，並藉由下述式(2)而求出 Mg 固溶率。

$$\text{Mg 固溶率}(\%) = \frac{\text{固溶 Mg 量(質量\%)}}{\text{Mg 總含量(質量\%)}} \times 100 \cdots (2)$$

此外，Mg 總含量係藉由 ICP 發光分光分析法，利用測定從供試材所採取之試料所含之 Mg 含量的方法來求出。

【0046】 導電率係依據 JIS H0505 而測定。導電率 65%IACS 以上係設為合格。

0.2%耐力係依據 JIS Z2241，藉由 LD 之拉伸試驗而測定。0.2%耐力 450N/mm^2 以上係設為合格。

彎曲加工性係利用 JIS H3110 所示之夾具，在將彎曲軸設為 LD(B.W.)、將彎曲半徑 R 與板厚 t 之比 R/t 設為 0.5 的條件下進行 W 彎曲試驗，藉由光學顯微鏡以倍率 50 倍來觀察彎曲加工部，將觀測不到破裂者評估為○(良好)，將其他狀況評估為×(不良)。

應力緩和率係從板厚 0.64mm 之供試材，以線切割器切開 LD 之長度為 100mm、TD 之寬度為 0.5mm 的細長試驗片，藉由將該細長試驗片置於日本電子材料工業會標準規格 EMAS-1011 所示之懸臂方式的應力緩和試驗而求出。然而，試驗片係以使撓曲變位之方向為 TD 之方式，在施加相當於 0.2%耐力之 80%之負荷應力的狀態下設定，且在 150°C 下測定保持 1000 小時後的應力緩和率。將如上方式求出之應力緩和率稱為「撓曲方向為 TD 之應力緩和率」。將撓曲方向為 TD 之應力緩和率 35%以上判定為合格。

將調查結果顯示在表 3。

【0047】 [表 3]

表3

例No.	析出物		Mg			特性			
	粒子徑50nm以上之 Fe-P系化合物的存在 密度 (個/10 μ m ²)	粒子徑100nm以上之 Mg-P系化合物的存在 密度 (個/10 μ m ²)	Mg總含量a (質量%)	依據EDX測 定之固溶Mg 量b (質量%)	Mg固溶率 b/a $\times$ 100 (%)	導電率 (%IACS)	0.2%耐力 LD (N/mm ²)	彎曲加工性 90° W彎曲 B.W. R/t=0.5	應力緩和率 撓曲方向 TD 150°C $\times$ 1000h (%)
實施例1	1.8	3	0.14	0.13	92.9	76	502	○	19
實施例2	0.6	4.1	0.18	0.13	72.2	73	489	○	21
實施例3	0.6	1.2	0.04	0.021	52.5	67	473	○	33
實施例4	8.9	8.9	0.82	0.60	73.2	65	472	○	15
實施例5	1.2	1.2	0.03	0.016	53.3	78	465	○	26
實施例6	1.2	1.2	0.18	0.15	83.3	71	489	○	23
實施例7	0.6	2.4	0.16	0.13	81.3	70	524	○	17
比較例1	4.7	11.3	0.14	0.05	35.7	78	515	×	46
比較例2	14.2	8.9	0.14	0.09	64.3	74	473	○	40
比較例3	10.7	6.5	0.14	0.09	64.3	77	496	○	42
比較例4	10.7	11.8	0.14	0.06	42.9	78	781	×	40
比較例5	11.3	9.5	0.14	0.09	64.3	78	476	○	38
比較例6	12.4	11.3	0.14	0.03	21.4	78	442	×	41
比較例7	10.7	4.1	0.14	0.12	85.7	76	529	×	38
比較例8	0.6	10.7	0.14	0.06	42.9	58	457	×	52
比較例9	0	10.7	0.14	0.13	92.9	77	424	○	41
比較例10	12.4	1.2	0.04	0.03	75.0	58	479	○	28
比較例11	3.6	2.4	0.02	0.013	65.0	78	491	○	39
比較例12	-	-	1.10	-	-	-	-	-	-
比較例13	2.4	3	0.14	0.13	92.9	49	541	○	16
比較例14	0.6	0.6	0.13	0.12	92.3	53	531	○	15
比較例15	2.4	4.1	0.15	0.12	80.0	59	494	○	22

底線：本發明規定範圍外

【0048】 由表 3 得知，本發明之實施例 1 至 7 的銅合金板材係在導電性、強度(0.2%耐力)、彎曲加工性、撓曲方向為 TD 之耐應力緩和特性上皆具有良好之特性。

【0049】 以下之比較例 1 至 8 之化學組成雖適當，但為製造條件不適當之例。

比較例 1 係可得因熱軋時之最後階段溫度過低而造成粗大之 Mg-P 系化合物之存在量較多的熱軋板，即使在後序步驟亦無法使組織狀態正常化。結果，彎曲加工性、及撓曲方向為 TD 之耐應力緩和特性不佳。

比較例 2 係因熱軋之最後階段溫度過高而在最後階段結束後之高溫時期生成多量之粗大的 Fe-P 系化合物，即使在後序步驟亦無法充分地生成微細的 Fe-P 系化合物。結果，撓曲方向為 TD 之耐應力緩和特性不佳。

比較例 3 係因省略第 1 中間退火而無法優先地生成微細之 Fe-P 系化合物。結果，撓曲方向為 TD 之耐應力緩和特性不佳。

比較例 4 係因第 1 中間退火之升溫速度慢、且保持溫度低而生成多量之粗大的 Mg-P 系化合物，彎曲加工性亦不佳。此外，微細之 Fe-P 系化合物的量及 Mg 固溶率並不充分，撓曲方向為 TD 之耐應力緩和特性不佳。

比較例 5 係因第 1 中間退火之冷卻速度慢，因此優先析出之微細的 Fe-P 系化合物會在該冷卻過程中粗大化。結果，撓曲方向為 TD 之耐應力緩和特性不佳。

比較例 6 係因鑄造時之凝固後的冷卻速度慢，而在鑄片生成多量之非常粗大的 Fe-P 系化合物及 Mg-P 系化合物，且由於之後的鑄片加熱溫度亦低，而無法獲得最後微細析出物分散的組織狀態。結果，彎曲加工性、撓曲方向

為 TD 之耐應力緩和特性不佳。

比較例 7 係因冷軋率低而在第 1 中間退火之短時間加熱中不會充分地生成 Fe-P 系化合物，接著藉由在較高之溫度下實施第 2 中間退火，而使 Fe-P 系化合物生成。然而，因退火前之加工率低而造成再結晶化不充分，此外，因第 2 中間退火溫度高而使 Fe-P 系化合物成長，導致彎曲加工性之降低。再者，微細之析出物的分佈不充分之結果，撓曲方向為 TD 之耐應力緩和特性亦不佳。

比較例 8 係因第 2 中間退火之溫度過低而造成再結晶化不充分，導電性不佳。此外，在第 2 中間退火中，Mg-P 系化合物之析出及成長係比 Fe-P 系化合物之析出更優勢，彎曲加工性、撓曲方向為 TD 之耐應力緩和特性佳。

【0050】 以下之比較例 9 至 15 係化學組成不符本發明之規定的例。

比較例 9 係因 Fe 及 P 不足，而無法以微細之 Fe-P 系化合物發揮強度提升作用與耐應力緩和特性之改善作用。

比較例 10 係因 Fe 過剩，因此導電性不佳。

比較例 11 係 Mg 略低於本發明之規定者。此時，固溶 Mg 之絕對量會變少，而無法達到以撓曲方向為 TD 之應力緩和率 35% 以下為目標的嚴格的耐應力緩和特性。

比較例 12 係因 Mg 及 P 過剩，而在鑄造步驟中大量生成極粗大之 Mg-P 系化合物。結果，由於發生熱龜裂，因此取消之後步驟的實施。

比較例 13、14 及 15 係分別因 Sn、Ni 及 Zn 過剩，故

導電性皆不佳。

【符號說明】

無

I631226

發明摘要

※ 申請案號： 103129655

※ 申請日： 103/08/28

※IPC 分類：

C22C 9/00 (2006.01)
C22F 1/08 (2006.01)
H01B 1/02 (2006.01)
H01R 13/03 (2006.01)
H01R 43/16 (2006.01)

【發明名稱】(中文/英文)

銅合金板材與其製造方法以及通電零件

CUPPOR ALLOY PLATE AND METHOD FOR
PRODUCING THE SAME AND CONDUCTIVE PARTS

【中文】

本發明提供一種導電性、強度、彎曲加工性、及施加 TD 之負荷應力時之耐應力緩和特性佳的 Cu-Fe-P-Mg 系銅合金板材。

本發明之銅合金板材係以質量%計為含有 Fe：0.05 至 2.50%、Mg：0.03 至 1.00%、P：0.01 至 0.20%，且該等元素含量係符合 $Mg-1.18(P-Fe/3.6) \geq 0.03$ 之關係，由固溶 Mg 量(質量%)/該合金之 Mg 含量(質量%) $\times 100$ 所定之 Mg 固溶率為 50%以上，粒子徑 50nm 以上之 Fe-P 系化合物的存在密度為 10.00 個/ $10 \mu m^2$ 以下，粒子徑 100nm 以上之 Mg-P 系化合物的存在密度為 10.00 個/ $10 \mu m^2$ 以下。

【英文】

The present invention provides a Cu-Fe-P-Mg-based copper alloy plate excellent in conductivity, strength, bending processibility and stress relaxation characteristic when being applied with TD loading stress.

The present copper alloy plate comprises, in mass%, Fe:0.05 to 2.50%, Mg:0.03 to 1.00%, P:0.01 to 0.20%, wherein the contents of these elements comply with the relationship of $Mg - 1.18(P - Fe/3.6) \geq 0.03$, a Mg solid solution ratio determined by solid solution amount of Mg (mass%)/the Mg content of the alloy (mass%) $\times 100$ is 50% or more, the presenting density of Fe-P-based compound with a particle size of 50 nm or more is 10.00 particles /10 μm^2 or less, the presenting density of Mg-P-based compound with a particle size of 100 nm or more is 10.00 particles /10 μm^2 or less.

【代表圖】

【本案指定代表圖】：第（ ）圖。

【本代表圖之符號簡單說明】：

本 案 無 圖 式

【本案若有化學式時，請揭示最能顯示發明特徵的化學式】：

本 案 無 化 學 式

申請專利範圍

1. 一種銅合金板材，係由以質量%計為 Fe:0.05 至 2.50%、Mg:0.03 至 1.00%、P:0.01 至 0.20%、Sn:0 至 0.50%、Ni:0 至 0.30%、Zn:0 至 0.30%、Si:0 至 0.10%、Co:0 至 0.10%、Cr:0 至 0.10%、B:0 至 0.10%、Zr:0 至 0.10%、Ti:0 至 0.10%、Mn:0 至 0.10%、V:0 至 0.10%、剩餘部為 Cu 及不可避免的雜質所構成，且具有符合下述式(1)的化學組成，當將藉由倍率 10 萬倍之 TEM 觀察下的 EDX 分析所求出之 Cu 基質部分的平均 Mg 濃度(質量%)稱為固溶 Mg 量時，由下述式(2)所定義之 Mg 固溶率為 50%以上，粒子徑 50nm 以上之 Fe-P 系化合物的存在密度為 10.00 個/ $10\mu\text{m}^2$ 以下，粒子徑 100nm 以上之 Mg-P 系化合物的存在密度為 10.00 個/ $10\mu\text{m}^2$ 以下，

$$\text{Mg}-1.18(\text{P}-\text{Fe}/3.6) \geq 0.03 \cdots (1)$$

$$\text{Mg 固溶率}(\%) = \text{固溶 Mg 量}(\text{質量}\%)/\text{Mg 總含量}(\text{質量}\%) \times 100 \cdots (2)$$

其中，在式(1)之元素符號 Mg、P、Fe 的部位，分別代入以質量%表示元素含量的值。

2. 如申請專利範圍第 1 項所述之銅合金板材，係具有下述特性：導電率為 65%IACS 以上，當將軋軋方向稱為 LD，將與軋軋方向及板厚方向之兩方垂直的方向稱為 TD 時，依據 JIS Z2241 之 LD 的 0.2%耐力為 $450\text{N}/\text{mm}^2$ 以上，在依據 JIS Z3110 之 W 彎曲試驗中，將彎曲軸設為 LD，將彎曲半徑 R 與板厚 t 之比 R/t 設為 0.5 的條件下，

具有觀測不到斷裂之彎曲加工性，在懸臂樑方式之應力緩和試驗中採用長邊方向與 LD 一致且 TD 之寬度為 0.5mm 之試驗片，且利用將撓曲變位之施加方向設為 TD 之方法施加 LD 之 0.2%耐力的 80%之負荷應力，在 150℃ 下保持 1000 小時時之應力緩和率為 35%以下。

3. 一種銅合金板材之製造方法，係包含下述步驟之製造方法：

鑄造步驟，係以模製方式使銅合金的熔融物凝固，將凝固後之冷卻過程之 700 至 300℃ 為止的平均冷卻速度設為 30℃ /min 以上以製造鑄片，該銅合金係由以質量%計為 Fe:0.05 至 2.50%、Mg:0.03 至 1.00%、P:0.01 至 0.20%、Sn:0 至 0.50%、Ni:0 至 0.30%、Zn:0 至 0.30%、Si:0 至 0.10%、Co:0 至 0.10%、Cr:0 至 0.10%、B:0 至 0.10%、Zr:0 至 0.10%、Ti:0 至 0.10%、Mn:0 至 0.10%、V:0 至 0.10%、剩餘部為 Cu 及不可避免的雜質所構成，且具有符合下述式(1)的化學組成；

鑄片加熱步驟，係將所得之鑄片加熱保持在 850 至 950℃ 之範圍；

熱軋步驟，係以使最後階段溫度成為 400 至 700℃ 之方式對前述加熱後之鑄片進行熱軋，之後，以使 400 至 300℃ 之平均冷卻速度成為 5℃ /秒以上之方式進行急冷而作成熱軋板；

冷軋步驟，係以軋軋率 30%以上對前述熱軋板進行軋軋；

第 1 中間退火步驟，係以使從 300℃ 至 T℃ 為止之平均升溫速度成為 5℃/秒以上之方式升溫至落在 600 至 850℃ 之範圍的保持溫度 T℃ 為止，以 T℃ 保持 5 至 300 秒，且以使從 T℃ 至 300℃ 為止的平均冷卻速度成為 5℃/秒以上之方式進行冷卻；

第 2 中間退火步驟，係在 400 至 590℃ 之範圍內保持 0.5 小時以上後，以使從其保持溫度至 300℃ 為止的平均冷卻速度成為 20 至 200℃/小時之方式進行冷卻；

完工冷軋步驟係以軋軋率 5 至 95% 進行軋軋；以及低溫退火步驟，係以 200 至 400℃ 進行加熱；

$$\text{Mg}-1.18(\text{P}-\text{Fe}/3.6) \geq 0.03 \quad \cdots (1)$$

其中，在式(1)之元素符號 Mg、P、Fe 的部位，分別代入以質量%表示元素含量的值。

4. 一種通電零件，係由申請專利範圍第 1 項或第 2 項所述之銅合金板材所加工之零件，且在朝來自方向 TD 之零件內的方向施加負荷應力的狀態下使用，該方向 TD 係與前述銅合金板材之軋軋方向及板厚方向之兩方垂直的方向。