



(12) 发明专利

(10) 授权公告号 CN 103842551 B

(45) 授权公告日 2015. 11. 25

(21) 申请号 201280047170. 4

H01B 5/02(2006. 01)

(22) 申请日 2012. 10. 26

H01B 13/00(2006. 01)

G22F 1/00(2006. 01)

(30) 优先权数据

2011-237800 2011. 10. 28 JP

(56) 对比文件

JP 特开平 11-186273 A, 1999. 07. 09,

JP 特开平 5-82203 A, 1993. 04. 02,

(85) PCT国际申请进入国家阶段日

2014. 03. 27

审查员 李娇

(86) PCT国际申请的申请数据

PCT/JP2012/077736 2012. 10. 26

(87) PCT国际申请的公布数据

W02013/062091 JA 2013. 05. 02

(73) 专利权人 三菱综合材料株式会社

地址 日本东京

(72) 发明人 牧一诚 伊藤优树

(74) 专利代理机构 北京德琦知识产权代理有限公司

11018

代理人 康泉 宋志强

(51) Int. Cl.

G22F 1/08(2006. 01)

G22C 9/00(2006. 01)

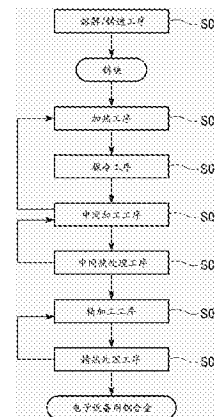
权利要求书2页 说明书15页 附图2页

(54) 发明名称

电子设备用铜合金、电子设备用铜合金的制造方法、电子设备用铜合金轧材及电子设备用组件

(57) 摘要

本发明的电子设备用铜合金以 3.3 原子 % 以上且 6.9 原子 % 以下的范围含有 Mg, 且剩余部分实际上为 Cu 及不可避免的杂质, 将 Mg 的浓度设为 X 原子 % 时, 导电率  $\sigma$  (%IACS) 在  $\sigma \leq \{1.7241 / (-0.0347 \times X^2 + 0.6569 \times X + 1.7)\} \times 100$  的范围内, 且应力松弛率在 150℃ 经过 1000 小时为 50% 以下。



1. 一种电子设备用铜合金轧材,其特征在于,  
所述铜合金轧材为板或条,  
由 Cu 和 Mg 的二元合金构成,所述二元合金,  
以 3.3 原子%以上且 6.9 原子%以下的范围含有 Mg,且剩余部分仅由 Cu 及不可避免的杂质构成,

将 Mg 的浓度设为 X 原子%时,导电率  $\sigma$  % IACS 在  $\sigma \leq \{1.7241/(-0.0347 \times X^2 + 0.6569 \times X + 1.7)\} \times 100$  的范围内,

应力松弛率在 150°C 经过 1000 小时时为 50% 以下。

2. 一种电子设备用铜合金轧材,其特征在于,  
所述铜合金轧材为板或条,  
由 Cu 和 Mg 的二元合金构成,所述二元合金,  
以 3.3 原子%以上且 6.9 原子%以下的范围含有 Mg,且剩余部分仅由 Cu 及不可避免的杂质构成,

通过扫描电子显微镜观察的粒径 0.1  $\mu\text{m}$  以上的以 Cu 和 Mg 为主成分的金属间化合物的平均个数为 1 个 /  $\mu\text{m}^2$  以下,

应力松弛率在 150°C 经过 1000 小时时为 50% 以下。

3. 一种电子设备用铜合金轧材,其特征在于,  
所述铜合金轧材为板或条,  
由 Cu 和 Mg 的二元合金构成,所述二元合金,  
以 3.3 原子%以上且 6.9 原子%以下的范围含有 Mg,且剩余部分仅由 Cu 及不可避免的杂质构成,

将 Mg 的浓度设为 X 原子%时,导电率  $\sigma$  % IACS 在  $\sigma \leq \{1.7241/(-0.0347 \times X^2 + 0.6569 \times X + 1.7)\} \times 100$  的范围内,

通过扫描电子显微镜观察的粒径 0.1  $\mu\text{m}$  以上的以 Cu 和 Mg 为主成分的金属间化合物的平均个数为 1 个 /  $\mu\text{m}^2$  以下,

应力松弛率在 150°C 经过 1000 小时时为 50% 以下。

4. 根据权利要求 1 所述的电子设备用铜合金轧材,其特征在于,  
拉伸弹性模量为 125GPa 以下,0.2% 屈服强度  $\sigma_{0.2}$  为 400MPa 以上。

5. 根据权利要求 2 所述的电子设备用铜合金轧材,其特征在于,  
拉伸弹性模量为 125GPa 以下,0.2% 屈服强度  $\sigma_{0.2}$  为 400MPa 以上。

6. 根据权利要求 3 所述的电子设备用铜合金轧材,其特征在于,  
拉伸弹性模量为 125GPa 以下,0.2% 屈服强度  $\sigma_{0.2}$  为 400MPa 以上。

7. 根据权利要求 1 至 6 中任一项所述的电子设备用铜合金轧材,其特征在于,  
在与轧制方向平行的方向上的拉伸弹性模量 E 为 125GPa 以下,在与轧制方向平行的方向上的 0.2% 屈服强度  $\sigma_{0.2}$  为 400MPa 以上。

8. 根据权利要求 1 至 6 中任一项所述的电子设备用铜合金轧材,其特征在于,  
用作构成电子设备用组件的铜材。

9. 一种电子设备用铜合金轧材的制造方法,其特征在于,其为制造权利要求 1 至 6 中任一项所述的电子设备用铜合金轧材的方法,所述铜合金轧材为板或条,具备:

精加工工序,在该工序中,将如下组成的铜材加工成预定的形状,即铜材由 Cu 和 Mg 的二元合金构成,且以 3.3 原子%以上且 6.9 原子%以下的范围含有 Mg,并且剩余部分仅由 Cu 及不可避免的杂质构成;精热处理工序,在该精加工工序之后实施热处理。

10. 根据权利要求 9 所述的电子设备用铜合金轧材的制造方法,其特征在于,在所述精热处理工序中,以超过 200℃ 且 800℃ 以下的范围实施热处理。

11. 根据权利要求 10 所述的电子设备用铜合金轧材的制造方法,其特征在于,在所述精热处理工序中,以超过 200℃ 且 800℃ 以下的范围实施热处理,之后,以 200℃ /min 以上的冷却速度将加热后的所述铜材冷却至 200℃ 以下。

12. 一种电子设备用组件,其特征在于,所述电子设备用组件由权利要求 1 至 6 中任一项所述的电子设备用铜合金轧材构成。

## 电子设备用铜合金、电子设备用铜合金的制造方法、电子设备用铜合金轧材及电子设备用组件

### 技术领域

[0001] 本发明涉及一种适合于例如端子、连接器、继电器及引线框架等电子设备用组件的电子设备用铜合金、电子设备用铜合金的制造方法、电子设备用铜合金轧材及电子设备用组件。

[0002] 本申请基于 2011 年 10 月 28 日在日本申请的日本专利申请第 2011-237800 号主张优先权,将其内容援用于本说明书中。

### 背景技术

[0003] 以往,随着电子设备和电气设备等的小型化,谋求用于这些电子设备和电气设备等的端子、连接器、继电器及引线框架等电子设备用组件的小型化及薄壁化。因此,作为构成电子设备用组件的材料,要求弹性、强度、导电率优异的铜合金。尤其,如在非专利文献 1 中所记载,作为用作端子、连接器、继电器及引线框架等电子设备用组件的铜合金,优选屈服强度较高且拉伸弹性模量较低的铜合金。

[0004] 其中,作为用作端子、连接器、继电器及引线框架等电子设备用组件的铜合金,例如如专利文献 1 所示,广泛使用含有 Sn 和 P 的磷青铜。

[0005] 并且,例如在专利文献 2 中提供有 Cu-Ni-Si 合金(所谓科森铜镍硅合金)。该科森铜镍硅合金为使  $\text{Ni}_2\text{Si}$  析出物分散的析出固化型合金,其具有比较高的导电率、强度及耐应力松弛特性。因此,多用作汽车用端子和信号系统小型端子用途,近年来,积极地进行着开发。

[0006] 另外,作为其他合金,开发出非专利文献 2 中所记载的 Cu-Mg 合金、及专利文献 3 中所记载的 Cu-Mg-Zn-B 合金等。

[0007] 专利文献 1:日本特开平 01-107943 号公报

[0008] 专利文献 2:日本特开平 11-036055 号公报

[0009] 专利文献 3:日本特开平 07-018354 号公报

[0010] 非专利文献 1:野村幸矢、「コネクタ用高性能銅合金条の技術動向と当社の開発戦略」、神戸製鋼技報(野村幸矢,《连接器用高性能铜合金条的技术动向与本公司的开发战略》,神戸制钢技报) Vol. 54No. 1 (2004) p. 2 ~ 8

[0011] 非专利文献 2: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(掘茂徳等 3 人,《Cu-Mg 合金中的晶界型析出》,伸铜技术研究会杂志) Vol. 19 (1980) p. 115 ~ 124

[0012] 然而,专利文献 1 中所记载的磷青铜中,高温中的应力松弛率存在升高的倾向。其中,在插片上推雌型端子的弹簧接触部而被插入的结构的连接器中,若高温中的应力松弛率较高,则有可能在高温环境下的使用中引起接触压力下降,并产生通电不良。因此,无法在汽车的发动机室周边等高温环境下使用。

[0013] 并且,专利文献 2 中所公开的科森铜镍硅合金中,拉伸弹性模量为相对较高的

125 ~ 135Gpa。其中,在具有插片上推雌型端子的弹簧接触部而被插入的结构的连接器中,若构成连接器的材料的拉伸弹性模量较高,则有可能因插入时的接触压力急剧变动,进而容易超过弹性界限而塑性变形,因此不优选。

[0014] 另外,非专利文献 2 及专利文献 3 中所记载的 Cu-Mg 合金中,与科森铜镍硅合金同样地使金属间化合物析出,因此存在拉伸弹性模量较高的倾向,如上述作为连接器并不优选。

[0015] 并且,在 Cu-Mg 合金中,母相中分散有很多粗大的金属间化合物,因此在弯曲加工时这些金属间化合物易成为起点而产生裂纹等,因此存在无法成型形状复杂的电子设备用组件的问题。

## 发明内容

[0016] 该发明是鉴于上述事实而完成的,其目的在于提供一种具有低拉伸弹性模量、高屈服强度、高导电性、优异的耐应力松弛特性及优异的弯曲加工性,且适合于端子、连接器、继电器及引线框架等电子设备用组件的电子设备用铜合金、电子设备用铜合金的制造方法、电子设备用铜合金的轧材及电子设备组件。

[0017] 为了解决该课题,本发明的发明人进行深入研究的结果得到以下见解:在通过将 Cu-Mg 合金在固溶化之后进行骤冷而制作出的 Cu-Mg 过饱和固溶体的加工固化型铜合金中,显示出低拉伸弹性模量、高屈服强度、高导电性及优异的弯曲加工性。并且,通过对由该 Cu-Mg 过饱和固溶体构成的铜合金在精加工后实施适当的热处理,能够提高其耐应力松弛特性。

[0018] 本发明是基于上述见解而完成的,其中,本发明的电子设备用铜合金由 Cu 和 Mg 的二元合金构成,且以 3.3 原子%以上且 6.9 原子%以下的范围含有 Mg,并且剩余部分实际上由 Cu 及不可避免的杂质构成,将 Mg 的浓度设为 X 原子%时,导电率  $\sigma$  (%IACS) 在  $\sigma \leq \{1.7241 / (-0.0347 \times X^2 + 0.6569 \times X + 1.7)\} \times 100$  的范围内,并且应力松弛率在 150°C 下经过 1000 小时时为 50% 以下。

[0019] 并且,本发明的电子设备用铜合金,由 Cu 和 Mg 的二元合金构成,且以 3.3 原子%以上且 6.9 原子%以下的范围含有 Mg,并且剩余部分实际上由 Cu 及不可避免的杂质构成,且通过扫描电子显微镜观察的粒径 0.1  $\mu\text{m}$  以上的以 Cu 和 Mg 为主成分的金属间化合物的平均个数为 1 个 /  $\mu\text{m}^2$  以下,并且应力松弛率在 150°C 下经过 1000 小时时为 50% 以下。

[0020] 另外,本发明的电子设备用铜合金,由 Cu 和 Mg 的二元合金构成,且以 3.3 原子%以上且 6.9 原子%以下的范围含有 Mg,并且剩余部分实际上由 Cu 及不可避免的杂质构成,且将 Mg 的浓度设为 X 原子%时,导电率  $\sigma$  (%IACS) 在  $\sigma \leq \{1.7241 / (-0.0347 \times X^2 + 0.6569 \times X + 1.7)\} \times 100$  的范围内,并且通过扫描电子显微镜观察的粒径 0.1  $\mu\text{m}$  以上的以 Cu 和 Mg 为主成分的金属间化合物的平均个数为 1 个 /  $\mu\text{m}^2$  以下,且应力松弛率在 150°C 下经过 1000 小时时为 50% 以下。

[0021] 上述结构的电子设备用铜合金中,以固溶限度以上的 3.3 原子%以上且 6.9 原子%以下的范围含有 Mg,且将 Mg 的含量设为 X 原子%时,将导电率  $\sigma$  设定在上述公式的范围内,因此电子设备用铜合金为 Mg 在母相中过饱和固溶的 Cu-Mg 过饱和固溶体。

[0022] 或者,以固溶限度以上的 3.3 原子%以上且 6.9 原子%以下的范围含有 Mg,并且通

过扫描电子显微镜观察的粒径  $0.1\ \mu\text{m}$  以上的以 Cu 和 Mg 为主成分的金属间化合物的平均个数为  $1\ \text{个}/\mu\text{m}^2$  以下,因此能够抑制以 Cu 和 Mg 为主成分的金属间化合物的析出,且电子设备用铜合金为 Mg 在母相中过饱和固溶的 Cu-Mg 过饱和固溶体。

[0023] 另外,使用场发射式扫描电子显微镜以倍率:5 万倍、视场:约  $4.8\ \mu\text{m}^2$  观察 10 个视场来计算出粒径  $0.1\ \mu\text{m}$  以上且以 Cu 和 Mg 为主成分的金属间化合物的平均个数。

[0024] 并且,以 Cu 和 Mg 为主成分的金属间化合物的粒径设为金属间化合物的长径(以在中途不与晶界接触为条件,在晶粒内能够引出的最长直线的长度)和短径(在与长径直角相交的方向上,以在中途不与晶界接触为条件,能够引出的最长直线的长度)的平均值。

[0025] 由这种 Cu-Mg 过饱和固溶体构成的铜合金中,存在拉伸弹性模量降低的倾向,即使例如应用于具有插片上推雌型端子的弹簧接触部而被插入的结构连接器等中,也可抑制插入时的接触压力的变动,并且,由于弹性界限较广,因此不会轻易塑性变形。因此,尤其适合于端子、连接器、继电器及引线框架等电子设备用组件。

[0026] 并且, Mg 过饱和固溶,因此在母相中未广泛分散有成为裂纹的起点的粗大的以 Cu 和 Mg 为主成分的金属间化合物,弯曲加工性上升。因此,能够成型端子、连接器、继电器及引线框架等形状复杂的电子设备用组件等。

[0027] 并且,由于使 Mg 过饱和固溶,因此能够通过加工固化来提高强度。

[0028] 并且,本发明的电子设备用铜合金中,在  $150^\circ\text{C}$  下经过 1000 小时的应力松弛率为 50% 以下,因此即使在高温环境下使用时也能够抑制因接触压力下降而产生的通电不良。因此,能够用作在发动机室等高温环境下使用的电子设备用组件的原材料。

[0029] 另外,上述电子设备用铜合金中,优选拉伸弹性模量 E 设为  $125\text{GPa}$  以下,0.2% 屈服强度  $\sigma_{0.2}$  设为  $400\text{MPa}$  以上。

[0030] 当拉伸弹性模量 E 为  $125\text{GPa}$  以下,且 0.2% 屈服强度  $\sigma_{0.2}$  为  $400\text{MPa}$  以上时,弹性能量系数( $\sigma_{0.2}^2/2E$ )升高,不易塑性变形,因此尤其适合于端子、连接器、继电器及引线框架等电子设备用组件。

[0031] 本发明的电子设备用铜合金的制造方法为制造上述电子设备用铜合金的电子设备用铜合金的制造方法,其中,该制造方法具备:精加工工序,在该工序中,将如下组成的铜材加工成预定的形状,即铜材由 Cu 和 Mg 的二元合金构成,且以 3.3 原子% 以上且 6.9 原子% 以下的范围含有 Mg,并且剩余部分实际上由 Cu 及不可避免的杂质构成;及精热处理工序,在该精加工工序之后实施热处理。

[0032] 根据该结构的电子设备用铜合金的制造方法,具备将上述组成的铜材加工成预定形状的精加工工序、及在该精加工工序之后实施热处理的精热处理工序,因此通过该精热处理工序,能够提高耐应力松弛特性。

[0033] 其中,在所述精热处理工序中,优选以超过  $200^\circ\text{C}$  且  $800^\circ\text{C}$  以下的范围实施热处理。另外,优选以  $200^\circ\text{C}/\text{min}$  以上的冷却速度将加热后的所述铜材冷却至  $200^\circ\text{C}$  以下。

[0034] 此时,能够通过精热处理工序提高耐应力松弛特性,且能够将在  $150^\circ\text{C}$  下经过 1000 小时的应力松弛率设为 50% 以下。

[0035] 本发明的电子设备用铜合金轧材,由上述电子设备用铜合金构成,且在与轧制方向平行的方向上的拉伸弹性模量 E 为  $125\text{GPa}$  以下,在与轧制方向平行的方向上的 0.2% 屈服强度  $\sigma_{0.2}$  为  $400\text{MPa}$  以上。

[0036] 根据该结构的电子设备用铜合金轧材,弹性能量系数( $\sigma_{0.2}^2/2E$ )较高,不易塑性变形。

[0037] 并且,上述电子设备用铜合金轧材优选用作构成端子、连接器、继电器及引线框架等的铜材。

[0038] 并且,本发明的电子设备用组件,由上述的电子设备用铜合金构成。

[0039] 该结构的电子设备用组件(例如端子、连接器、继电器及引线框架)的拉伸弹性模量较低,且耐应力松弛特性优异,因此在高温环境下也能够使用。

[0040] 根据本发明,能够提供一种具有低拉伸弹性模量、高屈服强度、高导电性、优异的耐应力松弛特性及优异的弯曲加工性,且适合于端子、连接器和继电器等电子设备用组件的电子设备用铜合金、电子设备用铜合金的制造方法、电子设备用铜合金轧材以及电子设备用组件。

## 附图说明

[0041] 图 1 是 Cu-Mg 系状态图。

[0042] 图 2 是本实施方式的电子设备用铜合金的制造方法的流程图。

## 具体实施方式

[0043] 以下,对本发明的实施方式的电子设备用铜合金进行说明。

[0044] 本实施方式的电子设备用铜合金为 Cu 和 Mg 的二元合金,所述二元合金以 3.3 原子%以上且 6.9 原子%以下的范围含有 Mg,且剩余部分仅由 Cu 及不可避免的杂质构成。

[0045] 并且,将 Mg 的含量设为 X 原子%时,导电率  $\sigma$  (%IACS) 在  $\sigma \leq \{1.7241/(-0.0347 \times X^2 + 0.6569 \times X + 1.7)\} \times 100$  的范围内。

[0046] 并且,通过扫描电子显微镜观察的粒径 0.1  $\mu\text{m}$  以上的以 Cu 和 Mg 为主成分的金属间化合物的平均个数为 1 个/ $\mu\text{m}^2$  以下。

[0047] 并且,本实施方式的电子设备用铜合金的应力松弛率在 150 $^{\circ}\text{C}$  下经过 1000 小时时为 50% 以下。其中,应力松弛率通过以日本伸铜协会技术标准 JCBA-T309:2004 的悬臂梁螺纹式为准的方法来负载应力而进行测定。

[0048] 并且,该电子设备用铜合金的拉伸弹性模量 E 为 125GPa 以下,0.2% 屈服强度  $\sigma_{0.2}$  为 400MPa 以上。

[0049] (组成)

[0050] Mg 是具有不会大幅降低导电率而提高强度并且提高再结晶温度的作用效果的元素。并且,通过使 Mg 在母相中固溶,拉伸弹性模量被抑制得较低,并且可获得优异的弯曲加工性。

[0051] 其中, Mg 的含量小于 3.3 原子%时,其作用效果无法奏效。另一方面,若 Mg 的含量超过 6.9 原子%,则为了固溶化而进行热处理时,导致残留有以 Cu 和 Mg 为主成分的金属间化合物,有可能导致在之后的加工等中产生裂纹。

[0052] 从这种理由出发,将 Mg 的含量设定在 3.3 原子%以上且 6.9 原子%以下。

[0053] 另外,若 Mg 的含量较少,则强度上升不充分,且无法将拉伸弹性模量抑制得足够低。并且,由于 Mg 为活性元素,有可能因过量添加而在熔解铸造时卷入与氧反应而生成的

Mg 氧化物。因此,更优选将 Mg 的含量设定为 3.7 原子%以上且 6.3 原子%以下的范围。

[0054] 另外,作为不可避免的杂质,可举出 Sn、Zn、Al、Ni、Cr、Zr、Fe、Co、Ag、Mn、B、P、Ca、Sr、Ba、Sc、Y、稀土类元素、Hf、V、Nb、Ta、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、O、C、Be、N、H、Hg 等。这些不可避免的杂质在 Cu 与 Mg 的二元合金中,优选以总量计为 0.3 质量%以下。尤其,优选设为 Sn 小于 0.1 质量%,Zn 小于 0.01 质量%。这是因为,若添加 0.1 质量%以上的 Sn,则易引起以 Cu 和 Mg 为主成分的金属间化合物的析出,并且若添加 0.01 质量%以上的 Zn,则在熔解铸造工序中产生烟尘并附着在炉或模具的部件上,从而使铸块的表面品质劣化,并且使耐应力腐蚀裂纹性劣化。

[0055] (导电率  $\sigma$ )

[0056] Cu 和 Mg 的二元合金中,若将 Mg 的含量设为 X 原子%时,导电率  $\sigma$  在  $\sigma \leq \{1.7241 / (-0.0347 \times X^2 + 0.6569 \times X + 1.7)\} \times 100$  的范围内时,几乎不存在以 Cu 和 Mg 为主成分的金属间化合物。

[0057] 即,导电率  $\sigma$  超过上述公式的范围时,大量存在以 Cu 和 Mg 为主成分的金属间化合物,且尺寸也比较大,因此弯曲加工性大幅劣化。并且,生成以 Cu 和 Mg 为主成分的金属间化合物,且 Mg 的固溶量较少,从而还导致拉伸弹性模量上升。因此,调整制造条件以使导电率  $\sigma$  在上述公式的范围内。

[0058] 另外,为了使上述作用效果可靠地奏效,优选将导电率  $\sigma$  (%IACS) 设在  $\sigma \leq \{1.7241 / (-0.0300 \times X^2 + 0.6763 \times X + 1.7)\} \times 100$  的范围内。此时,以 Cu 和 Mg 为主成分的金属间化合物的量更少,因此弯曲加工性进一步提高。

[0059] 为了使上述作用效果更加可靠地奏效,更优选将导电率  $\sigma$  (%IACS) 设在  $\sigma \leq \{1.7241 / (-0.0292 \times X^2 + 0.6797 \times X + 1.7)\} \times 100$  的范围内。此时,以 Cu 和 Mg 为主成分的金属间化合物的量更加少,因此弯曲加工性进一步提高。

[0060] (应力松弛率)

[0061] 本实施方式的电子设备用铜合金中,如上所述,在 150°C 下经过 1000 小时时的应力松弛率为 50% 以下。

[0062] 该条件中的应力松弛率较低时,即使在高温环境下使用也能够将永久变形抑制得较小,且能够抑制接触压力下降。因此,本实施方式的电子设备用铜合金能够用作在如汽车的发动机室周围的高温环境下使用的端子。

[0063] 另外,应力松弛率优选设为在 150°C 下经过 1000 小时时为 30% 以下,更优选设为在 150°C 下经过 1000 小时时为 20% 以下。

[0064] (组织)

[0065] 本实施方式的电子设备用铜合金中,以扫描电子显微镜进行观察的结果,粒径 0.1  $\mu\text{m}$  以上的以 Cu 和 Mg 为主成分的金属间化合物的平均个数为 1 个 /  $\mu\text{m}^2$  以下。即,几乎没有以 Cu 和 Mg 为主成分的金属间化合物析出,Mg 固溶于母相中。

[0066] 其中,若由于固溶化不完全或固溶化后有以 Cu 和 Mg 为主成分的金属间化合物析出,从而存在大量尺寸较大的金属间化合物,则这些金属间化合物成为裂纹的起点,在加工时产生裂纹或使弯曲加工性大幅劣化。并且,若以 Cu 和 Mg 为主成分的金属间化合物的量较多,则拉伸弹性模量上升,因此不优选。

[0067] 对组织进行调查的结果,粒径 0.1  $\mu\text{m}$  以上的以 Cu 和 Mg 为主成分的金属间化合物



在合金中为 1 个 /  $\mu\text{m}^2$  以下时,即以 Cu 和 Mg 为主成分的金属间化合物不存在或少量存在时,可获得良好的弯曲加工性和低拉伸弹性模量。

[0068] 另外,为了使上述作用效果可靠地奏效,更优选粒径 0.05  $\mu\text{m}$  以上的以 Cu 和 Mg 为主成分的金属间化合物的个数在合金中为 1 个 /  $\mu\text{m}^2$  以下。另外,优选在本发明的铜合金中产生的金属间化合物的粒径的上限值为 5  $\mu\text{m}$ ,更优选为 1  $\mu\text{m}$ 。

[0069] 另外,对于以 Cu 和 Mg 为主成分的金属间化合物的平均个数,使用场发射式扫描电子显微镜以倍率:5 万倍、视场:约 4.8  $\mu\text{m}^2$  观察 10 个视场并计算出其平均值。

[0070] 并且,以 Cu 和 Mg 为主成分的金属间化合物的粒径,设为金属间化合物的长径(以在中途不与晶界接触为条件,在晶粒内能够引出的最长直线的长度)和短径(在与长径直角相交的方向上,以在中途不与晶界接触为条件,能够引出的最长直线的长度)平均值。

[0071] (晶体粒径)

[0072] 晶体粒径是对耐应力松弛特性有较大影响的因素,晶体粒径过小时耐应力松弛特性劣化。并且,晶体粒径过大时给弯曲加工性带来恶劣影响。因此,优选将平均晶体粒径设在 1  $\mu\text{m}$  以上且 100  $\mu\text{m}$  以下的范围内。另外,更优选将平均晶体粒径设在 2  $\mu\text{m}$  以上且 50  $\mu\text{m}$  以下的范围内,进一步优选设在 5  $\mu\text{m}$  以上且 30  $\mu\text{m}$  以下的范围内。

[0073] 另外,后述的精加工工序 S06 的加工率较高时,有时成为加工组织而无法测定晶体粒径。因此,优选将精加工工序 S06 之前(中间热处理工序 S05 之后)阶段中的平均晶体粒径设在上述范围内。

[0074] 接着,参考图 2 所示的流程图对设为这种结构的本实施方式的电子设备用铜合金的制造方法进行说明。

[0075] 另外,在下述制造方法中,作为加工工序而使用轧制时,加工率相当于轧制率。

[0076] (熔解 / 铸造工序 S01)

[0077] 首先,在熔解铜原料而获得的熔融铜中,添加所述元素来进行成分调整并制作出熔融铜合金。另外,添加 Mg 时能够使用 Mg 单质或 Cu-Mg 母合金等。并且,也可以将含有 Mg 的原料与铜原料一起熔解。并且,也可以使用本合金的再生材料及碎片材料。

[0078] 其中,熔融铜优选设为纯度在 99.99 质量% 以上的所谓 4NCu。并且,在熔解工序中为了抑制 Mg 的氧化,优选使用真空炉或者设为惰性气氛或还原性气氛的气氛炉。

[0079] 并且,将已进行成分调整的熔融铜合金注入到铸模中来制造铸块。另外,考虑批量生产时,优选使用连续铸造法或半连续铸造法。

[0080] (加热工序 S02)

[0081] 接着,为了所获得的铸块的均匀化及固溶化而进行加热处理。在铸块内部存在在凝固过程中由于 Mg 偏析并浓缩而产生的以 Cu 和 Mg 为主成分的金属间化合物等。因此,为了消除或减少这些偏析及金属间化合物等,进行将铸块加热至 400℃ 以上且 900℃ 以下的温度的加热处理,由此在铸块内使 Mg 均匀地扩散,并使 Mg 在母相中固溶。另外,该加热工序 S02 优选在非氧化性或还原性气氛中实施。

[0082] 其中,加热温度小于 400℃ 时,固溶化不完全,母相中有可能残留较多以 Cu 和 Mg 为主成分的金属间化合物。另一方面,若加热温度超过 900℃,则存在铜材的一部分成为液相,组织或表面状态不均匀的可能性。因此,将加热温度设定在 400℃ 以上且 900℃ 以下的范围。更优选为 500℃ 以上且 850℃ 以下,进一步优选为 520℃ 以上且 800℃ 以下。

[0083] (骤冷工序 S03)

[0084] 并且,在加热工序 S02 中将已加热至 400℃ 以上且 900℃ 以下的温度的铜材以 200℃ /min 以上的冷却速度冷却至 200℃ 以下的温度。通过该骤冷工序 S03 抑制在母相中固溶的 Mg 作为以 Cu 和 Mg 为主成分的金属间化合物析出,且优选通过扫描电子显微镜进行观察的粒径 0.1 μm 以上的以 Cu 和 Mg 为主成分的金属间化合物的平均个数为 1 个 / μm<sup>2</sup> 以下。即,能够将铜材作为 Cu-Mg 过饱和固溶体。冷却工序 A03 中,优选冷却温度的下限值为 -100℃,优选冷却速度的上限值为 10000℃ /min。若冷却温度低于 -100℃,则不仅效果不会提高,而且还导致成本上升,即使冷却速度超过 10000℃ /min,效果也不会提高且导致成本上升。

[0085] 另外,为了粗加工的效率化和组织的均一化,也可以设为在所述加热工序 S02 之后实施热加工,并在该热加工之后实施上述骤冷工序 S03 的结构。此时,加工方法无特别限定,例如当最终形态为板或条时能够采用轧制,当为线或棒时能够采用拉丝、挤压或沟槽轧制等,当为块状时能够采用锻造或冲压。

[0086] (中间加工工序 S04)

[0087] 根据需要对已经过加热工序 S02 及骤冷工序 S03 的铜材进行切断,并且为了去除在加热工序 S02 及骤冷工序 S03 等中生成的氧化膜等,根据需要进行表面磨削。并且,加工成预定形状。

[0088] 另外,该中间加工工序 S04 中的温度条件无特别限定,但优选设定在成为冷加工或温加工的 -200℃ ~ 200℃ 的范围内。并且,以接近于最终形状的方式适当选择加工率,但为了减少至获得最终形状为止的中间热处理工序 S05 的次数,优选设为 20% 以上。并且,更优选将加工率设为 30% 以上。对加工率的上限并无特别限定,但从防止裂边的观点考虑优选为 99.9%。加工方法并无特别限定,但当最终形状为板或条时优选采用轧制。当为线或棒时优选采用挤压或沟槽轧制,当为块状时优选采用锻造或冲压。另外,为了彻底固溶化,也可以重复 S02 ~ S04。

[0089] (中间热处理工序 S05)

[0090] 在中间加工工序 S04 之后,以彻底固溶化、再结晶组织化或用于提高加工性的软化为目的来实施热处理。

[0091] 其中,热处理的方法无特别限定,但优选以 400℃ 以上且 900℃ 以下的条件,在非氧化气氛或还原性气氛中进行热处理。更优选为 500℃ 以上且 850℃ 以下,进一步优选为 520℃ 以上且 800℃ 以下。

[0092] 其中,在中间热处理工序 S05 中,将已加热至 400℃ 以上且 900℃ 以下的铜材以 200℃ /min 以上的冷却速度冷却至 200℃ 以下的温度。中间热处理工序 S05 的冷却温度更优选为 150℃ 以下,进一步优选为 100℃ 以下。冷却速度更优选为 300℃ /min 以上,更优选为 1000℃ /min 以上。另一方面,中间热处理工序 S05 中,优选冷却温度的下限值为 -100℃,优选冷却速度的上限值为 10000℃ /min。若冷却温度低于 -100℃,则不仅效果不会提高,而且还导致成本上升,即使冷却速度超过 10000℃ /min,效果也不会提高且导致成本上升。

[0093] 通过如此骤冷可抑制在母相中固溶的 Mg 作为以 Cu 和 Mg 为主成分的金属间化合物而析出,且能够使通过扫描电子显微镜观察的粒径 0.1 μm 以上的以 Cu 和 Mg 为主成分的金属间化合物的平均个数为 1 个 / μm<sup>2</sup> 以下。即,能够将铜材作为 Cu-Mg 过饱和固溶体。

[0094] (精加工工序 S06)

[0095] 将中间热处理工序 S05 之后的铜材精加工成预定形状。另外,该精加工工序 S06 中的温度条件无特别限定,但优选在常温下进行。并且,以接近于最终形状的方式适当选择加工率,但为了通过加工固化来提高强度,优选设为 20% 以上。并且,谋求强度的进一步提高时,更优选将加工率设为 30% 以上。对加工率的上限并无特别限定,但从防止裂边的观点考虑优选为 99.9%。对加工方法并无特别限定,但当最终形状为板或条时优选采用轧制。当为线或棒时优选采用挤压或沟槽轧制,当为块状时优选采用锻造或冲压。

[0096] (精热处理工序 S07)

[0097] 接着,对于通过精加工工序 S06 获得的加工材料,为了提高耐应力松弛特性、及进行低温退火固化,或为了去除残余应变,实施精热处理。

[0098] 热处理温度优选设在超过 200℃ 且 800℃ 以下的范围内。另外,该精热处理工序 S07 中,需要设定热处理条件(温度、时间、冷却速度),以免已固溶化的 Mg 析出。例如优选设在 250℃ 进行 10 秒钟~24 小时左右、在 300℃ 进行 5 秒钟~4 小时左右、在 500℃ 进行 0.1 秒钟~60 秒钟左右。优选在非氧化气氛或还原性气氛中进行。

[0099] 并且,作为冷却方法可举出水淬等,优选将已加热的所述铜材以 200℃/min 以上的冷却速度冷却至 200℃ 以下。冷却温度更优选为 150℃ 以下,进一步优选为 100℃ 以下。更优选冷却速度为 300℃/min 以上,更优选为 1000℃/min 以上。另一方面,优选冷却温度的下限值为 -100℃,优选冷却速度的上限值为 10000℃/min。若冷却温度低于 -100℃,则不仅效果不会提高,而且还导致成本上升,即使冷却速度超过 10000℃/min,效果也不会提高且导致成本上升。

[0100] 通过如此骤冷可抑制在母相中固溶的 Mg 作为以 Cu 和 Mg 为主成分的金属间化合物析出,且能够使通过扫描电子显微镜观察的粒径 0.1 μm 以上的以 Cu 和 Mg 为主成分的金属间化合物的平均个数为 1 个/μm<sup>2</sup> 以下。即,能够将铜材作为 Cu-Mg 过饱和固溶体。

[0101] 另外,也可以重复实施上述精加工工序 S06 和精热处理工序 S07。

[0102] 如此,制造本实施方式的电子设备用铜合金。并且,本实施方式的电子设备用铜合金,其拉伸弹性模量 E 为 125GPa 以下,0.2% 屈服强度  $\sigma_{0.2}$  为 400MPa 以上。本实施方式的电子设备用铜合金的拉伸弹性模量 E 更优选为 100~125GPa,0.2% 屈服强度  $\sigma_{0.2}$  更优选为 500~900MPa。

[0103] 并且,将 Mg 的含量设为 X 原子% 时,导电率  $\sigma$  (%IACS) 在  $\sigma \leq \{1.7241/(-0.0347 \times X^2 + 0.6569 \times X + 1.7)\} \times 100$  的范围内。

[0104] 另外,通过精热处理工序 S07,本实施方式的电子设备用铜合金在 150℃ 下经过 1000 小时的应力松弛率为 50% 以下。

[0105] 根据如上构成的本实施方式的电子设备用铜合金,在 Cu 和 Mg 的二元合金中,以固溶限度以上的 3.3 原子% 以上且 6.9 原子% 以下的范围含有 Mg,且将 Mg 的含量设为 X 原子% 时,导电率  $\sigma$  (%IACS) 在  $\sigma \leq \{1.7241/(-0.0347 \times X^2 + 0.6569 \times X + 1.7)\} \times 100$  的范围内。另外,通过扫描电子显微镜观察的粒径 0.1 μm 以上的以 Cu 和 Mg 为主成分的金属间化合物的平均个数为 1 个/μm<sup>2</sup> 以下。

[0106] 即,本实施方式的电子设备用铜合金为 Mg 在母相中过饱和固溶的 Cu-Mg 过饱和固溶体。

[0107] 由这种 Cu-Mg 过饱和固溶体构成的铜合金中,存在拉伸弹性模量降低的倾向,即使例如应用于具有插片上推雌型端子的弹簧接触部而被插入的结构连接器等中,也可抑制插入时的接触压力变动,并且,由于弹性界限较广,因此不会轻易塑性变形。因此,尤其适合于端子、连接器、继电器及引线框架等电子设备用组件。

[0108] 并且, Mg 过饱和固溶,因此在母相中未广泛分散有成为裂纹的起点的粗大的以 Cu 和 Mg 为主成分的金属间化合物,弯曲加工性上升。因此,能够成型端子、连接器、继电器及引线框架等形状复杂的电子设备用组件。

[0109] 另外,由于使 Mg 过饱和固溶,因此强度通过加工固化而提高,能够具有比较高的强度。

[0110] 并且,由于为由 Cu、Mg 和不可避免的杂质构成的 Cu 和 Mg 的二元金属,因此因其他元素引起的导电率的下降得到抑制,且能够使导电率变得较高。

[0111] 并且,本实施方式的电子设备用铜合金中,在 150℃ 下经过 1000 小时时的应力松弛率为 50% 以下,因此即使在高温环境下使用时也能够抑制因接触压力下降而产生的通电不良。因此,能够用作在发动机室等高温环境下使用的电子设备用组件的原材料。

[0112] 并且,电子设备用铜合金中,拉伸弹性模量 E 为 125GPa 以下,0.2% 屈服强度  $\sigma_{0.2}$  为 400MPa 以上,因此弹性能量系数( $\sigma_{0.2}^2/2E$ )升高而不易塑性变形,因此尤其适合于端子、连接器、继电器及引线框架等电子设备用组件。

[0113] 根据本实施方式的电子设备用铜合金的制造方法,能够通过将设为上述组成的 Cu 和 Mg 的二元合金的铸块或加工材料加热至 400℃ 以上且 900℃ 以下的温度的加热工序 S02 来进行 Mg 的固溶化。

[0114] 并且,由于具备将通过加热工序 S02 加热至 400℃ 以上且 900℃ 以下的温度的铸块或加工材料以 200℃ /min 以上的冷却速度冷却至 200℃ 以下的骤冷工序 S03,因此能够抑制以 Cu 和 Mg 为主成分的金属间化合物在冷却过程中析出,并能够将骤冷后的铸块或加工材料作为 Cu-Mg 过饱和固溶体。

[0115] 另外,由于具备对骤冷材(Cu-Mg 过饱和固溶体)进行加工的中间加工工序 S04,因此能够轻松地获得接近于最终形状的形状。

[0116] 并且,以彻底固溶化、再结晶组织化或用于提高加工性的软化为目的,在中间加工工序 S04 之后具备中间热处理工序 S05,因此能够实现特性的提高及加工性的提高。

[0117] 并且,在中间热处理工序 S05 中,将已加热至 400℃ 以上且 900℃ 以下的铜材以 200℃ /min 以上的冷却速度冷却至 200℃ 以下,因此能够抑制以 Cu 和 Mg 为主成分的金属间化合物在冷却过程中析出,并且能够将骤冷后的铜材作为 Cu-Mg 过饱和固溶体。

[0118] 并且,在本实施方式的电子设备用铜合金的制造方法中,在用于通过加工固化来提高强度及加工成预定形状的精加工工序 S06 之后,具备为了提高耐应力松弛特性及进行低温退火固化或为了去除残余应变而实施热处理的精热处理工序 S07,因此能够将在 150℃ 下经过 1000 小时的应力松弛率设为 50% 以下。并且,能够实现力学特性的进一步提高。

[0119] 在此,应力松弛率通过以日本伸铜协会技术标准 JCBA-T309:2004 的悬臂梁螺纹式为基准的方法来负载应力而进行测定。

[0120] 并且,该电子设备用铜合金的拉伸弹性模量 E 为 125GPa 以下,0.2% 屈服强度  $\sigma_{0.2}$

为 400MPa 以上。

[0121] 以上,对本发明的实施方式的电子设备用铜合金进行了说明,但本发明不限于于此,在不脱离该发明的技术思想的范围内能够适当进行变更。

[0122] 并且,上述实施方式中示出有满足“粒径 0.1  $\mu\text{m}$  以上的以 Cu 和 Mg 为主成分的金属间化合物在合金中为 1 个 /  $\mu\text{m}^2$  以下”的条件和“导电率  $\sigma$ ”两者的电子设备用铜合金,但也可以是满足任意一个的电子设备用铜合金。

[0123] 例如,上述实施方式中,对电子设备用铜合金的制造方法的一例进行了说明,但制造方法并不限于本实施方式,也可适当选择已有的制造方法来进行制造。

[0124] 实施例

[0125] 以下,对为了确认本发明的效果而进行的确认实验的结果进行说明。

[0126] 准备由纯度 99.99 质量 % 以上的无氧铜 (ASTM B152C10100) 构成的铜原料,且将该铜原料装入高纯度石墨坩埚内,在设为 Ar 气体气氛的气氛炉内高频熔解。在所获得的熔融铜内添加各种添加元素来制备成表 1、2 所示的成分组成,并浇注到碳铸型中来制造铸块。另外,铸块的大小设为厚度约 20mm  $\times$  宽度约 20mm  $\times$  长度约 100 ~ 120mm。

[0127] 对于所获得的铸块,在 Ar 气体气氛中实施以表 1、2 所记载的温度条件进行 4 小时加热的加热工序,之后实施水淬(冷却温度 20 $^{\circ}\text{C}$ ,冷却速度 1500 $^{\circ}\text{C}/\text{min}$ )。

[0128] 对热处理后的铸块进行切断,并且实施用于去除氧化被膜的表面磨削。

[0129] 之后,在常温下以表 1、2 所记载的轧制率实施中间轧制。并且,对于所获得的条材,以表 1、2 所记载的温度条件在盐浴中实施中间热处理。之后实施水淬(冷却温度 20 $^{\circ}\text{C}$ ,冷却速度 1500 $^{\circ}\text{C}/\text{min}$ )。

[0130] 接着,以表 1、2 所示的轧制率实施精轧制,制造厚度 0.25mm、宽度约 20mm 的条材。

[0131] 并且,在精轧制后,以表中所示的条件在盐浴中实施精热处理,之后实施水淬(冷却温度 20 $^{\circ}\text{C}$ ,冷却速度 1500 $^{\circ}\text{C}/\text{min}$ ),并制作出特性评价用条材。

[0132] (中间热处理后的晶体粒径)

[0133] 对于进行了表 1、2 所示的中间热处理后的试料进行晶体粒径的测定。对于各试料,进行镜面抛光及蚀刻,并利用光学显微镜以轧制方向成为照片的横向的方向进行拍摄,并且以 1000 倍的视场(约 300  $\mu\text{m}$   $\times$  200  $\mu\text{m}$ )进行观察。接着对晶体粒径根据 JIS H0501 的切断法,分别画出五条照片的纵、横向的预定长度的线段,并对被完全切断的晶粒数进行计数,将该切断长度的平均值设为平均晶体粒径。

[0134] (加工性评价)

[0135] 作为加工性的评价,观察前述冷轧时有无裂边。以肉眼完全或几乎确认不到裂边的设为 A,产生了长度小于 1mm 的较小的裂边的设为 B,产生了长度 1mm 以上且小于 3mm 的裂边的设为 C,产生了长度 3mm 以上的较大的裂边的设为 D,因裂边而在轧制过程中发生了断裂的设为 E。

[0136] 另外,裂边的长度为从轧材的宽度方向端部朝向宽度方向中央部的裂边的长度。

[0137] 并且,利用前述特性评价用条材测定力学特性及导电率。

[0138] (力学特性)

[0139] 从特性评价用条材中提取 JIS Z2201 所规定的 13B 号试验片,并根据 JIS Z2241 的非比例延伸法测定出 0.2% 屈服强度  $\sigma_{0.2}$ 。另外,以与轧制方向平行的方向从特性评价用

条材提取试验片。

[0140] 通过在前述试验片上粘贴应变计,并由荷载-伸展曲线的梯度来求出拉伸弹性模量 E。

[0141] 另外,以拉伸试验的拉伸方向与特性评价用条材的轧制方向平行的方式提取试验片。

[0142] (导电率)

[0143] 从特性评价用条材中提取宽度 10mm×长度 60mm 的试验片,并通过四端子法求出电阻。并且,利用千分尺测定试验片的尺寸,并计算出试验片的体积。并且,由所测定的电阻值和体积计算出导电率。另外,试验片以其长边方向与特性评价用条材的轧制方向平行的方式提取。

[0144] (耐应力松弛特性)

[0145] 关于耐应力松弛特性试验,通过以日本伸铜协会技术标准 JCBA-T309:2004 的悬臂梁螺纹式为基准的方法来负载应力,并测定以 150℃ 的温度保持预定时间之后的残余应力率。

[0146] 测定使用应力松弛测定机 /KEYENCE 公司制 KL-30、LK-GD500、KZ-U3 来进行。

[0147] 详细而言,首先,使用悬臂梁螺纹式的挠曲变位负载用试验夹具来固定试验片的长边方向的一端(固定端)。

[0148] 试验片(宽度 10mm×长度 60mm)以从特性评价用条材以其长边方向与特性评价用条材的轧制方向平行的方式提取。

[0149] 接着,使挠曲变位负载用螺栓的前端以铅垂方向接触试验片的长边方向的自由端(另一端),并对试验片的长边方向的自由端施加负载。

[0150] 此时,以使试验片的表面最大应力成为屈服强度的 80% 的方式,将初始挠曲变位设定为 2mm,并调整 Span 长度。Span 长度是指对试验片赋予初始挠曲时,从试验片的所述固定端到与挠曲变位负载用螺栓的前端的接触部分为止的、相对于挠曲变位负载用螺栓的负载方向垂直的方向的长度。上述表面最大应力以下式进行设定。

[0151] 表面最大应力(MPa) =  $1.5Et \delta_0 / L_s^2$

[0152] 其中,

[0153] E:挠曲系数(MPa)

[0154] t:试料厚度(t=0.25mm)

[0155]  $\delta_0$ :初始挠曲变位(2mm)

[0156]  $L_s$ :Span 长度(mm)。

[0157] 将初始挠曲变位设定为 2mm 的试验片,在恒温槽中以 150℃ 的温度保持 1000h 之后,连同悬臂梁螺纹式的挠曲变位负载用试验夹具取出到常温中,且松开挠曲变位负载用螺栓进行卸荷。

[0158] 由以 150℃ 的温度保持 1000h 后的弯曲特性来测定将试验片冷却至常温而残余的残余应力率(永久挠曲变位之差),并对应力松弛率进行评价。另外应力松弛率利用下式进行计算。

[0159] 应力松弛率(%) =  $(\delta_t / \delta_0) \times 100$

[0160] 其中,

[0161]  $\delta_{\perp}$ :以 150℃保持 1000h 后的永久挠曲变位(mm) - 在常温下保持 24 小时后的永久挠曲变位(mm)

[0162]  $\delta_0$ :初始挠曲变位(mm)

[0163] (组织观察)

[0164] 对于各试料的轧制面,进行镜面抛光、离子蚀刻。并且,为了确认以 Cu 和 Mg 为主成分的金属间化合物的析出状态,利用 FE-SEM(场发射式扫描电子显微镜)以 1 万倍的视场(约  $120 \mu\text{m}^2$ /视场)进行观察。

[0165] 接着,为了调查以 Cu 和 Mg 为主成分的金属间化合物的密度(个/ $\mu\text{m}^2$ ),选择金属间化合物的析出状态并不特别的 1 万倍的视场(约  $120 \mu\text{m}^2$ /视场),在该区域中以 5 万倍拍摄连续的 10 个视场(约  $4.8 \mu\text{m}^2$ /视场)。对于金属间化合物的粒径,设为金属间化合物的长径(以在中途不与晶界接触为条件,在晶粒内能够引出的最长直线的长度)和短径(在与长径直角相交的方向上,以在中途不与晶界接触为条件,能够引出的最长直线的长度)的平均值。并且,求出粒径  $0.1 \mu\text{m}$  以上且以 Cu 和 Mg 为主成分的金属间化合物的密度(个/ $\mu\text{m}^2$ )。

[0166] (弯曲加工性)

[0167] 依照日本伸铜协会技术标准 JCBA-T307:2007 的 4 试验方法进行弯曲加工。

[0168] 以轧制方向与试验片的长边方向平行的方式,从特性评价用条材提取多个宽度  $10\text{mm} \times$  长度  $30\text{mm}$  的试验片,并利用弯曲角度为 90 度、弯曲半径为  $0.25\text{mm}$  的 W 型夹具进行 W 弯曲试验。

[0169] 并且,以肉眼确认弯曲部的外周部,将断裂时设为 D,仅有一部分引起断裂时设为 C,未引起断裂而仅产生细微裂纹时设为 B,无法确认断裂或细微裂纹时设为 A,以此来进行判定。

[0170] 将条件及评价结果示于表 1、2、3、4。

[0171] [表 1]

[0172]

	Mg (at%)	-	加热工 序温度	中间轧 制轧制 率	中间热 处理温 度	精轧 制轧 制率	精热处理		
							温度	时间	
本 发 明 例	1	3.4	-	715℃	70%	625℃	60%	250℃	60min
	2	4.1	-	715℃	70%	625℃	60%	280℃	30min
	3	4.4	-	715℃	70%	625℃	60%	300℃	1min
	4	5.0	-	715℃	70%	625℃	60%	330℃	1min
	5	5.4	-	715℃	70%	625℃	60%	350℃	30sec
	6	5.9	-	715℃	70%	700℃	60%	320℃	1min
	7	6.4	-	715℃	70%	700℃	60%	280℃	5min
	8	4.4	-	715℃	70%	625℃	70%	200℃	24h
	9	4.3	-	715℃	70%	625℃	70%	350℃	1min
	10	4.6	-	715℃	70%	625℃	70%	500℃	1sec
	11	5.8	-	715℃	70%	675℃	60%	300℃	5min
	12	5.8	-	715℃	70%	650℃	60%	300℃	2min
	13	4.2	-	715℃	70%	625℃	60%	230℃	1sec
	14	4.2	-	715℃	70%	625℃	60%	230℃	60sec

[0173] [表 2]

[0174]

	Mg (at%)	-	加热工 序温度	中间轧 制轧制 率	中间热 处理温 度	精轧 制轧 制率	精热处理		
							温度	时间	
比 较 例	1	0.9	-	715℃	70%	600℃	70%	300℃	1min
	2	7.8	-	715℃	70%	-	-	-	-
	3	10.2	-	715℃	70%	-	-	-	-
	4	4.4	-	715℃	70%	625℃	70%	-	-
	5	4.6	-	715℃	70%	625℃	70%	400℃	1h
	Sn (at%)	P (at%)	加热工 序温度	中间轧 制轧制 率	中间热 处理温 度	精轧 制轧 制率	精热处理		
							温度	时间	
现 有 例	1	3.3	0.3	800℃	70%	500℃	70%	250℃	1min
	2	4.4	0.3	800℃	70%	500℃	70%	250℃	1min

[0175] [表 3]

[0176]



	中间热处理后的晶体粒径 ( $\mu\text{m}$ )	裂边	导电率 %IACS	导电率上限值	析出物 (个 / $\mu\text{m}^2$ )	0.2% 屈服强度 MPa	应力松弛率	拉伸弹性模量 GPa	弯曲加工性	
本发明例	1	15	A	44.1%	48.8%	0	530	19%	115	A
	2	14	A	40.9%	45.3%	0	574	18%	112	A
	3	16	A	38.0%	44.0%	0	605	20%	111	A
	4	15	A	34.8%	41.9%	0	618	17%	110	A
	5	15	A	32.8%	40.7%	0	640	18%	110	A
	6	45	B	33.0%	39.5%	0	638	20%	108	A
	7	51	B	31.2%	38.5%	0	661	20%	106	A
	8	15	A	38.1%	44.0%	0	640	28%	111	A
	9	14	A	39.1%	44.4%	0	615	15%	111	A
	10	14	A	39.2%	43.2%	0	622	17%	112	A
	11	33	B	37.2%	39.7%	0	642	22%	109	B
	12	25	B	38.2%	39.7%	0	650	23%	108	B
	13	15	A	40.3%	44.8%	0	595	47%	112	A
	14	13	A	40.0%	44.8%	0	590	39%	111	A

[0177] [表 4]

[0178]

	中间热处理后的晶体粒径 ( $\mu\text{m}$ )	裂边	导电率 %IACS	导电率上限值	析出物 (个 / $\mu\text{m}^2$ )	0.2% 屈服强度 MPa	应力松弛率	拉伸弹性模量 GPa	弯曲加工性	
比较例	1	10	A	72.8%	76.2%	0	430	21%	127	A
	2	-	E	-	-	-	-	-	-	-
	3	-	E	-	-	-	-	-	-	-
	4	11	A	38.0%	44.0%	0	660	54%	111	A
	5	14	A	47.9%	43.2%	10	380	19%	117	D
现有例	1	10	B	14.0%	-	-	684	55%	110	A
	2	8	B	12.9%	-	-	754	53%	109	A

[0179] Mg 的含量低于本发明的范围的比较例 1 中, 拉伸弹性模量较高, 因此不够充分。

[0180] 并且, Mg 的含量高于本发明的范围的比较例 2、3 中, 冷轧时产生较大的裂边, 无法实施之后的特性评价。

[0181] 并且, Mg 的含量虽在本发明的范围内, 但未实施精轧制后的精热处理的比较例 4 中, 应力松弛率达到 54%。

[0182] 另外, Mg 的含量虽在本发明的范围内, 但导电率及以 Cu 和 Mg 为主成分的金属间化合物的个数脱离了本发明的范围的比较例 5 中, 确认到屈服强度及弯曲加工性差。

[0183] 另外, 含有 Sn、P 的铜合金, 即所谓磷青铜的现有例 1、2 中, 导电率较低, 且应力松弛率超过 50%。

[0184] 相对于此, 本发明例 1 ~ 14 中拉伸弹性模量均在较低的 125GPa 以下, 0.2% 屈服强度也均在 400MPa 以上, 弹性优异。并且, 应力松弛率也达 47% 以下而较低。

[0185] 从以上可确认, 根据本发明例, 能够提供一种具有低拉伸弹性模量、高屈服强度、高导电性、优异的耐应力松弛特性及优异的弯曲加工性, 且适合于端子、连接器和继电器等电子设备用组件的电子设备用铜合金。

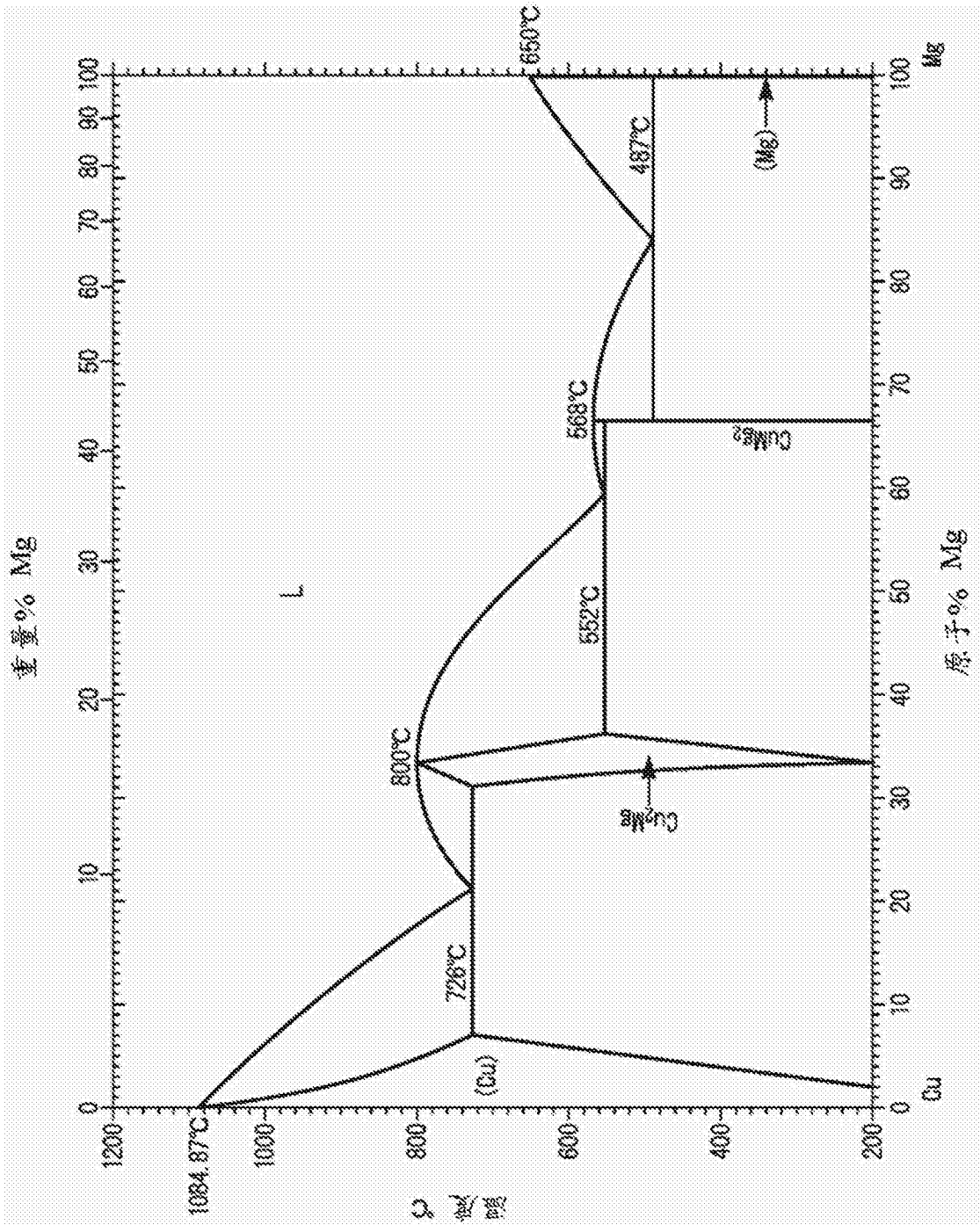


图 1

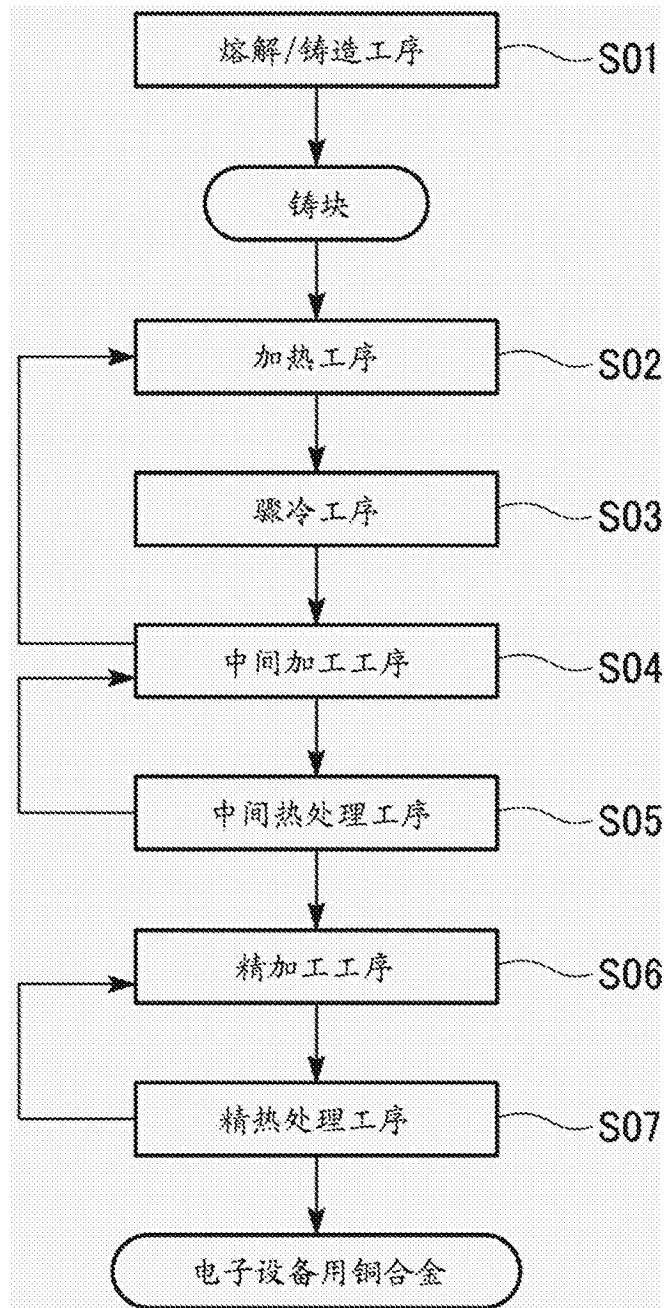


图 2