

[19] 中华人民共和国国家知识产权局



# [12] 发明专利申请公布说明书

[21] 申请号 200580026837.2

[51] Int. Cl.

C22C 9/00 (2006.01)

B22D 1/00 (2006.01)

B22D 21/00 (2006.01)

B22D 27/20 (2006.01)

[43] 公开日 2007年7月4日

[11] 公开号 CN 1993487A

[22] 申请日 2005.8.10

[21] 申请号 200580026837.2

[30] 优先权

[32] 2004.8.10 [33] JP [31] 233952/2004

[86] 国际申请 PCT/JP2005/014697 2005.8.10

[87] 国际公布 WO2006/016629 日 2006.2.16

[85] 进入国家阶段日期 2007.2.8

[71] 申请人 三宝伸铜工业株式会社

地址 日本国大阪府

[72] 发明人 大石惠一郎

[74] 专利代理机构 中科专利商标代理有限责任公司

代理人 王旭

权利要求书 4 页 说明书 36 页 附图 6 页

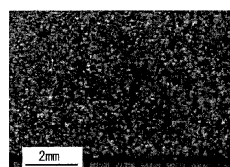
## [54] 发明名称

切削性、强度、耐磨性及耐蚀性卓越的铜合金铸件及其铸造方法

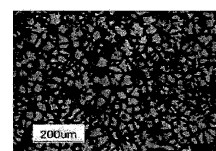
## [57] 摘要

本发明涉及一种切削性、强度、耐磨性及耐蚀性卓越的铜合金铸件，包含 Sn: 0.5 ~ 15mass%、Zr: 0.001 ~ 0.049mass%、P: 0.01 ~ 0.35mass%、从 Pb: 0.01 ~ 15mass%、Bi: 0.01 ~ 15mass%、Se: 0.01 ~ 1.2mass% 及 Te: 0.05 ~ 1.2mass% 中选择的一种以上的元素和剩余部分 Cu: 73mass%；且  $f1 = [P] / [Zr] = 0.5 \sim 100$ 、 $f2 = 3 [Sn] / [Zr] = 300 \sim 15000$  及  $f3 = 3 [Sn] / [P] = 40 \sim 2500$  (元素 a 的含量为 [a] mass%)； $\alpha$  相、 $\gamma$  相及  $\delta$  相的合计含量为 95% 以上；平均粒径为 300  $\mu\text{m}$  以下。

(A)



(B)



1. 一种切削性、强度、耐磨性及耐蚀性卓越的铜合金铸件，其特征在于：

包含 Sn: 0.5~15mass%、Zr: 0.001~0.049mass%、P: 0.01~0.35mass%、从 Pb: 0.01~15mass%、Bi: 0.01~15mass%、Se: 0.01~1.2mass%及 Te: 0.05~1.2mass%中选择的一种以上的元素和剩余部分 Cu: 73mass%以上；

且  $f_1=[P]/[Zr]=0.5 \sim 100$ 、 $f_2=3[Sn]/[Zr]=300 \sim 15000$  及  $f_3=3[Sn]/[P]=40 \sim 2500$ (元素 a 的含量为[a]mass%)； $\alpha$ 相、 $\gamma$ 相及 $\delta$ 相的合计含量为 95%以上；平均粒径为 300 $\mu$ m 以下。

2. 根据权利要求 1 所述的切削性、强度、耐磨性及耐蚀性卓越的铜合金铸件，其特征在于：

还含有从 Al: 0.005~0.5mass%、Mn: 0.01~0.5mass%及 Mg: 0.001~0.2mass%中选择的一种以上的元素；

且  $f_1=[P]/[Zr]=0.5 \sim 100$ 、 $f_2=3[Sn]/[Zr]=300 \sim 15000$  及  $f_3=3[Sn]/[P]=40 \sim 2500$  (元素 a 的含量为[a]mass%)； $\alpha$ 相、 $\gamma$ 相及 $\delta$ 相的合计含量为 95%以上；平均粒径为 300 $\mu$ m 以下。

3. 根据权利要求 1 所述的切削性、强度、耐磨性及耐蚀性卓越的铜合金铸件，其特征在于：

还含有 Zn: 18mass%以下；

且  $f_1=[P]/[Zr]=0.5 \sim 100$ 、 $f_2=([Zn]+3[Sn])/[Zr]=300 \sim 15000$ 、 $f_3=([Zn]+3[Sn])/[P]=40 \sim 2500$  及  $f_4=[Zn]+3[Sn]=10 \sim 43$  (元素 a 的含量为[a]mass%)； $\alpha$ 相、 $\gamma$ 相及 $\delta$ 相的合计含量为 95%以上；平均粒径为 300 $\mu$ m 以下。

4. 根据权利要求 3 所述的切削性、强度、耐磨性及耐蚀性卓越的铜合金铸件，其特征在于：

还含有从 Al: 0.005~0.5mass%、Mn: 0.01~0.5mass%及 Mg: 0.001~0.2mass%中选择的一种以上的元素；

且  $f_1=[P]/[Zr]=0.5 \sim 100$ 、 $f_2=([Zn]+3[Sn])/[Zr]=300 \sim 15000$ 、

$f3=([Zn]+3[Sn])/[P]=40\sim 2500$  及  $f4=[Zn]+3[Sn]=10\sim 43$ (元素 a 的含量为  $[a]mass\%$ );  $\alpha$  相、 $\gamma$ 相及  $\delta$  相的合计含量为 95%以上; 平均粒径为  $300\mu m$  以下。

5. 根据权利要求 3 所述的切削性、强度、耐磨性及耐蚀性卓越的铜合金铸件, 其特征在于:

还含有 As:  $0.02\sim 0.2mass\%$ 及/或 Sb:  $0.02\sim 0.2mass\%$ ;

且  $f1=[P]/[Zr]=0.5\sim 100$ 、 $f2=([Zn]+3[Sn])/[Zr]=300\sim 15000$ 、 $f3=([Zn]+3[Sn])/[P]=40\sim 2500$  及  $f4=[Zn]+3[Sn]=10\sim 43$ (元素 a 的含量为  $[a]mass\%$ );  $\alpha$  相、 $\gamma$ 相及  $\delta$  相的合计含量为 95%以上; 平均粒径为  $300\mu m$  以下。

6. 根据权利要求 3 所述的切削性、强度、耐磨性及耐蚀性卓越的铜合金铸件, 其特征在于:

还含有从 Al:  $0.005\sim 0.5mass\%$ 、Mn:  $0.01\sim 0.5mass\%$ 及 Mg:  $0.001\sim 0.2mass\%$ 中选择的一种以上的元素和 As:  $0.02\sim 0.2mass\%$ 及/或 Sb:  $0.02\sim 0.2mass\%$ ;

且  $f1=[P]/[Zr]=0.5\sim 100$ 、 $f2=([Zn]+3[Sn])/[Zr]=300\sim 15000$ 、 $f3=([Zn]+3[Sn])/[P]=40\sim 2500$  及  $f4=[Zn]+3[Sn]=10\sim 43$ (元素 a 的含量为  $[a]mass\%$ );  $\alpha$  相、 $\gamma$ 相及  $\delta$  相的合计含量为 95%以上; 平均粒径为  $300\mu m$  以下。

7. 根据权利要求 1 至 6 中任一项所述的切削性、强度、耐磨性及耐蚀性卓越的铜合金铸件, 其特征在于:

$f5=[Cu]-0.5[Sn]-3[P]+0.5([Pb]+[Bi]+[Se]+[Te])-0.5([As]+[Sb])-1.8[Al]+[Mn]+[Mg]=60\sim 90$ (元素 a 的含量为  $[a]mass\%$ , 对于没有含有元素 a 的为  $[a]=0$ )。

8. 根据权利要求 1 至 6 中任一项所述的切削性、强度、耐磨性及耐蚀性卓越的铜合金铸件, 其特征在于:

作为不可避免的不纯物含有 Fe 及/或 Ni 时, 如果含有其中任意一种时, Fe 或者 Ni 的含量被限定在  $0.3mass\%$ 以下, 并且含有 Fe 及 Ni 时, 其合计含量被限定在  $0.35mass\%$ 以下。

9. 根据权利要求 1 至 8 中任意一项所述的切削性、强度、耐磨性及耐

蚀性卓越的铜合金铸件，其特征在于：

熔融固化时的初晶为  $\alpha$  相。

10. 根据权利要求 1 至 8 中任意一项所述的切削性、强度、耐磨性及耐蚀性卓越的铜合金铸件，其特征在于：

在熔融固化时，发生包晶反应。

11. 根据权利要求 1 至 8 中任意一项所述的切削性、强度、耐磨性及耐蚀性卓越的铜合金铸件，其特征在于：

在熔融固化时，枝晶网被分割在晶体结构中。

12. 根据权利要求 1 至 8 中任意一项所述的切削性、强度、耐磨性及耐蚀性卓越的铜合金铸件，其特征在于：

在熔融固化时的晶粒的二维形状呈圆状、基本上圆状、椭圆状、十字状、针状或者多角状。

13. 根据权利要求 1 至 8 中任意一项所述的切削性、强度、耐磨性及耐蚀性卓越的铜合金铸件，其特征在于：

$\alpha$  相被微细地分割在基质中，且  $\delta$  相、 $\gamma$  相或由偏析产生的 Sn 高浓度部分均匀地分散在基质内。

14. 根据权利要求 1 至 8 中任意一项所述的切削性、强度、耐磨性及耐蚀性卓越的铜合金铸件，其特征在于：

在含有 Pb 或者 Bi 时，大小均匀的 Pb 粒子或 Bi 粒子均匀地分散在基质内。

15. 根据权利要求 1 至 14 中任意一项所述的切削性、强度、耐磨性及耐蚀性卓越的铜合金铸件，其特征在于：

所述铜合金铸件是与水经常或临时接触的状态下所使用的触水金属零件或者其构成材。

16. 根据权利要求 1 至 14 中任意一项所述的切削性、强度、耐磨性及耐蚀性卓越的铜合金铸件，其特征在于：

所述铜合金铸件是在与配合部件经常或临时接触的状态下与配合部件相对运动的摩擦配合构件或者其构成材。

17. 一种权利要求 1 至 16 中任意一项所述的切削性、强度、耐磨性及耐蚀性卓越的铜合金铸件的铸造方法，其特征在于：

在铸造过程中以含有 Zr 的铜基中间合金的形式添加为细化晶粒而含有的 Zr，从而在铸造时不以氧化物及/或硫化物的形式添加 Zr。

18. 根据权利要求 17 所述的切削性、强度、耐磨性及耐蚀性卓越的铜合金铸件的铸造方法，其特征在于：

含有 Zr 的铜基中间合金是 Cu-Zr 合金，Cu-Zn-Zr 合金，或者除了所述的 Cu-Zr 合金或 Cu-Zn-Zr 合金外还含有由 P、Mg、Al、Sn、Mn 及 B 中选择的一种以上元素的合金。

## 切削性、强度、耐磨性及耐蚀性卓越的铜合金铸件及其铸造方法

### 技术领域

本发明涉及一种切削性、强度、耐磨性及耐蚀性卓越的铜合金铸件，尤其是涉及一种经常或临时在与水(自来水等)接触的状态下使用的触水金属零件(例如，供水管道的水龙头、阀门、旋塞类、接头、法兰类、住宅设备机器、排水器具类、连接件、锅炉零件等)、或与配合部件(回转轴等)在经常或临时接触的状态下相对运动的摩擦配合部件(例如，轴承，齿轮、气缸、滚动轴承保持架、叶轮、泵类零件、轴承等)或作为这些的构成材优选使用的铜合金铸件及其铸造方法。

### 背景技术

作为触水金属零件、摩擦配合部件或作为这些的构成材(半制品等)所使用的铜合金铸件，除了强度或耐蚀性以外，要求高度的切削性或耐磨性，一般用作所述铜合金铸件的构成材的 JIS H5120 的 CAC406、CAC602、CAC604、JIS H5121 的 CAC406C 等，没有满足上述性质或铸造性等。

在现有技术中，为了提高铜合金铸件的强度或铸造性等，极有效的方法为，通过解消铸件特有的枝晶组织谋求晶粒的细化。

而且，作为铜合金的晶粒细化的基本形式，一般分为，(A)在铜合金熔融固化时晶粒细化，(B)通过对熔融固化后的铜合金(扁坯等铸块、压铸件等铸造品、熔融铸造品等)实施轧制等变形加工或加热处理，使畸变能等储存能变成驱动力，从而将晶粒细化。无论是(A)(B)的何种情况，Zr 均被认为是对晶粒的细化起有效作用的元素。

然而，在方法(A)中，Zr 对熔融固化阶段的晶粒的细化作用，很大程度上受其他元素及其含量的影响，因而无法达到所期望的晶粒的细化。因而，一般采用方法(B)，即对熔融固化后的铸块、铸造品等进行热处理后进一步使之变形，从而实现晶粒的细化。

日本专利公开公报昭 38-20467 号公报, 调查了对含有 Zr、P、Ni 的铜合金进行了固溶处理, 然后以 75% 的加工率进行冷加工后的平均粒径, 结果发现, 随着 Zr 的含量的增加, 由不含有 Zr 时的 280 $\mu\text{m}$ , 逐渐变为 170 $\mu\text{m}$ (Zr: 0.05mass%)、50 $\mu\text{m}$ (Zr: 0.13mass%)、29 $\mu\text{m}$ (Zr: 0.22mass%)、6 $\mu\text{m}$ (Zr: 0.89mass%), 即, 与 Zr 含量的增加相比例的细化。而且, 在此公报中, 为避免因 Zr 含量过多而带来的负面影响, 建议将 Zr 的含量规定为 0.05~0.3mass%。

另外, 日本专利公开 2004-233952 号公报中, 公开了铸造添加 0.15~0.5mass% 的 Zr 的铜合金后, 进行固溶处理及变形加工, 平均粒径则细化到大约 20 $\mu\text{m}$  以下的水平。

【专利文献 1】日本专利公开昭 38-20467 号公报

【专利文献 2】日本专利公开 2004-233952 号公报

然而, 如上述(B)的方法, 为使晶粒细化, 铸造后进行热处理及变形加工, 因而导致成本提高。而且, 因铸件制品的形状各异, 有时无法进行变形加工。因此, 应优选按上述(A)的方法, 在铜合金熔融固化时进行晶粒的细化。然而, 如果采用(A)的方法, 如上所述, 由于在熔融固化阶段的 Zr, 很大地受其他元素及其含量的影响, 所以即使增加 Zr 的含量也未必能够得到与增加量相应的晶粒的细化的效果。而且, 因 Zr 与氧的亲合力非常强, 因而在大气中熔化并添加 Zr, 则容易成为氧化物, 从而大大降低了成品率。因此, 即使铸造后的产品中含有的量甚微, 也需要在浇铸阶段投入相当量的原料。另一方面, 在熔化中的氧化物的生成量过多, 浇铸时氧化物易于混入熔融合金, 从而有可能产生铸造缺陷。为避免氧化物的生成, 可以采用真空或惰性气体的环境中进行熔化、铸造, 但是会导致高成本。而且, 由于 Zr 是贵重元素, 因而从经济观点出发, 应尽量减少添加量为理想。

因此, 要求开发尽量减少 Zr 含量的同时, 在铸造工序的熔融固化阶段, 进行晶粒细化的铜合金铸件。

## 发明内容

本发明鉴于上述问题而作, 其目的在于, 提供一种通过实现在熔融固

化时的晶粒的细化, 获得大幅度提高铸造性、切削性、强度、耐磨性、及耐蚀性的铸件, 作为触水金属零件或者摩擦配合部件等可适合使用的铜合金铸件, 同时, 可合适地制造出该铜合金铸件的铸造方法。

本发明为了达到上述目的, 提供如下述的切削性、强度、延性、耐磨性以及耐蚀性卓越的铜合金铸件及其铸造方法。

即, 本发明的第 1 提案为, 包含 Sn: 0.5~15mass%(2~10mass%为理想、3~8mass%更为理想、4~7.5mass%为最适宜)、Zr: 0.001~0.049mass%(0.004~0.039mass%为理想、0.006~0.029mass%更为理想、0.008~0.024mass%为最适宜)、P: 0.01~0.35mass%(0.02~0.19mass%为理想、0.03~0.15mass%更为理想、0.035~0.12mass%为最适宜)、从 Pb: 0.01~15mass%(0.45~12mass%为理想、1~10mass%更为理想、2~6mass%为最适宜)、Bi: 0.01~15mass%(0.45~12mass%为理想、0.6~10mass%更为理想、1~4mass%为最适宜)、Se: 0.01~1.2mass%(0.07~1mass%为理想、0.1~0.8mass%更为理想、0.2~0.7mass%为最适宜)、Te: 0.05~1.2mass%(0.07~1mass%为理想、0.1~0.8mass%更为理想、0.2~0.7mass%为最适宜)中选择的一种以上的元素、及为剩余部分的 Cu: 73mass%以上(73~92mass%为理想、73~91mass%较为理想、73.5~89mass%更为理想、75~84mass%为最适宜), 并满足下述(1)~(5)条件的切削性、强度、耐磨性以及耐蚀性卓越的铜合金铸件(以下简称为[第 1 铜合金铸件])。该第 1 铜合金铸件除满足上述条件外, 最好应满足下述的(7)~(13)的条件。

本发明的第 2 提案为, 除第 1 铜合金铸件的构成元素外还含有从 Al、Mn 及 Mg 中选择的一种以上的元素的铜合金铸件, 即, 包含 Sn: 0.5~15mass%(2~10mass%为理想、3~8mass%更为理想、4~7.5mass%为最适宜)、Zr: 0.001~0.049mass%(0.004~0.039mass%为理想、0.006~0.029mass%更为理想、0.008~0.024mass%为最适宜)、P: 0.01~0.35mass%(0.02~0.19mass%为理想、0.03~0.15mass%更为理想、0.035~0.12mass%为最适宜)、从 Pb: 0.01~15mass%(0.45~12mass%为理想、1~10mass%更为理想、2~6mass%为最适宜)、Bi: 0.01~15mass%(0.45~12mass%为理想、0.6~10mass%更为理想、1~4mass%为最适宜)、Se: 0.01~1.2mass%(0.07~1mass%为理想、0.1~0.8mass%更为理想、0.2~0.7mass%



为最适宜)、Te: 0.05~1.2mass%(0.07~1mass%为理想、0.1~0.8mass%更为理想、0.2~0.7mass%更为理想)中选择的一种以上的元素、从 Al: 0.005~0.5mass%(0.005~0.2mass%为理想、0.01~0.1mass%更为理想)、Mn: 0.01~0.5mass%(0.03~0.3mass%为理想、0.05~0.2mass%更为理想)、Mg: 0.001~0.2mass%(0.002~0.15mass%为理想、0.005~0.1mass%更为理想)中选择的一种以上的元素、和为剩余部分的 Cu: 73mass%以上(73~92mass%为理想、73~91mass%较为理想, 73.5~89mass%更为理想、75~84mass%为最适宜), 并满足下述(1)~(5)条件的切削性、强度、耐磨性以及耐蚀性卓越的铜合金铸件(以下简称为[第2铜合金铸件])。该第2铜合金铸件除满足上述条件外, 最好应满足下述的(7)~(13)的条件。

本发明的第3提案为, 除第1铜合金铸件的构成元素外还含有 Zn 的铜合金铸件, 即, 包含 Sn: 0.5~15mass%(2~10mass%为理想、3~8mass%更为理想、4~7.5mass%为最适宜)、Zr: 0.001~0.049mass%(0.004~0.039mass%为理想、0.006~0.029mass%更为理想、0.008~0.024mass%为最适宜)、P: 0.01~0.35mass%(0.02~0.19mass%为理想、0.03~0.15mass%更为理想、0.035~0.12mass%为最适宜)、从 Pb: 0.01~15mass%(0.45~12mass%为理想、1~10mass%更为理想、2~6mass%为最适宜)、Bi: 0.01~15mass%(0.45~12mass%为理想、0.6~10mass%更为理想、1~4mass%为最适宜)、Se: 0.01~1.2mass%(0.07~1mass%为理想、0.1~0.8mass%更为理想、0.2~0.7mass%为最适宜)、Te: 0.05~1.2mass%(0.07~1mass%为理想、0.1~0.8mass%更为理想、0.2~0.7mass%为最适宜)中选择的一种以上的元素、Zn: 18mass%以下(0.01~17.5mass%为理想、3~17mass%更为理想、5~16mass%为最适宜)、及为剩余部分的 Cu: 73mass%以上(73~92mass%为理想、73~91mass%较为理想、73.5~89mass%更为理想、75~84mass%为最适宜)构成, 并满足下述(1)~(6)条件的切削性、强度、耐磨性以及耐蚀性卓越的铜合金铸件(以下简称为[第3铜合金铸件])。该第3铜合金铸件除满足上述条件外, 最好应满足下述的(7)~(13)的条件。

本发明的第4提案为, 除第3铜合金铸件的构成元素外还含有从 Al、Mn 及 Mg 中选择的一种以上的元素的铜合金铸件, 即, 包含 Sn: 0.5~15mass%(2~10mass%为理想、3~8mass%更为理想、4~7.5mass%为最适

宜)、Zr: 0.001~0.049mass%(0.004~0.039mass%为理想、0.006~0.029mass%较为理想、0.008~0.024mass%为最适宜)、P: 0.01~0.35mass%(0.02~0.19mass%为理想、0.03~0.15mass%更为理想、0.035~0.12mass%为最适宜)、从Pb: 0.01~15mass%(0.45~12mass%为理想、1~10mass%更为理想、2~6mass%为最适宜)、Bi: 0.01~15mass%(0.45~12mass%为理想、0.6~10mass%更为理想、1~4mass%为最适宜)、Se: 0.01~1.2mass%(0.07~1mass%为理想、0.1~0.8mass%更为理想、0.2~0.7mass%为最适宜)、及Te: 0.05~1.2mass%(0.07~1mass%为理想、0.1~0.8mass%更为理想、0.2~0.7mass%更为理想)中选择的一种以上的元素、Zn: 18mass%以下(0.01~17.5mass%为理想、3~17mass%更为理想、5~16mass%为最适宜)、从Al: 0.005~0.5mass%(0.005~0.2mass%为理想、0.01~0.1mass%更为理想)、Mn: 0.01~0.5mass%(0.03~0.3mass%为理想、0.05~0.2mass%更为理想)、Mg: 0.001~0.2mass%(0.002~0.15mass%为理想、0.005~0.1mass%更为理想)中选择的一种以上的元素、和为剩余部分的Cu: 73mass%以上(73~92mass%为理想、73~91mass%较为理想、73.5~89mass%更为理想、75~84mass%为最适宜),并满足下述(1)~(6)条件的切削性、强度、耐磨性以及耐蚀性卓越的铜合金铸件(以下简称为[第4铜合金铸件])。该第4铜合金铸件除满足上述条件外,最好应满足下述的(7)~(13)的条件。

本发明的第5提案为,除第3铜合金铸件的构成元素外还含有As以及/或Sb的元素的铜合金铸件,即,包含Sn: 0.5~15mass%(2~10mass%为理想、3~8mass%更为理想、4~7.5mass%为最适宜)、Zr: 0.001~0.049mass%(0.004~0.039mass%为理想、0.006~0.029mass%较为理想、0.008~0.024mass%为最适宜)、P: 0.01~0.35mass%(0.02~0.19mass%为理想、0.03~0.15mass%更为理想、0.035~0.12mass%为最适宜)、从Pb: 0.01~15mass%(0.45~12mass%为理想、1~10mass%更为理想、2~6mass%为最适宜)、Bi: 0.01~15mass%(0.45~12mass%为理想、0.6~10mass%更为理想、1~4mass%为最适宜)、Se: 0.01~1.2mass%(0.07~1mass%为理想、0.1~0.8mass%更为理想、0.2~0.7mass%为最适宜)、及Te: 0.05~1.2mass%(0.07~1mass%为理想、0.1~0.8mass%更为理想、0.2~0.7mass%

更为理想)中选择的一种以上的元素、Zn: 18mass%以下(0.01~17.5mass%为理想、3~17mass%更为理想、5~16mass%为最适宜)、As: 0.02~0.2mass%(0.04~0.12mass%为理想)以及/或 Sb: 0.02~0.2mass%(0.04~0.12mass%为理想)、为剩余部分的 Cu: 73mass%以上(73~92mass%为理想、73~91mass%较为理想、73.5~89mass%更为理想、75~84mass%为最适宜), 并满足下述(1)~(6)条件的切削性、强度、耐磨性以及耐蚀性卓越的铜合金铸件(以下简称为[第5铜合金铸件])。该第5铜合金铸件除满足上述条件外, 最好应满足下述的(7)~(13)的条件。

本发明的第6提案为, 除第3铜合金铸件的构成元素外还含有从 Al、Mn 及 Mg 中选择的一种以上的元素和 As 以及/或 Sb 的元素的铜合金铸件, 即, 包含 Sn: 0.5~15mass%(2~10mass%为理想、3~8mass%更为理想、4~7.5mass%为最适宜)、Zr: 0.001~0.049mass%(0.004~0.039mass%为理想、0.006~0.029mass%较为理想、0.008~0.024mass%为最适宜)、P: 0.01~0.35mass%(0.02~0.19mass%为理想、0.03~0.15mass%更为理想、0.035~0.12mass%为最适宜)、从 Pb: 0.01~15mass%(0.45~12mass%为理想、1~10mass%更为理想、2~6mass%为最适宜)、Bi: 0.01~15mass%(0.45~12mass%为理想、0.6~10mass%更为理想、1~4mass%为最适宜)、Se: 0.01~1.2mass%(0.07~1mass%为理想、0.1~0.8mass%更为理想、0.2~0.7mass%为最适宜)、及 Te: 0.05~1.2mass%(0.07~1mass%为理想、0.1~0.8mass%更为理想、0.2~0.7mass%更为理想)中选择的一种以上的元素、Zn: 18mass%以下(0.01~17.5mass%为理想、3~17mass%更为理想、5~16mass%为最适宜)、从 Al: 0.005~0.5mass%(0.005~0.2mass%为理想、0.01~0.1mass%更为理想)、Mn: 0.01~0.5mass%(0.03~0.3mass%为理想、0.05~0.2mass%更为理想)、Mg: 0.001~0.2mass%(0.002~0.15mass%为理想、0.005~0.1mass%更为理想)中选择的一种以上的元素、As: 0.02~0.2mass%(0.04~0.12mass%为理想)以及/或 Sb: 0.02~0.2mass%(0.04~0.12mass%为理想)、为剩余部分的 Cu: 73mass%以上(73~92mass%为理想、73~91mass%较为理想、73.5~89mass%更为理想、75~84mass%为最适宜), 并满足下述(1)~(6)条件的切削性、强度、耐磨性以及耐蚀性卓越的铜合金铸件(以下简称为[第6铜合金铸件])。该第6铜合金铸件除满足上述

条件外，最好应满足下述的(7)~(13)的条件。

另外，在以下的说明中，[a]表示元素 a 的含量值，元素 a 的含量以 [a]mass% 表示。例如，Cu 的含量以 [Cu]mass% 予以表示。

(1)  $f1 = [P]/[Zr] = 0.5 \sim 100$  ( $f1 = 0.7 \sim 25$  为理想、 $f1 = 1.1 \sim 15$  更为理想、 $f1 = 1.5 \sim 10$  为最适宜)。

(2)  $f2 = ([Zn] + 3[Sn])/[Zr] = 300 \sim 15000$  ( $f2 = 500 \sim 7000$  为理想、 $f2 = 800 \sim 4000$  更为理想、 $f2 = 1100 \sim 3000$  为最适宜)。另外，第 1 及第 2 铜合金铸件中， $[Zn] = 0$ 、 $f2 = 3[Sn]/[Zr]$ 。

(3)  $f3 = ([Zn] + 3[Sn])/[P] = 40 \sim 2500$  ( $f3 = 100 \sim 1600$  为理想、 $f3 = 150 \sim 1200$  更为理想、 $f3 = 220 \sim 800$  为最适宜)。另外，第 1 及第 2 铜合金铸件中， $[Zn] = 0$ 、 $f3 = 3[Sn]/[P]$ 。

(4)  $\alpha$  相、 $\gamma$  相及  $\delta$  相的合计含量为 95% 以上 (99% 为理想)。各相的面积率是通过图像分析进行测定的，具体地将通过光学显微镜 200 倍放大的铜合金铸件组织以图像处理软件 [WinROOF] (TECH-JAM 株式会社) 进行二元体系表述，并且面积率是在三个视场测定的面积率的平均值。

(5) 在熔融固化时的宏观组织中的平均粒径为  $300\mu\text{m}$  以下 ( $200\mu\text{m}$  以下为理想、 $100\mu\text{m}$  以下更为理想) (微观组织中  $60\mu\text{m}$  以下)。其中，在熔融固化时的宏观组织 (或微观组织) 中的平均粒径，是指在通过铸件 (包括利用金属型铸造、砂型铸造、卧式连续铸造、上铸 (上引铸造)、半固态金属铸造、半固态金属锻造、熔融锻造等以往公知的各种铸造法的铸件)、焊接件或熔铸件，在熔融固化后一概不进行变形加工 (挤压及滚轧等) 或加热处理的状态下，宏观组织 (或微观组织) 中的粒径的平均值。而且，本说明书所引用的“铸件”的用语意味着完全或部分熔融后凝固的物质，包括诸如滚轧或挤压用钢锭、扁坯、钢坯的铸件，砂型铸件、金属型铸件、低压铸造铸件、压铸件、蜡模铸件、半固态金属铸模、半固态铸件 (例如，触融压铸件、流变铸件)、压力铸件、离心铸件、连续铸造铸件 (例如，通过卧式连续铸造、上铸、上引铸造制造的棒材、空心棒材、异型棒材、异型空心棒材、线圈材料、线材等)、通过熔融合金锻造 (直接锻造)、热喷镀、加厚、加衬里、覆盖而形成的铸件。对于焊接件，由于熔化母材的一部分，然后凝固从而连结在一起，因此广义上应属于铸件的范畴。

(6) $f_4=[Zn]+3[Sn]=10\sim 43$ ( $f_4=16\sim 42$  为理想、 $f_4=21\sim 40$  更为理想、 $f_4=25\sim 38$  为最适宜)。

(7) $f_5=[Cu]-0.5[Sn]-3[P]+0.5([Pb]+[Bi]+[Se]+[Te])-0.5([As]+[Sb])-1.8[Al]+[Mn]+[Mg]=60\sim 90$ ( $f_5=72\sim 89$  为理想、 $f_5=72.5\sim 88$  更为理想、 $f_5=73\sim 85$  为最适宜)。而且，在上述数学式中，对于未含有的元素 a， $[a]=0$ 。

(8)熔融固化时出现的初晶为  $\alpha$  相。

(9)熔融固化时，发生包晶反应。

(10)熔融固化时，形成枝晶网被分割的晶体结构。

(11)熔融固化时的晶粒的二维形状呈圆状、基本上圆状、椭圆状、十字状、针状或者多角状。

(12) $\alpha$  相被微细分割在基质中，且  $\delta$  相、 $\gamma$  相或由偏析产生的 Sn 的高浓度部分均匀地分散于基质内。

(13)含有 Pb 或 Bi 时，Pb 粒子或者 Bi 粒子大小均匀并且均匀地分散于基质内。

而且，在第 1 至第 6 铜合金铸件中，Cu 为构成该铸件的铜合金的主要元素，若其含量增多，则能够容易获得  $\alpha$  相、并能提高耐蚀性(耐脱锌腐蚀性、耐应力腐蚀龟裂性)及机械特性，但是，若添加过量，则会对晶粒细化造成障碍。因此，将 Cu 含量作为剩余部分。尽管与 Sn(以及 Zn)配合比有关，但有必要将 Cu 含量范围的下限值确定以更加确保耐蚀性和耐冲蚀性为理想，其上限值也以更加确保强度、耐磨性的范围为理想。考虑这些问题，有必要将 Cu 含量控制为 73mass%以上，73~92mass%为理想、73~91mass%较为理想、73.5~89mass%为更适宜、75~84mass%为最理想。

在第 1 至第 6 铜合金铸件中，主要是为提高耐蚀性而含有 Sn。通过添加 Sn: 0.5mass%以上，具有提高耐蚀性、耐冲蚀性、耐磨性、强度的效果。然而，此效果在 15mass%下饱和，超过 15mass%添加，反而降低延性、铸造性，成为发生龟裂、缩孔、砂眼等铸造缺陷的原因。并且，Sn 扩大发生包晶反应(在熔融固化时细化晶粒的有效方法)的组成范围，随着 Sn 含量增加，实际生产上能够在更广范围的 Cu 浓度产生包晶反应。考虑到这些问题，Sn 的含量控制为 2mass%以上为理想、3mass%以上较为理想、4mass%以上为最理想。另一方面，若含有的 Sn 超过 15mass%，尽管与 Cu、Zn

的配合比有关，但是，过剩地生成(以面积率计超过 20%)Sn 浓度比基质( $\alpha$ 相)高的硬质相  $\delta$  相(以及 $\gamma$ 相)，反而会降低耐蚀性。而且，尽管与 Cu(第 3~第 6 铜合金铸件中 Cu 及 Zn)的配合比有关，但是，若 Sn 浓度过高，Sn 的偏析变得显著，同时，随着 Sn 添加量增大凝固温度范围变广，其结果，将会引起铸造性的降低。考虑到这些问题，为了使  $\delta$  相(以及 $\gamma$ 相)的含量恰当，有必要将 Sn 含量控制在 0.5~15mass%，2~10mass%较为理想、3~8mass%更为理想、4~7.5mass%为最理想。从而  $\delta$  相(以及 $\gamma$ 相)的生成量落入恰当范围(以面积率计 20%以下)。

第 1 至第 6 铜合金中，Zr 及 P 是，以铜合金晶粒的细化、尤其熔融固化时晶粒的细化为目的而共同添加的元素。即，单独的 Zr 及 P 元素，与所添加的其他一般元素同样，对铜合金晶粒的细化的作用极小，但在共存的状态下，对晶粒的细化发挥极为有效的功能。

对于 Zr 而言，其含量在 0.001mass%以上时发挥这样的晶粒的细化功能，在 0.004mass%以上时显著地发挥，在 0.006mass%以上时更显著地发挥，在 0.008mass%以上时极其显著地发挥。对于 P 而言，其含量在 0.01mass%以上时发挥这样的晶粒的细化作用，在 0.02mass%以上时显著地发挥，在 0.03mass%以上时更显著地发挥，在 0.035mass%以上时极其显著地发挥。

另一方面，Zr 的添加量达到 0.049mass%，并且 P 的添加量也达到 0.35mass%时，与其他构成元素的种类、含量无关地，因 Zr 及 P 的共同添加而带来的晶粒的细化功能会完全地饱和。因此，有必要将有效发挥晶粒细化功能所必需的 Zr 及 P 的添加量规定为，Zr 为 0.049mass%以下，P 为 0.35mass%以下。而且，Zr 及 P，只要其添加量为在上述的范围内设定的微量，则不会对由其他构成元素发挥出的合金特性造成障碍，反而，通过晶粒的微细化，将偏析的高 Sn 浓度部分在基质内均匀地进行分布，而不是在某些区域富集。同时，也可以使熔融合金处于 Pb、Bi 等未固溶的切削性改善元素发挥最大优势的状态(Pb、Bi 等粒子具有微细且大小均匀的粒径且均匀地分散于基质内)。其结果不仅能够防止铸造龟裂，可得到砂眼、缩孔、气孔、显微疏松较少的坚固铸件，而且可以提高铸造后进行的冷拉伸的加工性能，进一步地提高该合金的特性。

另外，Zr 是与氧的亲合力非常强的元素，因此在大气中熔融 Zr 或把切屑作为原料使用时，易于生成 Zr 的氧化物或硫化物，添加过量的 Zr 时，熔融金属的粘度将增大，因而铸件中混入氧化物、硫化物夹杂物等而产生铸造缺陷，易于产生气孔或显微疏松。尽管为避免这种现象，可在真空或完全为惰性气体的环境下进行熔化和铸造，但这种方法存在无通用性，对于将 Zr 专门作为细化元素而添加的铜合金，其成本大幅度增加。考虑到相关的问题，为避免生成氧化物、硫化物，Zr 的添加量最好控制在 0.039mass% 以下，0.029mass% 以下更为理想、0.024mass% 以下为最适宜。而且，如果将 Zr 的含量控制在此范围，即使把该铸件作为再利用材料在大气中熔化时，Zr 的氧化物及硫化物的生成量也会减少，因而能够再度得到由微细晶粒构成的第 1 至第 8 铜合金的坚固铸件。另外，即使添加超过 0.029mass% 的 Zr，晶粒也不必然会更细化，超过 0.039mass% 添加，晶粒的细化效果达到几乎饱和。

从这一点，考虑到工业上添加微量的 Zr，有必要将 Zr 的添加量控制在 0.001~0.049mass%，0.0004~0.039mass% 为理想、0.006~0.029mass% 更为理想、0.008~0.024mass% 为最适宜。

并且，如上述，P 通过与 Zr 共同添加而发挥晶粒的细化功能，但同时耐蚀性、铸造性等带来影响。因而，除通过与 Zr 共同添加而发挥的晶粒的细化功能外，再考虑到 P 添加量范围的下限值对耐蚀性、铸造性等带来的影响，上限值对延性等带来的影响，有必要将 P 的添加量控制在 0.01~0.35mass%，0.02~0.19mass% 为理想、0.03~0.15mass% 较为理想、0.35~0.12mass% 为最适宜。

因此，只通过在上述的范围内各自确定 Zr 及 P 的含量，无法发挥通过共同添加 Zr 及 P 而产生的晶粒的细化效果，两者的含量需要满足条件 (1)。尽管晶粒的细化可通过从熔融液晶析的  $\alpha$  相初晶的成核速度远远超出枝晶的成长速度而予以实现，但为了使相关的现象发生，只通过各自确定 Zr 及 P 的添加量的方法不够充分，有必要考虑共添加比例 ( $f1=[P]/[Zr]$ )。通过把 Zr、P 的含量控制在适宜范围内的适宜共添加比例，就可通过 Zr、P 的共同添加和相互作用，能够显著地促进  $\alpha$  相初晶的成核，其结果，该  $\alpha$  相的成核速度远远超出枝晶的生长速度。当 Zr 及 P 的含量在适宜范围内

且共添加比例( $[P]/[Zr]$ )为化学计量比时,通过添加数十 ppm 程度的微量 Zr,可在  $\alpha$  相晶体中生成 Zr、P 的金属间化合物(例如,  $ZrP$ 、 $ZrP_{1-x}$ ),该  $\alpha$  相的成核速度因  $[P]/[Zr]$  的值  $f1$  为  $0.5\sim 100$  而提高,其程度因  $f1=0.7\sim 25$  而进一步提高,因  $f1=1.1\sim 15$  而明显地提高,因  $f1=1.5\sim 10$  而更加显著提高。即, Zr 及 P 的共同添加比例  $f1$  为进行晶粒细化的重要因素,  $f1$  在上述的范围内时,熔融固化时的成核速度将明显地超出晶粒生长速度。而且对于晶粒细化,考虑 Zr、P 和 Sn(含有 Zn 时 Sn 及 Zn)的共同添加比例 ( $f2=([Zn]+3[Sn])/[Zr]$  以及  $f3=([Zn]+3[Sn])/[P]$ )也是非常重要的,并需要满足(2)(3)的条件。

另外,随着熔融固化的进行和固相的比例逐渐增大,晶粒持续生长,部分晶粒开始融合,因而通常  $\alpha$  相的晶粒变大。其中,如果熔融物质固化的过程中发生包晶反应,则未固化的残留熔融液和固相  $\alpha$  相进行固液反应,因而固相的  $\alpha$  相被消耗的同时生成  $\beta$  相。其结果,  $\alpha$  相被  $\beta$  相包围,  $\alpha$  相晶粒自身的大小也随之变小,且其形状也变成不带角的椭圆状。固相一旦变成如此微细的椭圆状,气体会容易漏掉,获得的铸件具有对熔融合金固化时伴随凝固收缩产生的龟裂的耐性,顺利地收缩,提高常温下的强度、耐蚀性等的诸特性。不用说,若固相为微细的椭圆状,则具有良好的流动性且适于半固体金属凝固法。另外,若在凝固的最终阶段在熔融合金中残留微细椭圆状的固相和熔融液,则即使对于复杂形状的铸型,熔融合金也会被充分地供给到模具的各个角落,因而得到具有良好形状的铸件,即,近净成形铸件。而且,不同于平衡状态,实际生产过程中的包晶反应一般在比平衡状态更宽的组成范围内发生。其中,关系式  $f4$ 、 $f5$  起重要的作用,  $f5$  的上限值( $f4$  的下限值)主要与熔融固化后晶粒的大小和确定包晶反应是否发生的标准相关。 $f5$  的下限值( $f4$  的上限值)主要与熔融固化后的结晶大小和确定初晶是否为  $\alpha$  相的临界值相关。若  $f4$ 、 $f5$  的值取上述的理想范围、更理想的范围、最适宜范围的值,  $\alpha$  相初晶的量随之增多,产生的非平衡状态下的包晶反应更加活跃起来,结果常温下所能够得到的晶粒的大小变得更小。 $f2$ 、 $f3$  表示的是  $f4$  和 Zr、 $f4$  和 P 之间的关系,因此  $f2$  和  $f3$  也非常重要。

这一系列的熔融固化现象,理所当然取决于冷却速度。即,在冷却速



度为  $10^5$ °C/秒以上进行的急速冷却中，没有时间进行结晶的成核，因而存在晶粒无法进行细化的问题。相反地，冷却速度为  $10^{-3}$ °C/秒以下进行的缓慢的冷却中，会促进晶粒成长或晶粒融合，因而存在晶粒无法进行细化的问题。另外，由于接近于平衡状态，所以发生包晶反应的组成范围也变小。因而。熔融固化阶段的理想的冷却速度应为  $10^{-2} \sim 10^4$ °C/秒的范围，最佳范围应为  $10^{-1} \sim 10^3$ °C/秒。即使在这些冷却速度的范围内，冷却速度越接近上限，晶粒细化的组成范围随之变宽，晶粒也越来越细化。

第 1 至第 6 铜合金铸件中，单独的 Sn 对细化效果带来的影响极少，但在 Zr 及 P 的存在下发挥显著地细化功能。Sn 提高机械特性(强度等)、耐蚀性、耐磨性，还具有能够分割枝晶臂，扩大发生包晶反应的 Cu 或 Zn 的组成范围因而更有效地进行包晶反应的功能，而且能够减少合金的堆垛层错能，其结果能够更有效地实现晶粒的粒化及细化。这些功能在 Zr 及 P 的存在下发挥尤其显著的作用。而且，由 Sn 的添加而生成的  $\delta$  相及  $\gamma$  相(主要是  $\delta$  相)抑制熔融固化后的晶粒的成长，帮助晶粒的细化。 $\delta$  相(及  $\gamma$  相)是 Sn 的高浓度部分变化而成的，但是在熔融固化阶段中 Sn 的高浓度部分处于均匀且微细地分散的状态，因此生成的  $\delta$  相(及  $\gamma$  相)也是微细的分散状态，因此抑制固化之后的在高温区上的  $\alpha$ -相晶粒的成长。而且， $\delta$  相(及  $\gamma$  相)是处于微细的分散状态，因此耐蚀性、耐磨性也是良好。因此，为由 Zr 及 P 的共同添加有效发挥晶粒的细化功能，有必要考虑 Zr 及 P 的含量之间的关系及所述含量(Zr 及 P 的含量)与 Sn(以及 Zn)的含量的关系，规定 Zr 及 P 的含量，并除满足(1)之外，有必要满足(2)(3)的条件。即，为由 Zr 及 P 的共同添加有效发挥晶粒的细化功能，除上述 Zr 及 P 的含量之间的关系之外，Zn 和 Sn 与 Zn 的含量比例  $f_2(=([Zn]+3[Sn])/[Zr])$  及 P 和 Sn 与 Zn 的含量比例  $f_3(=([Zn]+3[Sn])/[P])$  也为重要要素，因此要求  $f_1=0.5 \sim 100$ 、 $f_2=300 \sim 15000$  及  $f_3=40 \sim 2500$ 。这种由 Zr 和 P 的共同添加造成的晶粒的细化度，在  $f_1=0.7 \sim 25$ 、 $f_2=500 \sim 7000$  及  $f_3=100 \sim 1600$  时增大，在  $f_1=1.1 \sim 15$ 、 $f_2=800 \sim 4000$  及  $f_3=150 \sim 1200$  时进一步增大，在  $f_1=1.5 \sim 10$ 、 $f_2=1100 \sim 3000$  及  $f_3=220 \sim 800$  时极为增大。

类似于 Sn，第 3~第 6 铜合金铸件中所含有的 Zn，在合金的熔融固化时发生使晶粒细化的有力手段的包晶反应，减少合金的堆垛层错能，增

强熔融合金的流动性并降低熔点，同时提高耐蚀性及机械性能(拉伸强度、试验应力、冲击强度、耐磨性以及疲劳强度等)。另外，Zn 在熔融固化时促进晶粒细化并且防止 Zr 的氧化损失。然而，若大量添加 Zn，熔融固化时的初晶成为  $\beta$  相，因此，难以达成(8)~(13)的条件。考虑到这些问题，有必要将 Zn 的含量控制在 18mass%以下，0.01~17.5mass%为理想、3~17mass%较为理想、5~16mass%为最适宜。

第 1 至第 6 铜合金铸件中，如公所周知，Pb、Bi、Se、Te 不仅提高切削性，也可以提高轴承等的摩擦配合部件与配合部件之间的磨合性及滑动性，即发挥卓越的耐磨性。尤其，这些功能，通过满足(13)的条件，即，Pb 等粒子微细且大小均匀并且通过晶粒细化均匀地分散在基质内，可更为有效地发挥。这种效果，通过将 Pb、Bi、Se、Te 每种元素的含量规定在上述的范围而发挥。一般，单独添加 Pb、Bi、Se、Te 或以 Pb 及 Te、Bi 及 Se 或 Bi 及 Te 中的任一组合共同添加。若超过 15mass%添加 Pb 或 Bi，在切削表面出现坏影响，并大大损坏延性，进一步损坏冲击特性和机械强度。

然而，Pb、Bi 在常温下不固溶，其不仅以 Pb 粒子或 Bi 粒子的形式存在，在熔融固化阶段的熔融状态下也以粒子状分散并存在于固相之间，这些 Pb、Bi 粒子的数目越多则在熔融固化阶段越容易产生龟裂(由凝固收缩产生的拉伸应力所引起)。而且，Pb、Bi 粒子在固化后也是以熔融状态主要存在于晶界，因此，这些粒子一多起来，就容易产生高温龟裂。解决相关问题的有效的方法是，通过将晶粒进行细化以释放应力(以及增大晶界面积)，并进一步减小 Pb、Bi 粒子的大小且均匀地予以分布。Pb、Bi 除对切削性以外，如上述对铜合金的特性也产生坏的影响，对于常温下的延性，也因应力集中于 Pb、Bi 粒子而造成损害(晶粒大时，延性受到协同性的破坏是众所周知的)。应了解通过晶粒的细化能够解决这些问题。

第 2、第 5、第 6 铜合金铸件中，添加 As 及/或 Sb 的主要目的在于提高耐蚀性(尤其，耐脱锌腐蚀性)。通过添加 0.02mass%以上的 Sb 或 As，提高耐海水性或耐蚀性，然而，为了显著发挥相关耐蚀性提高效果，添加 0.04mass%以上为理想。另一方面，即使 Sb 或 As 的添加量超过 0.2mass%，也不可能得出其添加量对应的效果，反而会降低延性，并且产生对人体有

危害的有毒性问题。从这些问题出发, Sb 或 As 的添加量应控制在 0.2mass% 以下, 0.12mass% 以下更为理想。

对第 4 及第 6 铜合金铸件, 添加 Al、Mn、Mg 的主要目的在于提高强度、熔融合金流动性、防止氧化和硫化、在高流速下的耐冲蚀性及耐磨性。并且, Al 在铸件表面形成强固的 Al-Sn 的耐蚀性薄膜, 而提高耐磨性。而且, 存在 Mn 也在与 Sn 之间生成耐蚀性薄膜的效果。但是, 部分的铜合金原料中一般使用废料(废弃传热管等), 且相关的废料中多半是含有 S 成分(硫磺成分)。但, 若在熔融合金中含有 S 成分, 则晶粒细化元素 Zr 形成硫化物, 便会降低根据 Zr 的有效的晶粒组织细化功能, 并且导致熔融合金流动性的降低, 易产生气孔或龟裂等铸造缺陷。Mg 除具有提高耐蚀性的功能以外, 即使将含有这种 S 成分的废料作为合金原料使用时, 也具有提高铸造时的熔融合金流动性的功能。而且, Mg 以无害的 MgS 形式除掉 S 成分, 即使该 MgS 成分残留在合金中也不会对耐蚀性造成影响, 并有效地防止因原料中含有 S 成分而造成的耐蚀性降低。而且, 在原料中含有 S 成分时, S 容易存在于结晶晶界并引起晶界腐蚀, 但通过添加 Mg, 能够有效防止晶界腐蚀。而且, Al 和 Mn 虽然不如 Mg, 但也具有除去包括在熔融合金里的 S 成分的作用。若熔融合金中的氧含量大, Zr 就会形成氧化物, 导致丧失晶粒的组织细化功能, 但, Mg、Al、Mn 发挥防止形成这种 Zr 氧化物的效果。另外, 即便因熔融合金中的 S 浓度增大而存在 Zr 被 S 消耗掉的隐患, 在加入 Zr 之前, 使熔融合金中的 Mg 含量达到 0.001mass% 以上, 则熔融合金中的 S 成分以 MgS 形式被除掉或固定下来, 因而不会发生相关的问题。但, 如果超过 0.2mass% 过量添加 Mg, 则与 Zr 同样被氧化、提高熔融合金的粘性、导致由于氧化物的混入等而产生的铸造缺陷。因此, 添加 Mg 时, 需要考虑这些问题, 以上述范围作为其添加量。

第 1 至第 6 铜合金铸件为了确保充分的耐蚀性、耐磨性、强度等, 要求每个铜合金铸件具有上述的合金成分, 且应满足(4)的条件。即, 第 1 至第 6 铜合金铸件应满足  $\alpha$  相、 $\gamma$  相及  $\delta$  相(主要  $\alpha$  相及  $\delta$  相)的合计含量占 95% 以上(99% 以上为理想)的相组织(金属组织)。但是, 如果  $\delta$  相( $\gamma$  相)的含量为过量, 产生相的选择腐蚀而降低耐蚀性。而且, 虽然  $\delta$  相、 $\gamma$  相具有提高耐磨性及耐冲蚀性的作用, 但另一方面,  $\delta$  相、 $\gamma$  相的存在成为降低

延性的原因。因此，不降低耐蚀性的同时为了具有较好的强度、耐磨性及延性，最好是将在上述相组织中的 $\delta$ 相及 $\gamma$ 相的合计含量以面积率计控制在0~20%(0~10%为理想，0~5%为更理想)为理想。若通过共同添加Zr和P使晶粒细化， $\delta$ 相、 $\gamma$ 相必然被分割且球状化，而且使 $\delta$ 相、 $\gamma$ 相能够均匀地分布在基质内，从而可大幅度地提高切削性、机械特性及耐磨性(滑动性)。尤其，如(13)所述，通过Pb粒子等形成为大小均匀而均匀地分散于基质内，而可以谋求切削性(以及滑动性)的大幅度提高。

为了使第1至第6铜合金铸件形成上述相组织并满足(5)的条件，应考虑与Cu及其他添加元素之间的关系而进行调整Sn的含量。即，更有效地实现晶粒的细化，除了满足(1)~(3)的条件之外，应要满足(6)、(7)的条件而规定Sn等的含量为理想。为了确保更卓越的耐蚀性(耐冲蚀侵蚀性)及耐磨性，在与主要元素之一的Cu和涉及的其它元素的含量关系中，如上所述设定 $f4(=[Zn]+3[Sn])$ 的下限值或 $f5(=[Cu]-0.5[Sn]-3[P]+0.5([Pb]+[Bi]+[Se]+[Te])-0.5([As]+[Sb])-1.8[Al]+[Mn]+[Mg])$ 的上限值。另外，考虑到 $\delta$ 相、 $\gamma$ 相对于延伸性、耐蚀性及铸造性的影响，应控制 $f4$ 的上限值或 $f5$ 的下限值，且设定为如上述所述为佳。确保这些特性，Sn浓度按Cu的浓度而变。

第1至第6铜合金铸件中，通过共同添加Zr及P实现晶粒的细化，并通过满足(5)的条件，即通过将熔融固化时的宏观组织上的平均粒径控制在 $300\mu\text{m}$ 以下( $200\mu\text{m}$ 以下为理想， $100\mu\text{m}$ 以下为更理想，微观组织中 $60\mu\text{m}$ 以下)，能够得到高质量的铸件，能够提供利用卧式连续铸造、上铸(上引铸造)等连续铸造的铸件并予以实用。晶粒未细化时，为消除铸件所特有的枝晶组织、防止Sn的偏析和 $\delta$ 相、 $\gamma$ 相的分割球状化等，则需要经过数次的热处理过程。而且因晶粒的粗大化而导致表面状态的恶化，但晶粒如上述已被细化时，Sn偏析也只不过是微观上的现象，因而没有必要进行热处理，表面也处于良好的状态。而且，析出 $\delta$ 相、 $\gamma$ 相时，这些存在于晶界，晶粒越微小且均匀地分散，则其相长度变得越短，因此，要么没有必要进行为分割 $\delta$ 相、 $\gamma$ 相的特别的处理工序，要么即使有必要也能够最大限度地减少该处理工序。如此，通过大幅度削减制造过程的工序数目，能够尽可能地减少制造成本。而且，通过满足(5)的条件，可获得铜合金的卓越的

特性，而不引发如下的问题，即，含有大量的属低熔点金属的 Sn 的  $\delta$  相的大小不齐或  $\delta$  相的分布不均匀时，由于与基质的  $\alpha$  相的强度差而容易产生龟裂，并有损于延性。另外，相较较大时，Pb 或 Bi 的粒子原本存在于  $\alpha$  相与其它相之间的边界或晶界，因而相较较大时易于产生凝固龟裂。

而且， $\delta$  相、 $\gamma$  相或 Pb、Bi 粒子均匀地分布且这些相或粒子的长度和大小越小，冷加工性理所当然会提高，因此，第 1 至第 6 铜合金铸件，还可以适当地使用于需要填隙加工的用途(例如，在设置工事时对软管螺纹接套实施填隙加工)。

然而，添加 5mass% 以上的多量 Sn，一般期待耐蚀性等大幅度提高，但是，另一方面，发生 Sn 的显著偏析，容易引起熔融固化时的龟裂、缩孔、气孔或显微疏松。但在熔融固化时晶粒已被细化，可以不发生这种问题、并由 Sn 的大量添加而进一步提高耐海水性、耐冲蚀侵蚀性等。而且，Zr、P 的共同添加专门以晶粒细化为目的进行的，而不是阻碍铜合金铸件原来的特性。而且，根据由 Zr、P 的共同添加而晶粒细化，确保铜合金铸件具有与除不作为晶粒细化元素而含有 Zr 及 P 这点之外，形成同种组成的铜合金铸件所具有的特性同等或其以上的特性。为了将熔融固化时的平均粒径形成为如上述微小，有必要将 Zr 等的含量规定为满足(1)~(4)的条件，且将 Sn 等的含量规定为第 1~第 6 铜合金铸件满足(7)的条件，第 3~第 6 铜合金铸件满足(6)的条件。

第 1~第 6 铜合金的铸件中，尽管原材料中有时会使用废料，但使用废料时，实用上允许含有不可避免地不纯物。但，废料为镀镍材料等的情况下，作为不可避免不纯物含有 Fe 及/或 Ni 时，就有必要限制这些含量。即，一旦这些不纯物的含量增加，对晶粒的细化作用有用的 Zr 及 P 就会被 Fe 及/或 Ni 所消耗掉，发生阻碍晶粒的细化作用的不良现象。因此，当含有 Fe 及 Ni 中的任一时，限制 Fe 及 Ni 的含量在不阻碍晶粒细化的范围内为理想，具体地，该含量应被限制为 0.3mass% 以下(0.2mass% 以下为理想、0.1mass% 以下更为理想、0.05mass% 以下为最适合)。当同时含有 Fe 及 Ni 时，Fe 及 Ni 的合计含量应被限制为 0.25mass% 以下为理想(0.25mass% 以下为理想，0.13mass% 以下更为理想，0.08mass% 以下最佳)。

第 1~第 6 铜合金的铸件(尤其，第 3~第 6 铜合金铸件)，如上所示，

通过晶粒的细化及 Pb 粒子等的均匀分散化, 切削性、强度、耐磨性(含滑动性)及耐蚀性极为卓越, 能够应用于经常或临时地与水等接触的状态下使用的触水金属零件(例如, 供水管道的水龙头、供排水器具类、阀门、连接件、轴杆、锅炉零件等)或在与配合部件经常或临时接触的状态下相对运动的摩擦配合部件(例如, 轴承、齿轮、气缸、轴承等)等或作为这些的构成材有效被利用。

本发明提出切削性、强度、耐磨性及耐蚀性卓越的铜合金铸件的铸造方法, 其特征在于, 在铸造上述第 1~第 6 铜合金的铸件时, 通过刚好在进行浇铸之前或原料熔化的最终阶段, 以铜合金中含有的形式添加 Zr, 使得进行铸造时不以氧化物及/或硫化物的形式添加 Zr。作为含有 Zr 的上述铜合金, 以 Cu-Zr 合金或 Cu-Zn-Zr 合金或以这些合金作为基材合金, 进一步含有从 P、Mg、Al、Sn、Mn 及 B 中选择的一种以上元素为佳。

即, 在第 1~第 6 铜合金铸件的铸造工序中, 通过刚好在浇铸之前以粒状物、薄板状物、棒状物或线状物的形状的中间铜合金的形式, 添加 Zr, 尽可能地减少添加 Zr 时的损失, 且避免发生因铸造时以氧化物及/或硫化物的形式添加 Zr 而不能确保发挥晶粒细化效果所必需且充分的 Zr 量的问题。并且, 如此在浇铸之前添加 Zr 时, 因 Zr 的熔点比该铜合金的熔点高出 800~1000℃, 因此最好使用具有粒状物(粒径: 2~50mm 左右)、薄板状物(厚度: 1~10mm 左右)、棒状物(直径: 2~50mm 左右)或作为线状物形状的中间合金, 且是接近于该铜合金的熔点且含有很多必需成分的低熔点合金(例如: 含有 0.5~65mass%Zr 的 Cu-Zr 合金或 Cu-Zn-Zr 合金或以这些的合金作为基材合金, 进一步含有从 P、Mg、Al、Sn、Mn 及 B 中选择的一种以上元素(各元素的含量: 0.1~5mass%)的合金。尤其, 为了降低熔点易于熔化的同时避免 Zr 的损失, 最好以含有 0.5~35mass%的 Zr 及 15~50mass%的 Zn 的 Cu-Zn-Zr 合金(含有 1~15mass%的 Zr 及 25~45mass%的 Zn 的 Cu-Zn-Zr 合金为理想)的形式使用中间合金。Zr 也与共同添加的 P 的配合比有关, 尽管 Zr 是障碍作为铜合金的本质性特征的电、热传导性的元素, 但不作为氧化物、硫化物形式的 Zr 量为 0.045mass%以下(尤其是 0.024mass%以下)时, 几乎不会因添加 Zr 而导致电、热传导性的降低, 即使电、热传导性降低, 其降低率与不添加 Zr 时相比极小。

另外，为得到满足条件(5)的第1~第6铜合金铸件，应适当地调整铸造条件、尤其是浇铸温度及冷却速度。即，对于浇铸温度，设定为相对于该铜合金的液相线温度高出20~250℃(25~150℃更为理想)的温度。即，浇铸温度的范围应是，(液相线温度+20℃)≤浇铸温度≤(液相线温度+250℃)为理想、(液相线温度+25℃)≤浇铸温度≤(液相线温度+150℃)更为理想。一般情况下，浇铸温度为1250℃以下，1200℃以下为理想、1150℃以下更为理想。只要熔融合金能够填充到铸模的每个角落，就不必特别地限制浇铸温度的下限。但，浇铸温度越低，则越倾向于进行晶粒的细化。而且，这些温度条件因合金的配合量而异是众所周知的道理。

本发明的铜合金铸件，因在熔融固化阶段晶粒细化，因此，可耐于凝固时的收缩，从而可以尽可能地减少龟裂等缺陷的产生。而且，至于凝固过程中产生的孔穴、疏松，由于气体可轻易地向外部排除，因而可得到没有铸造缺陷等的(无疏松等铸造缺陷，不形成枝晶臂，因而表面光滑且尽可能地减小缩孔深度)坚固的铸件。

而且，本发明铜合金铸件在凝固过程中析出的枝晶组织不是铸造组织所特有的典型的树枝形状，而是枝臂被分割的形状，呈圆形、椭圆形、多角形、十字形的形状。因此，提高熔融合金的流动性，而且即使使用薄壁复杂形状的铸模时，熔融合金也能够填充到各个角落。

本发明的铜合金铸件，能够通过晶粒的细化、 $\alpha$ 相以外的相(因Sn生成的 $\delta$ 相、 $\gamma$ 相)或Sn偏析等的均匀分散化及Pb粒子等的均匀分散化，大幅地提高借助构成元素发挥的切削性、强度、耐磨性(滑动性)及耐蚀性，因而能够应用于经常或临时地与水(自来水等)接触的状态下使用的触水金属零件(例如，供水管道的水龙头、阀门、旋塞类、接头、法兰类、住宅设备机器、排水器具类、连接件、锅炉零件等)或与配合部件(旋转轴等)经常或临时接触的状态下相对运动的摩擦配合部件(例如，轴承、齿轮、气缸、滚动轴承保持架、叶轮、泵类零件、轴承等)或作为这些的构成材。

另外，根据本发明的方法，不会出现因Zr以氧化物及/或硫化物的形式被添加而引起的不良现象，通过Zr及P的共同添加来实现晶粒的细化，因而能够有效、良好地铸造出上述铜合金铸件。

## 附图说明

图 1 是实施例铸件 No.18 的侵蚀面(横截面)照片, (A)表示宏观组织、(B)表示微观组织。

图 2 是比较例铸件 No.102 的侵蚀面(横截面)照片, (A)表示宏观组织、(B)表示微观组织。

图 3 是实施例铸件 No.18 的侵蚀面(横截面)的 X 线显微分析仪照片, (A)表示成分图、(B)表示 Sn 的分布、(C)表示 Pb 的分布。

图 4 是比较例铸件 No.102 的侵蚀面(横截面)的 X 线显微分析仪照片, (A)表示成分图、(B)表示 Sn 的分布、(C)表示 Pb 的分布。

图 5 是表示 Tatur 收缩试验结果的横截面视图, (A)表示[良好]的试验结果、(B)表示[稍差]的试验结果、(C)表示[不良]的试验结果。

图 6 是表示铸造龟裂试验的试样铸造状态的垂直剖面正视图。

图 7 是表示铸造龟裂试验中铸造出的试样的正面图, (A)表示没有产生龟裂时的状态、(B)是产生细微的龟裂时的状态、(C)是生成显著的龟裂时的状态。

图 8 是表示在切削试验中生成的切屑的形态的透视图。

## 具体实施方式

作为实施例, 将表 1 至表 3 所示的合金材料, 用电炉熔化后, 通过向预热至 200℃ 的铁制铸造模中浇铸每种熔融合金而获得圆柱状(直径: 40mm、长度: 280mm)的铸件(以下称「实施例铸件」)No.1~No.75。此时, 对相当于第 1 及第 2 铜合金铸件的 No.1~No.7, Zr 是粒状的(边长为数毫米的立方体)Cu-Zr 合金, 而且, 刚好浇铸之前添加于熔融合金中, 而对相当于第 3 至第 6 铜合金铸件的 No.8~No.75, Zr 是粒状的(边长为数毫米的立方体)Cu-Zn-Zr 合金, 而且, 刚好浇铸之前添加于熔融合金中, 从而防止了 Zr 以氧化物及/或硫化物的形态被添加的情况。而且, 浇铸温度设定为比每种铜合金的液相线温度高出 100℃。

比较例而言, 将表 4 所示的铜合金材料, 用电炉熔化后, 通过与实施例同样的条件预热至 200℃ 的铁制铸造模中浇铸该熔融合金而获得圆柱状(直径: 40mm、长度: 280mm)的铸件(以下称「比较例铸件」)No.101~



No.117。

而且，从每个实施例铸件及每个比较例铸件中选取 JIS Z 2201 中规定的 10 号试验片，对此试验片，通过阿姆斯勒(AMSLER)万能材料试验机进行拉伸试验，测量拉伸强度(N/mm<sup>2</sup>)、0.2% 试验应力(N/mm<sup>2</sup>)、延伸率(%) 以及疲劳强度(N/mm<sup>2</sup>)。其结果，如表 5 至表 8 所示。

另外，为了确认实施例铸件及比较例铸件的耐磨性(滑动性)，进行了以下的磨耗试验。

首先，从每个实施例铸件及每个比较例铸件中选取试验材料，通过对其进行切削加工及开孔加工等，获得了外径 32mm、厚度(轴线方向长度)10mm 的环状试验片。其次，将该试验片嵌合固定在旋转轴上，同时通过使环状试验片的外周面与 SUS304 制滚轮(外径 48mm)接触而向试验片施加 10kg 负荷的状态下旋转。然后，在试验片的外周面，一边滴下多效能机械油，一边以 209r.p.m.转动旋转轴。当试验片的旋转数达到 10 万圈时，停止试验片的旋转，测量试验片的旋转前后的重量差，也就是，磨损减量(mg)。所涉及的磨损减量越少，说明是耐磨性越优异的铜合金。其结果，如表 5 至表 8 所示。

而且，为了确认实施例铸件及比较例铸件的耐蚀性，进行了如下的冲蚀试验 I 至 IV 及在“ISO 6509”中规定的脱锌腐蚀试验。

即，在冲蚀试验 I 至 IV 中，对从铸件中选取的试验材料，在与其轴线垂直的方向上，从口径 1.9mm 的喷嘴以 11m/秒的流速喷射试验液(30℃)进行冲蚀试验，并测量经过规定时间后的腐蚀减量(mg/cm<sup>2</sup>)。作为试验液，在试验 I 中使用了 3% 食盐水、在试验 II 中使用了在 3% 食盐水里混合 CuCl<sub>2</sub>·2H<sub>2</sub>O(0.13g/L)的混合食盐水、在试验 III 中在次氯酸钠溶液(NaClO)里添加微量盐酸(HCl)的混合液、在试验 IV 中在 3% 食盐水里混合平均直径为 0.115mm 的玻璃珠(5vol%)的混合盐水。腐蚀减量，是从试验开始前的试验材料重量至喷射试验液 T 时间之后的试验材料重量的每 1cm<sup>2</sup> 的量差(mg/cm<sup>2</sup>)。喷射时间 T，在试验 I 至 III 中都是 T=96 小时，试验 IV 中是 T=24 小时。冲蚀试验 I 至 IV 的结果，如表 5 至表 8 所示。

而且，在“ISO 6509”的脱锌腐蚀试验中，将从每个实施例铸件及每个比较例铸件中选取的试验材料埋在酚醛树脂中，使暴露的试验材料表面与

膨胀方向成直角，将试料表面一直研磨至砂纸 1200 号。然后，在纯净水中用超声波洗净并干燥。而且，将这样获得的腐蚀试验材料，浸渍在 1.0 %的二水合氯化铜( $\text{CuCl}_2 \cdot 2\text{H}_2\text{O}$ )水溶液中，以 75℃ 的温度条件下保持 24 小时之后，从水溶液中取出并测量其脱锌腐蚀深度的最大值，也就是最大脱锌腐蚀深度( $\mu\text{m}$ )。其结果，如表 5 至表 8 所示。

而且，为了确认实施例铸件及比较例铸件的切削性，进行了如下的切削试验并测出了切削主分力(N)。

即，利用安装真锋车刀(前角： $-6^\circ$ 、刀尖 R: 0.4mm)的车床，以 100m/分的切削速度、1.5mm 的切削深度、0.11mm/rev 的进给速度，干式切削铸件的外周面，并用安装在车刀侧的三分力计测量切削力，并换算为切削主分力。其结果，如表 5 至表 8 所示。

而且，在上述切削试验中观察所生成的切屑形状，按其形状分类成 7 种，即(a)呈梯形或者三角形的小片状(图 8(A))、(b)长度为 25mm 以下的带状(图 8(B))、(c)针状(图 8(C))、(d)长度为 75mm 以下的带状(除(b))(图 8(D))、(e)三圈以下的螺旋状(图 8(E))、(f)长度超过 75mm 的带状(图 8(F))及(g)超过三圈的螺旋状(图 8(G))，以此判断切削性，并表示在表 6 至表 8 中。即，切屑呈(f)和(g)的形状时，切屑处理(切屑的回收及再利用等)成为困难，而且出现切屑缠绕在车刀上，或者损伤切削表面等问题，因此不能进行良好的切削加工。而且，切屑呈(d)和(e)的形状时，虽然不产生如(f)和(g)的大问题，但是切屑的处理并不容易，而且进行连续切削加工等时，可能产生切屑缠绕在车刀上或切削表面损伤等问题。但是，切屑呈(a)至(c)的形状时，不产生如上述的问题，切屑不会如(f)和(g)那样增大，从而切屑处理也较容易。但是，对于(c)，根据切削条件的不同，容易发生切屑进入到车床等工作机械的滑动面而引起机械性故障，或者有可能刺伤操作员的手指、眼睛。因此，在判断切削性的观点上，可以认为(a)、(b)(尤其是(a))为最理想，其次(c)为良好，(d)、(e)在允许限度内，(f)、(g)为不合适。

从以上的各试验结果中证实了，与比较例铸件相比，实施例铸件在切削性、机械特性(强度、延伸等)、耐磨性及耐蚀性各个方面均出色。而且，尽管通常认为存在根据晶粒的细化降低延伸性的问题，但是，上述的拉伸试验证实了，本发明的铜合金铸件中，晶粒细化不降低延伸性，反而提高

延伸性。

而且，为了对实施例铸件和比较例铸件评价冷加工性，进行了如下的冷压缩试验。

即，从每个实施例铸件和每个比较例铸件中选取用车床切削成直径为5mm、长度为7.5mm的圆柱状试验材料，并用阿姆斯特勒万能材料试验机压缩此试验材料。根据与压缩率(加工率)相关而产生的龟裂的有无来评价冷压缩加工性。其结果，如表6至表8所示。在这些图表中，压缩率为35%的情况下产生龟裂的视为冷压缩加工性差，用“×”表示。压缩率为50%的情况下没有产生龟裂的视为冷压缩加工性优异，用“○”表示。而且，虽然在压缩率为35%的情况下没有产生龟裂，但在压缩率为50%的情况下产生龟裂的视为具有良好的冷压缩加工性，用“△”表示。该冷压缩加工性可以理解为敛缝加工性，评价为“○”的，可以进行简单且高精度的敛缝加工。评价为“△”的，可以进行一般的敛缝加工。而评价为“×”的，不可能进行适当的敛缝加工。进行冷压缩试验的实施例铸件，都是“△”或“○”，从而证实了其具有优异的冷压缩加工性，也就是敛缝加工性。

而且，对于每个实施例铸件和每个比较例铸件，确认熔融固化之后的常温状态下的金属组织(相组织)，并根据图像分析测定了 $\alpha$ 相、 $\gamma$ 相及 $\delta$ 相的面积率(%)。即，通过将用光学显微镜放大200倍的铸件组织以图像分析软件[WinROOF]进行二元体系表述，得出了各相的面积率。面积率的测定是在三个视场上进行，并将其平均值定为各相的相比率。其结果，如表1至4所示，且实施例铸件均满足(4)的条件。而且，对所有实施例铸件，确认了铸造过程中的熔融固化时的初晶的结果，该初晶均为 $\alpha$ 相，且满足(8)的条件。

而且，关于每个实施例铸件及每个比较例铸件，测量了其熔融固化时的平均粒径( $\mu\text{m}$ )。即，切断铸件，用硝酸侵蚀其横截面之后，测量了其侵蚀面上出现的微观组织上的晶粒的平均直径。此测量，是基于JIS H0501的用于评价可锻铜和铜合金平均晶粒度的比较法进行的，其中用硝酸侵蚀切断面之后，粒径超过0.5mm的用肉眼观察，对于0.5mm以下的，放大7.5倍后观察，而对小于约0.1mm的，用过氧化氢和氨水的混合液侵蚀之后，用光学显微镜放大至75倍后观察。其结果，如表5至表8所示，实

施例铸件均满足(5)的条件。而且，对于虽然适当含有 Zr 但不含有 P 的比较例铸件 No.117，晶粒的细化程度为极小。从而可以看出，谋求晶粒的细化，只添加 Zr 是不充分的，而需要共同添加 Zr、P。而且，对于实施例铸件，也证实了满足(10)~(13)的条件。在图 1 至图 4 中举其一例。

图 1 是关于实施例铸件 No.18 的宏观组织照片(A)及微观组织照片(B)。图 2 是关于比较例铸件 No.102 的宏观组织照片(A)及微观组织照片(B)。从图 1 及图 2 中，清楚地了解到比较例铸件 No.102 虽然不满足(10)、(11)的条件，但是实施例铸件 No.18 满足(10)、(11)的条件。

图 3 是实施例铸件 No.18 的 X 射线显微分析仪照片，(A)是表示成分像、(B)是表示 Sn 的分布情况、(C)是表示 Pb 的分布情况。而且，图 4 是比较例铸件 No.102 的 X 射线显微分析仪图像，(A)是表示成分像、(B)是表示 Sn 的分布情况、(C)是表示 Pb 的分布情况。如图 3 中明确所示，实施例铸件 No.18 中，Sn 的高浓度部分((B)中的白色部分)及 Pb 粒子((C)中的白色部分)成为大小均匀的细微形状且均匀地分散，并满足(12)和(13)的条件。另外，比较例铸件 No.102 中，如图 4 所示，Sn 的高浓度部分((B)中的白色部分)及 Pb 粒子((C)中的白色部分)的大小不均匀，其分布也不均匀，且不满足(12)和(13)的条件。

而且，除了 Zr 含量低于上述适当范围的下限值以外，比较例铸件 No.102 同实施例 No.18 具有几乎相同的构成。因此，从这一点，在上述条件下，共同添加适量的 Zr、P，则可以有效地谋求晶粒的细化，由此可谋求 Pb 粒子等的细分化、分散化。而且，从对于铸件 No.18 及 No.102 的磨损试验的结果(磨损减量)及切削试验的结果来看，前者具有更出色的耐磨性及切削性。从而，满足(11)至(14)条件，对于进一步提高耐磨性(滑动性)及切削性起着重要作用。

从以上的试验中，证实了实施例铸件，在上述的范围内含有各构成元素，并且通过满足(1)~(5)(或者对相当于第 3~第 6 铜合金铸件的实施铸件满足(1)至(6)的条件)，与不满足这些条件的至少一部分的比较例铸件相比，大幅提高了切削性、强度、耐磨性及耐蚀性。而且，证实了在上述条件之上，通过满足(7)~(13)的条件，能更有效提高上述特性。

而且，通过满足(5)的条件，即，通过晶粒细化，认为也能提高铸造性，

为了确认此想法，进行了 tatur 试验(tatur 收缩试验)及铸造龟裂试验。

即，使用铸造实施例铸件及比较例铸件中使用的熔融合金(表 1 至表 4 所示的成分所构成的铜合金材料的熔融合金)进行了 tatur 试验，并根据内部收缩部分的形态及其附近的疏松、气孔、缩孔等缺陷的有无，评价了铸造性。如图 5(A)所示，铸造性的评价为如下。内部收缩部分的形态为光滑且在该最终凝固部上不产生疏松等缺陷的为“良”。如图 5(C)所示，内部收缩部分的形态为有显著的凹凸不平形状且该最凝固部上明显产生疏松等缺陷的为“不良”。如图 5(B)所示，不能由“良”或“不良”评价的中间部分用“稍差”表示。其结果，如表 5 至表 8 所示。这些表中，“良”用“○”表示，“稍差”用“△”表示，且“不良”用“×”表示。对于该 tatur 试验中得出的每个铸件检查宏观组织上的晶粒粒径。其结果，如表 5 至表 8 所示，对于 100 $\mu\text{m}$  以下的用“○”表示，100 $\mu\text{m}$  以上 300 $\mu\text{m}$  以下的用“△”表示，300 $\mu\text{m}$  以上的用“×”表示。其结果与如同上述的对于实施例铸件及比较例铸件测定的平均粒径的测定结果相符。

从表 5 至表 8 所示的 tatur 试验的结果，明确地证实了，对于实施例铸件，其一小部分为“稍差”，其大部分为“良”，与大部分为“不良”的比较例铸件相比，由于晶粒的细化，实施例铸件的铸造性极为出色。

而且，如图 6 所示，铸件龟裂试验是，根据上下铸模 1、1 及左右铸模 2、2 铸造出试样 3，且根据在试样 3 上发生龟裂的与否判断其铸造性。即，试样 3 是由将中间部分作为龟裂判定部 31a(由在此部发生的龟裂判定铸造性)的带板部分 31 和在带板部分两端上所形成的三角板部分 32、32 构成、且两端为箭状。上下铸模 1、1 之间形成有铸造带板部分 31 的空穴，在其内面的一部上设有绝热材料 4，并在被该绝热材料 4 围绕的空穴的特定部位上(在此固化减慢)铸造龟裂判定部 31a。由左右铸模 2、2 形成在每个铸模中铸造三角板部分 32 的另两个空穴。而且，若在这些空穴中浇铸熔融合金，由于绝热材料 4，龟裂判定部 31a 的凝固比其它部分慢。因此，带板部分 31 由凝固而向长度方向收缩，该收缩受到三角板部分 32、32 的控制，由收缩造成的应力集中在熔融合金凝固较慢的龟裂判定部 31a 中。从而，根据龟裂判定部 31a 上是否产生龟裂，可判断出铸造性。该龟裂试验中，带板部分 31 的长度设为  $L_1=200\text{mm}$  且龟裂判定部 31a 的长度设为

L2=100mm。同 tatur 收缩试验一样,采用在铸造实施例铸件及比较例铸件时使用的熔融合金(具有表 1 至表 4 所示的成分的铜合金材料的熔融合金),铸造了试样 3。其结果,如表 5 至表 8 所示。如图 7(C)所示,铸造性的评价为如下。在龟裂判定部 31a 上产生了用肉眼可以看出显著的龟裂 33a 时,将铸造性定为不良,用“×”表示。而且,如图 7(A)所示,肉眼及用 5 倍的放大镜也观察不出龟裂判定部 31a 中的龟裂时,将铸造性定为优良,用“○”表示。而且,如图 7(B)所示,在龟裂判定部 31a 中,肉眼观察没有显著的龟裂 33a,但用 5 倍的放大镜观察时可以确认出细微的龟裂 33b 时,将其定为具有一般的铸造性,用“△”表示。进行该龟裂试验的结果,实施例铸件,极少部分为“△”,其余大部分为“○”,因此确认出本发明的铸件具有良好的铸造性。

而且,只要是半固态金属状态中的固相为粒状化,半固态金属铸造性自然变为良好,由此可进行良好的半固态金属铸造。而且,最终凝固阶段中的含有固相的熔液的流动性,主要是依赖于半固态金属状态中的固相的形状和液相的粘性和组成,但是,对于铸造的成形性(在要求高精度或复杂形状时是否也能铸造出坚固的铸件),前者(固相的形状)的影响为大。即,半固态金属状态的固相开始形成枝晶网时,含有该固相的熔液很难传达到铸模的各个角落,因此铸造的成形性为不好,并很难得出高精度铸件或复杂形状铸件。另外,半固态金属状态的固相为粒状,因此其越接近于球状(二维形态中越接近圆形)、粒径越小,则包括半固态金属铸造性的铸造性越卓越,因此可得出坚固的高精度铸件或复杂形状铸件(当然能得出高品质的半固态金属铸件)。因此,通过了解半固态金属状态的固相的形状,可以评价出半固态金属铸造性,且根据半固态金属铸造性,可确认其它的铸造性(复杂形状铸造性、精密铸造性及半固态金属锻造性)。一般,在固相率为 30~80%的半固态金属状态中,当枝晶网被分割在晶体组织中且固相的二维形态呈圆状、基本上圆形、椭圆状、十字状、或者多角状时,可以说半固态金属铸造性为良好。特别是在固相率为 60%的半固态金属状态中,该固相的平均粒径为 150 $\mu\text{m}$  以下(100 $\mu\text{m}$  以下为理想,50 $\mu\text{m}$  以下更为理想)及固相的平均最大长度为 300 $\mu\text{m}$  以下(150 $\mu\text{m}$  以下为理想,100 $\mu\text{m}$  以下更为理想)中的任一项时,可以说半固态金属铸造性为卓越。

为了比较评价实施例铸件和比较例铸件的半固态金属铸造性，进行了如下的半固态金属铸造性试验。

即，向坩锅里加入铸造实施例铸件及比较例铸件时使用的原料，并升温至使原料成为半固态金属状态(固相比：约 60%)的温度，在其温度保持 5 分钟之后，急速冷却(水冷)。然后，调查在半固态金属状态下的固相形状，评价半固态金属铸造性。其结果，如表 5 至表 8 所示。证实了每个实施例铸件具有优异的半固态金属铸造性。在这些表中，将该固相的平均粒径为  $150\mu\text{m}$  以下或者晶粒的平均最大长度的平均为  $300\mu\text{m}$  以下的，视为具有优异的半固态金属铸造性，用“○”表示。虽然粒径不满足这种条件，但是没有形成显著的枝晶网的，评价为具有满足工业要求的良好的半固态金属铸造性，用“△”表示。形成枝晶网的，评价为半固态金属铸造性差，用“×”表示。

而且，将从实施例中得到的铜合金铸件 No.11(以下称为“产品铸件”)作为原料铸造了新的铸件(以下称为“再生铸件”)。即，将产品铸件(铜合金铸件 No.11)，在木炭的覆盖下，以  $1000^{\circ}\text{C}$  的温度再熔化并保持 5 分钟后，将熔化时的 Zr 的氧化损失估计为 0.003 mass%，追加添加与其 Zr 损失量相抵的含有 3 mass%Zr 的 Cu-Zn-Zr 合金，并由产品铸件制成的熔融合金注入金属模内。其结果，对于所获得的再生铸件，Zr 含量与原料的产品铸件 No.11 大致相同(0.019mass%)，测量平均粒径的结果为  $40\mu\text{m}$ ，与产品铸件 No.11 大致相同。在此试验，证实了本发明的铜合金铸件，将其铸造中生成的浇道部等剩余部分乃至不要部分，在完全不损害晶粒的细化效果的情况下，作为再生原料能有效地利用。因此，可以将浇道部等剩余部分乃至不要部分，可以作为补充原料投入到连续操作中使用。因而，能高效率且有经济性地进行连续操作。

表 1

铸件No.	合金成分 (mass%)																α相+γ相+δ相		
	Cu	Zn	Zr	P	Sn	Pb	Bi	Mn	Al	Mg	f1	f2	f3	f4	f5	合计面积率(%)			
1	80.1		0.02	0.08	6.8	13					4.0	1020	255	20.4	83.0	100			
2	88.9		0.03	0.07	4.3	6.7					2.3	430	184	12.9	89.9	100			
3	80.4		0.03	0.07	10	9.5					2.3	1000	429	30.0	79.9	100			
4	80.4		0.02	0.08	6.5		13				4.0	975	244	19.5	83.4	100			
5	90		0.03	0.07	4.8		5				2.3	480	206	14.4	89.9	100			
6	86.3		0.03	0.14	6.5	7		0.03			4.7	650	139	19.5	86.1	100			
7	87.9		0.03	0.09	3.9		8	0.07		0.01	3.0	390	130	11.7	89.7	100			
8	73.6	16.45	0.016	0.03	5.2	4.7					1.9	2003	1068	32.1	73.3	100			
9	76.1	14.15	0.015	0.04	5.1	4.6					2.7	1963	736	29.4	75.7	100			
10	78.4	11.70	0.014	0.09	5	4.8					6.4	1907	297	26.7	78.0	100			
11	79.4	10.87	0.019	0.11	5	4.6					5.8	1362	235	25.9	78.9	100			
12	81.6	8.30	0.025	0.08	5.1	4.9					3.2	944	295	23.6	81.3	100			
13	84.2	5.60	0.026	0.07	5.2	4.9					2.7	816	303	21.2	83.8	100			
14	85.6	4.48	0.019	0.1	5.1	4.7					5.3	1041	198	19.8	85.1	100			
15	80.3	9.65	0.0029	0.05	5.2	4.8					17.2	8706	506	25.2	80.0	100			
16	80.4	9.60	0.0062	0.09	5.3	4.6					14.5	4114	283	25.5	79.8	100			
17	80	9.99	0.0089	0.1	5.1	4.8					11.2	2842	253	25.3	79.6	100			
18	80.3	9.86	0.019	0.1	5	4.7					5.3	1310	249	24.9	79.9	100			
19	80.4	9.76	0.027	0.09	5	4.7					3.3	918	275	24.8	80.0	100			
20	80	9.95	0.038	0.11	5.1	4.8					2.9	665	230	25.3	79.5	100			
21	80.5	9.39	0.017	0.09	5.1	4.9					5.3	1453	274	24.7	80.1	100			
22	80	10.26	0.023	0.016	5.1	4.6					0.7	1111	1598	25.6	79.7	100			
23	80.5	9.56	0.019	0.024	5.2	4.7					1.3	1324	1048	25.2	80.2	100			
24	80.1	10.04	0.022	0.036	5.2	4.6					1.6	1166	712	25.6	79.7	100			
25	80.3	9.64	0.019	0.046	5.2	4.8					2.4	1328	549	25.2	80.0	100			
26	80.3	9.34	0.018	0.14	5.3	4.9					7.8	1402	180	25.2	79.7	100			

实 施 例



表 2

铸件No.	合金成分 (mass%)														α相+γ相+δ相 合计面积率(%)
	Cu	Zn	Zr	P	Sn	Pb	Bi	f1	f2	f3	f4	f5			
27	80.2	9.62	0.018	0.16	5.1	4.9		8.9	1385	156	21.9	79.6			
28	80.5	9.39	0.019	0.19	5.2	4.7		10.0	1315	132	25.0	79.7			
29	80.6	9.35	0.018	0.23	5	4.8		12.8	1353	106	24.4	79.8			
30	80.2	9.93	0.0046	0.17	5.1	4.6		37.0	5484	148	25.2	79.4			
31	80.4	9.84	0.035	0.022	5	4.7		0.6	710	1129	24.8	80.2			
32	87.4	0.49	0.023	0.09	10.8	1.2		3.9	1430	365	32.9	82.3			
33	88.1	2.80	0.022	0.08	8.3	0.7		3.6	1259	346	27.7	84.1			
34	86.5	2.20	0.019	0.08	9.6	1.6		4.2	1632	388	31.0	82.3			
35	77.6	14.31	0.017	0.07	5.3	2.7		4.1	1777	432	30.2	76.1			
36	83.2	8.60	0.019	0.08	2.8	5.3		4.2	895	213	17.0	84.2			
37	77.5	12.59	0.016	0.09	3.4	6.4		5.6	1425	253	22.8	78.7			
38	75.4	15.83	0.017	0.05	2.5	6.2		2.9	1373	467	23.3	77.1			
39	77.8	16.03	0.015	0.06	0.6	5.5		4.0	1189	297	17.8	80.1			
40	77.5	15.61	0.009	0.08	1.6	5.2		8.9	2268	255	20.4	79.1			
41	82.5	3.37	0.016	0.11	6.9	7.1		6.9	1505	219	24.1	82.3			
42	85	0.47	0.019	0.11	5.2	9.2		5.8	846	146	16.1	86.7			
43	80	0.68	0.019	0.1	8	11.2		5.3	1299	247	24.7	81.3			
44	80.6	13.37	0.016	0.11	5.2	0.7		6.9	1811	263	29.0	78.0			
45	81	13.40	0.015	0.09	5.2	0.3		6.0	1933	322	29.0	78.3			
46	80	14.55	0.016	0.08	5.2	0.15		5.0	1885	377	30.2	77.2			
47	82.7	9.70	0.0065	0.09	5.4		2.1	13.8	3985	288	25.9	80.8			
48	82.4	10.08	0.018	0.1	5.3		2.1	5.6	1443	260	26.0	80.5			
49	82.6	9.88	0.023	0.1	5.3		2.1	4.3	1121	258	25.8	80.7			
50	82.5	9.98	0.029	0.09	5.4		2	3.1	903	291	26.2	80.5			
51	77.5	15.30	0.018	0.08	5.3		1.8	4.4	1733	390	31.2	75.5			
52	77.4	16.85	0.014	0.035	2.5		3.2	2.5	1739	696	24.4	77.6			

实例

表 3

铸件No.	合金成分 (mass%)																	α相+γ相+δ相 合计面积率(%)			
	Cu	Zn	Zr	P	Sn	Pb	Bi	Se	Te	As	Sb	Mn	Al	Mo	不溶物	f1	f2		f3	f4	f5
53	84.5	8.38	0.019	0.1	5.4		1.2	0.4							Fe	5.3	1294	246	24.6	82.3	100
54	86	5.96	0.024	0.1	5.3		1.8	0.8								4.2	912	219	21.9	84.4	100
55	88.1	2.60	0.023	0.08	8.3		0.6		0.3							3.5	1196	344	27.5	84.2	100
56	78.9	12.99	0.024	0.09	5.3		2.7									3.8	1204	321	28.9	77.3	100
57	80.1	0.27	0.019	0.11	10		9.5									5.8	1593	275	30.3	79.5	100
58	80	14.03	0.015	0.06	5.2		0.7									4.0	1975	494	29.6	77.6	100
59	81.8	12.05	0.018	0.08	5.1		0.8	0.15								4.4	1520	342	27.4	79.5	100
60	78.5	14.11	0.016	0.07	5		2.3									4.4	1820	416	29.1	76.9	100
61	77.9	13.89	0.017	0.09	5.2		2.3	0.6								5.3	1735	328	29.5	76.5	100
62	77	15.34	0.009	0.05	5.1		2.5									5.6	3405	613	30.6	75.6	100
63	80.7	9.27	0.02	0.08	5.3	4.6									0.05	4.0	1259	315	25.2	80.1	100
64	80.5	9.36	0.015	0.08	5.3	4.7									0.03	5.3	1684	316	25.3	80.0	100
65	73.8	15.95	0.014	0.09	5.2	4.9			0.05							6.4	2253	351	31.5	73.4	100
66	75.4	15.78	0.009	0.04	2.5	6.2			0.02	0.05						4.4	2587	582	23.3	77.1	100
67	84.1	5.74	0.019	0.1	5.1	4.9				0.04						5.3	1107	210	21.0	83.7	100
68	80.5	12.93	0.017	0.11	5.2		0.9	0.3	0.04							6.5	1678	259	28.5	78.2	100
69	75.6	15.52	0.015	0.09	2.5	6.2					0.08					6.0	1534	256	23.0	77.2	100
70	84	5.86	0.024	0.07	5.1	4.9							0.03			2.9	882	303	21.2	83.7	100
71	80.5	13.04	0.018	0.13	5.2		0.7	0.4								7.2	1591	220	28.6	78.1	100
72	82.4	9.97	0.024	0.1	5.4		2.1						0.007			4.2	1090	262	26.2	80.4	100
73	75.8	15.34	0.009	0.05	2.5	6.2			0.02	0.03	0.05					5.6	2538	457	22.8	77.5	100
74	80	13.23	0.019	0.11	5.2		1	0.4			0.04					5.8	1517	262	28.8	77.7	100
75	82.3	10.01	0.022	0.1	5.4		2.1		0.05				0.015			4.5	1192	262	26.2	80.3	100

实施例

表 4

铸件No.	合金成分 (mass%)															α相+γ相+δ相 合计面积率(%)
	Cu	Zn	Zr	P	Sn	Pb	Bi	Se	不純物		f1	f2	f3	f4	f5	
101	92.3	0.89	0.016	0.09	1.8	4.9				Fe	5.6	393	70	6.3	93.6	100
102	80.1	9.76	0.0008	0.04	5.2	4.9					50.0	31699	634	25.4	79.8	100
103	80.3	9.84	0.08	0.08	5	4.7					1.0	311	311	24.8	79.9	100
104	80.4	9.66	0.028	0.012	5	4.9					0.4	881	2055	24.7	80.3	100
105	80.7	8.93	0.0095	0.36	5.3	4.7					37.9	2614	69	24.8	79.3	100
106	87.5	0.28	0.0007	0.12	10.9	1.2					171.4	47113	275	33.0	82.3	100
107	80.4		0.0006	0.07	10	9.5					116.7	50000	429	30.0	79.9	100
108	82.6	9.99	0.0007	0.11	5.3		2				157.1	36985	235	25.9	80.6	100
109	80	0.47	0.0004	0.028	10		9.5				70.0	76179	1088	30.5	79.7	100
110	80.2	9.64	0.018	0.08	5.2	4.6			0.26		4.4	1402	316	25.2	79.7	100
111	80	9.84	0.022	0.07	5.3	4.5				0.27	3.2	1170	368	25.7	79.4	100
112	80.5	9.45	0.022	0.07	5.3	4.5			0.16	0.16	3.2	1152	362	25.3	79.9	100
113	84.3	5.87	0	0.03	4.9	4.9									84.2	
114	83.6	9.06	0	0.04	4.6		2.7								82.5	
115	86.4	5.86	0	0.04	5.1		1.8	0.8							85.0	
116	61.5	35.20	0	0	0.2	3.1									63.0	
117	80.5	9.67	0.035		5	4.8					0	705		24.7	80.4	100

比较例

表 5

铸件No.	平均粒径 ( $\mu m$ )	tatur试验		铸造龟裂	最大腐蚀 深度 ( $\mu m$ )	腐蚀减量 (mg/cm <sup>2</sup> )				切削性		拉伸强度 (N/mm <sup>2</sup> )	试验应力 (N/mm <sup>2</sup> )	延伸 (%)	疲劳强度 (N/mm <sup>2</sup> )	磨损失量 (mg)	半固态 金属铸 造性
		铸造性	晶体粒度			I	II	III	IV	切削主分 力(N)							
1	100	△	○	△													
2	200	△	△														
3	45	○	○			15			190							1.3	○
4	120	△	△	△												2.8	
5	250	△	△														
6	90	△	○	○		23	37										
7	250	△	△														
8	65	○	○		50	25	46	138	305								
9	40	○	○	○	20							273	125	27	130	11	
10	35	○	○	○	10以下	20	34	120	208								○
11	40	○	○	○	10以下	19	33	120	233					28	129	10	○
12	70	○	○	○	10以下												
13	100	○	△	○		18	33	118	225					26	104	10	
14	150	△	△														
15	300	△	△	△	20	20	38	128	250					24	96	11	
16	150	△	△	△	10以下	19	35	122	232					26			
17	90	○	△		10以下	18	33	120	230					27			
18	35	○	○	○	10以下	17	32	118	220					28	120	10	○
19	55	○	○	○	10以下	18	33	122	223					28			○
20	100	○	△	○	10以下									26	108	11	△
21	50	○	○		10以下									28	125	10	
22	280	△	△	△	30												
23	200	△	△	△	10以下									24	97	11	
24	60	○	○	○	10以下												
25	40	○	○	○	10以下												
26	60	○	○	○	10以下												

实例

表 6

铸件No.	平均粒径 ( $\mu\text{m}$ )	tatur试验		铸造龟裂	最大腐蚀深度 ( $\mu\text{m}$ )	腐蚀减量 ( $\text{mg}/\text{cm}^2$ )				切削性		疲劳强度 ( $\text{N}/\text{mm}^2$ )	磨损减量 ( $\text{mg}$ )	冷加工性
		铸造性	晶体粒度			I	II	III	IV	切削主分力(N)	切削形态			
27	80	O	O	O	10以下					255	100	20		
28	90	O	O		10以下									
29	120	O	$\Delta$	$\Delta$	10以下									
30	280	$\Delta$	x		10以下					230	92	17		
31	200	$\Delta$	$\Delta$		30									
32	60	O	O	O		14	32	110	180	335	156	28	10	
33	120	O	$\Delta$											
34	60	O	O	O		18	28	109	234					
35	35	O	O	O	10以下									
36	150	$\Delta$	$\Delta$	$\Delta$	10以下									
37	80	O	O	O	10以下	19	37	125	232					
38	60	O	O	O	30	22	37							
39	90	O	O	O	20	26	45							
40	60	O	O	O	10以下	22	38	132	256					
41	80	O	O	O										
42	250	$\Delta$	$\Delta$	$\Delta$									1.1	
43	80	$\Delta$	$\Delta$	O										
44	40	O	O	O	10以下					145				
45	40	O	O	O	10以下					194				
46	50	O	O	O	10以下					228				
47	150	$\Delta$	$\Delta$	$\Delta$	10以下					109	92	14	95	$\Delta$
48	60	O	O	O	10以下					107	112	21	118	O
49	70	O	O	O	10以下					107	110	22	114	O
50	80	O	O	O	10以下					109	105	16		O
51	40	O	O	O	10以下	19	34	124	228	265	125	22	132	
52	60	O	O	O	40					100				

实例

表 7

铸件No.	平均粒径 ( $\mu\text{m}$ )	tatur试验		最大腐蚀 深度 ( $\mu\text{m}$ )	腐蚀减量 ( $\text{mg}/\text{cm}^2$ )				切削性 切削主分 力 (N)	拉伸强度 ( $\text{N}/\text{mm}^2$ )	试验应力 ( $\text{N}/\text{mm}^2$ )	延伸 (%)	疲劳强度 ( $\text{N}/\text{mm}^2$ )	磨蚀减量 ( $\text{mg}$ )
		铸造性	晶体粒度		侵蚀腐蚀试验									
					I	II	III	IV						
53	90	○	○	○					114	255	108	24	115	
54	80	○	○						105	245	107	21	105	
55	80	○	○	○										
56	35	○	○	○	18	33	118	235	102	260	121	18	132	
57	80	△	△	△	15	34	112	196						3.7
58	40	○	○	○										
59	45	○	○	○	18	34	115	242	145	272	118	26	125	
60	35	○	○	○					107	263	115	22		
61	40	○	○	○										
62	35	○	○	○										
63	90	△	△											
64	80	○	○	○					95	258	100	25		
65	40	○	○	○					93	276	125	25	133	
66	35	○	○	○										
67	120	△	△	△					94	258	101	26		
68	50	○	○	○	18	33	117	232						
69	40	○	○	○										
70	100	○	△											
71	35	○	○	○										
72	60	○	○	○					108	254	113	21		
73	45	○	○	○										
74	40	○	○	○										
75	60	○	○	○										

实施例

表 8

铸件No.	平均粒径 ( $\mu\text{m}$ )	tatur试验		铸造角 类型	最大腐蚀 深度 ( $\mu\text{m}$ )	腐蚀减量 ( $\text{mg}/\text{cm}^2$ )				切削性		拉伸强度 ( $\text{N}/\text{mm}^2$ )	试验应力 ( $\text{N}/\text{mm}^2$ )	延伸 (%)	疲劳强度 ( $\text{N}/\text{mm}^2$ )	腐蚀减量 ( $\text{mg}$ )	冷加工 性	半固态金 属铸造性		
		铸造性	晶体粒度			I	II	III	IV	切削主分 力 (N)	切削 形态									
101	450	$\Delta$	x																	
102	700	x	x	x	50	23	44	134	265	96		218	82	19	85	12			x	
103	320	x	x		20	20	34	134	250	97		250	96	20	98	13				
104	800	x	x	x	70					96		235	80	22	83	12				
105	320	x	$\Delta$	x	10以下					97		225	95	14						
106	1000	x	x	x		16	36	115	225	126	e	269	94	15	98	13			x	
107	800	x	x													4.5				
108	1200	x	x	x	10以下					112	e	199	80	6	83	38			x	
109	1000	x	x	x		16	38	128	235							7.5				
110	550	x	x	x	10以下	20	35	124	263	97		235	84	19						
111	500	x	x	x	10以下															
112	550	x	x	x	10以下															
113		x	x	x	10以下	19	35	122	258	96		234	82	23	85	12				
114		x	x	x	10以下	20	38	129	265	104		198	81	8	78	30				
115		x	x	x		20	36	128	261	107		214	80	12	82					
116		x	x	x	800	64	118	423	840	91		282	83	15	86	250				
117	500	x	x	x	50							242	85	19	84					x

比较例

## 工业上的利用可能性

本发明的铜合金铸件，具体而言，可以作为如下用途使用。

1. 要求铸造性、导电性、热传导性、高机械特性的一般机械部件。
2. 要求高导电性、高热传导性的电气用终端设备和连接器，要求容易进行钎焊、焊接的电气部件。
3. 要求易铸造的计量仪器部件。
4. 要求机械特性优异的给排水金属零件、建筑用零件、日用品·杂货品。
5. 要求高强度、高硬度及优异的耐蚀性、韧性的船用推进器、轴、轴承、阀座、阀杆、紧固金属零件、夹钳、连接件、门把握手、管卡环、凸轮。
6. 要求高强度、高硬度、高耐磨性的阀门、轴杆、轴瓦、涡轮、支架、气缸部件、阀座、不锈钢轴承、泵叶轮。
7. 要求耐压性、耐磨性、切削性、铸造性的阀门、泵体、叶轮、供水阀、混水栓、自来水阀、接头、喷洒头、旋塞、水表、止水栓、传感器部件、涡旋式压缩机部件、高压阀门、夹套压力容器。
8. 要求优异的硬度及耐磨性的滑动部件、液压气缸、气缸、齿轮、钓具用卷盘、飞机的固定器。
9. 要求优异的强度、耐蚀性、耐磨性的螺栓、螺母、配管用连接器。
10. 要求适于简单形状或大型铸件，且要求高强度及优异的耐蚀性、耐磨性的化学机械部件、工业用阀门。
11. 要求接合强度、加厚焊接、加衬里、覆盖、耐蚀性、铸造性的海水淡化装置用焊接管、供水管、热交换器用管、热交换器的管板、煤气配管用管、弯头、海洋设备材料、焊接部件、焊接用材料等。
12. 触水金属零件(接头、法兰盘类)  
螺纹接套、软管螺纹接套、管套、弯头、岐形管接头、栓塞、衬套、管套节、接合件、法兰。
13. 触水金属零件(阀门、旋塞类)  
断流阀、过滤器、泄水阀、闸阀、止回阀、球阀、隔膜阀、节流阀、球阀、针形阀、微型阀、放空阀、主旋塞、转向旋塞、填料旋塞、双向旋



塞、3 向旋塞、4 向旋塞、煤气旋塞、球阀、安全阀、放气阀、减压阀、电磁阀、蒸汽疏水阀、量水仪(水表、流量计)。

#### 14. 触水金属零件(水栓金属零件)

水栓(供水栓、洒水栓、止水栓、万向水栓、混水栓、分水栓)、水龙头、分流栓、止逆阀、分流阀、冲洗阀、切换旋塞、淋浴器、淋浴器挂架、栓塞、内六角直通接头(水管用铜合金接头)、洒水喷嘴、喷洒头。

#### 15. 触水金属零件(住宅设备器械、排水器具类)

疏水阀、消火栓阀、二重连接。

#### 16. 泵类

叶轮、机壳、连接件、滑动轴瓦。

#### 17. 与汽车相关的器械

阀门、接头类、压力传感器、温度传感器(感温体)、连接器类、轴承、轴承部件、压缩机部件、汽化器部件、电缆固定件。

#### 18. 家电部件

手机天线部件，端子，连接器，丝杠，马达轴承(流体轴承)，复印机轴、辊筒，空调用阀门、接头、螺母，传感器部件。

#### 19. 摩擦配合部件

液压缸的活塞滑履，气缸的活塞滑履，轴瓦，滑动部件，电线固定件，高压阀，接头，齿轮，传动装置，轴，轴承部件，泵，轴承，阀滑履，六角形螺母、集管消防栓部件。

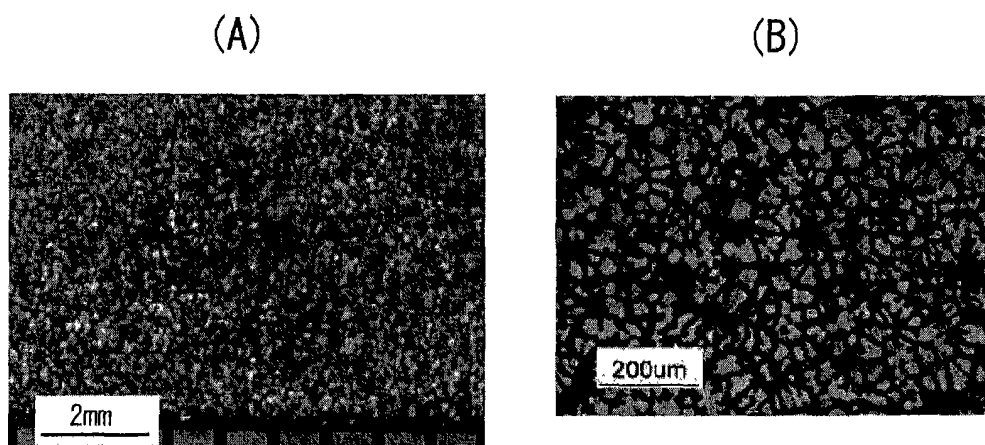


图 1

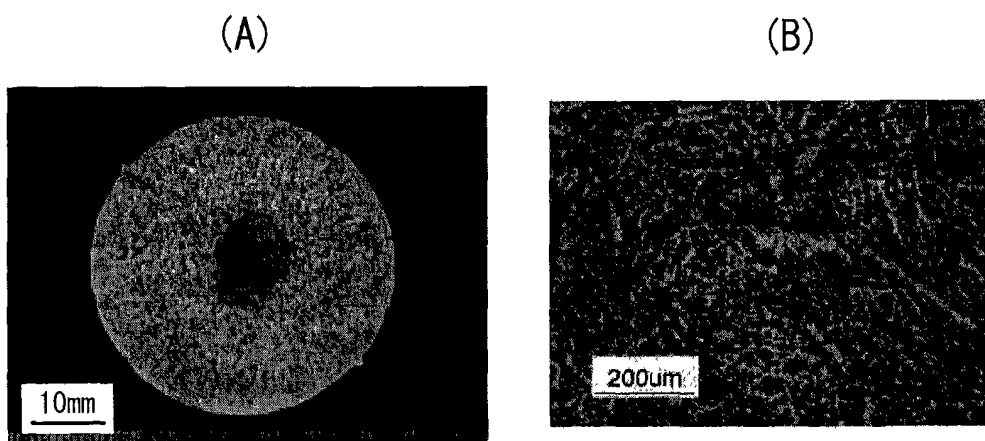


图 2

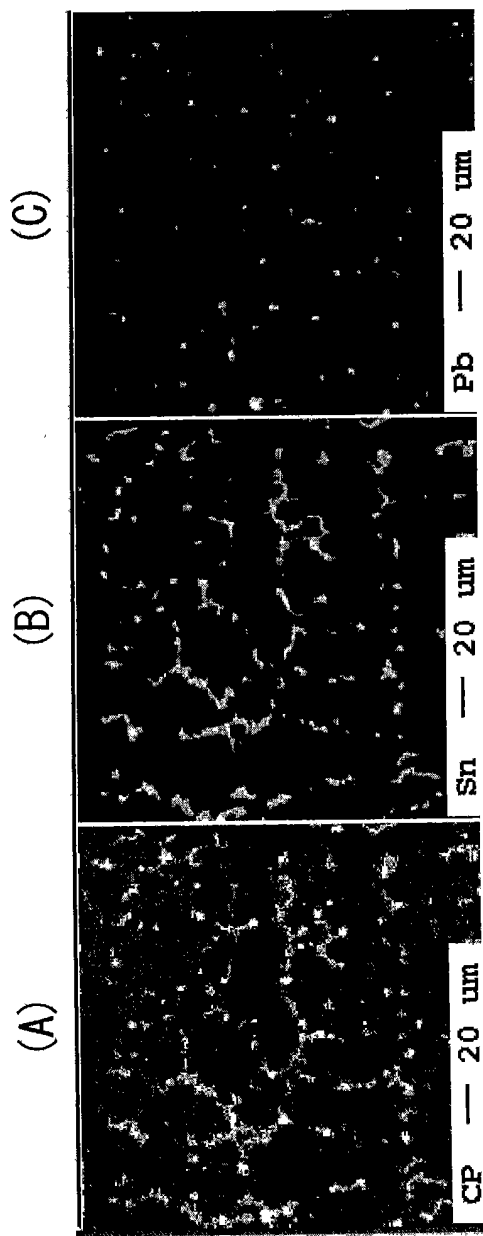


图 3

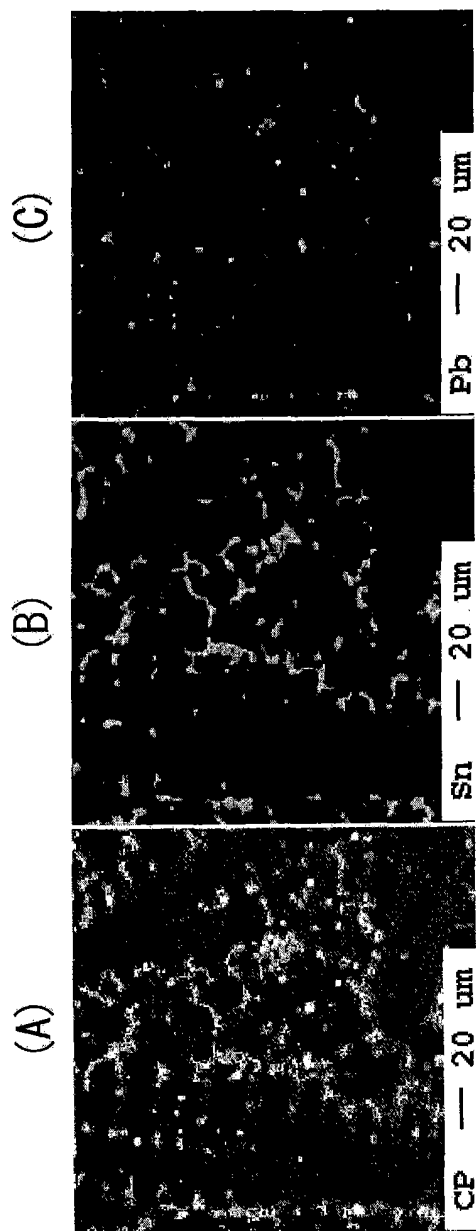


图 4

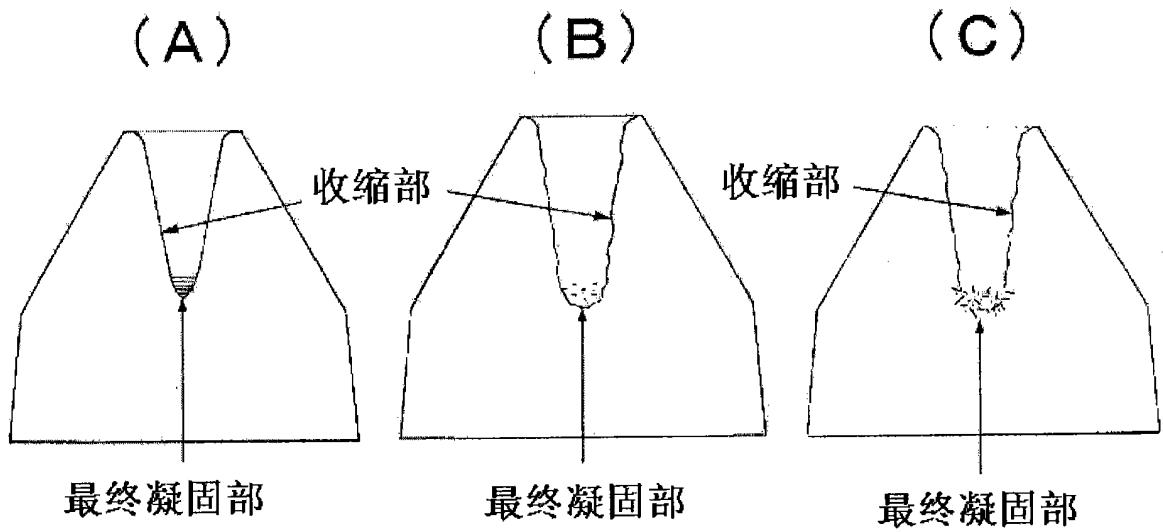


图 5

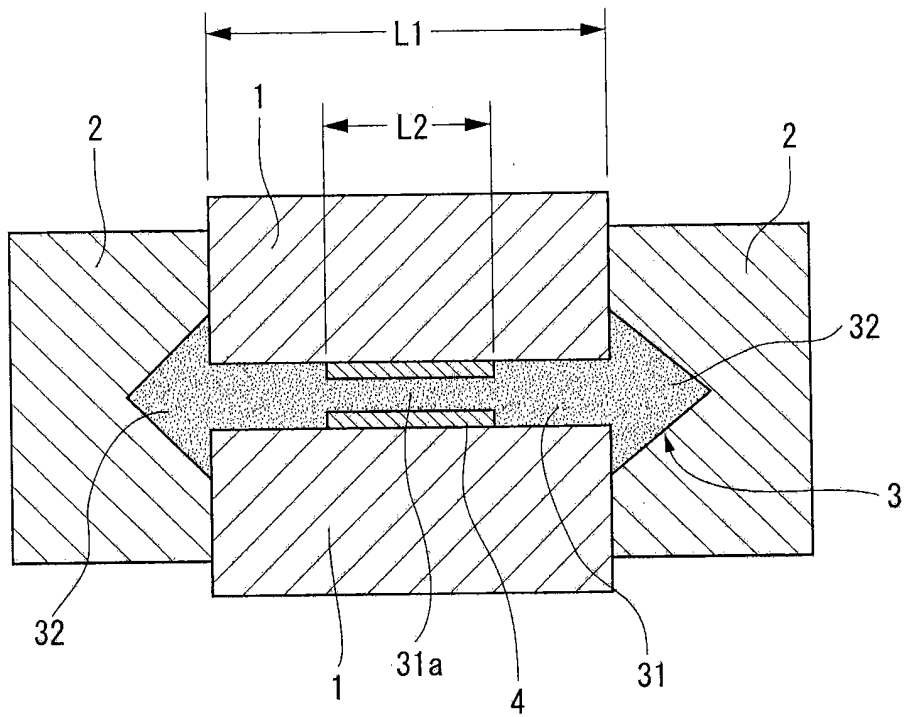


图 6

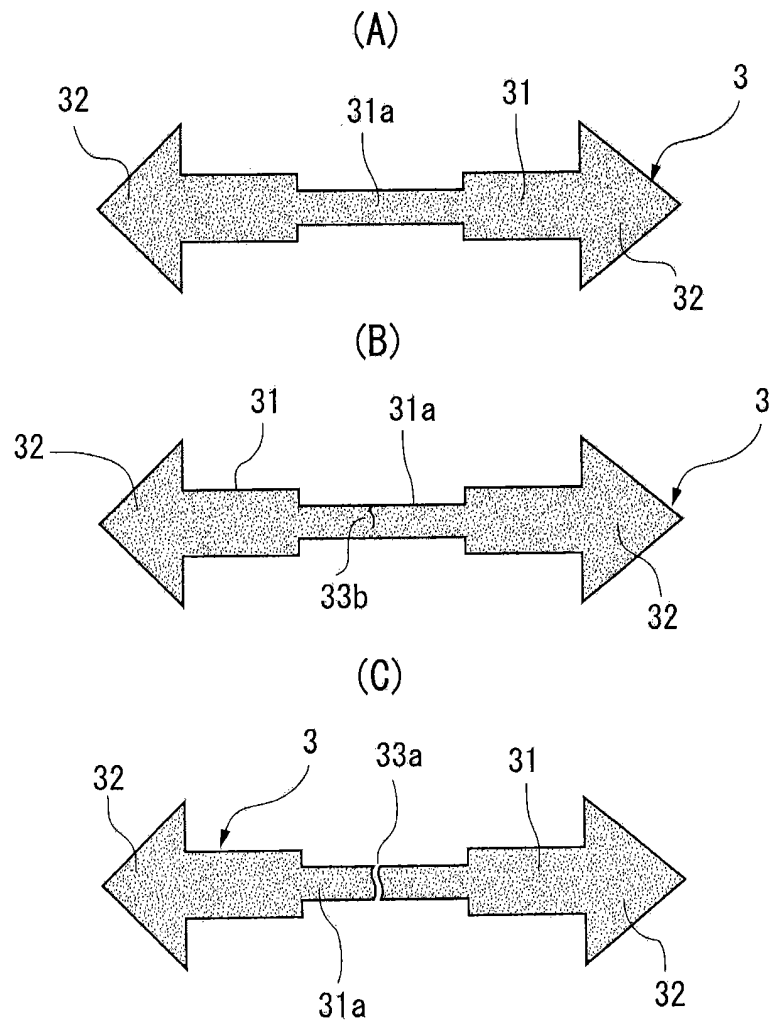


图 7

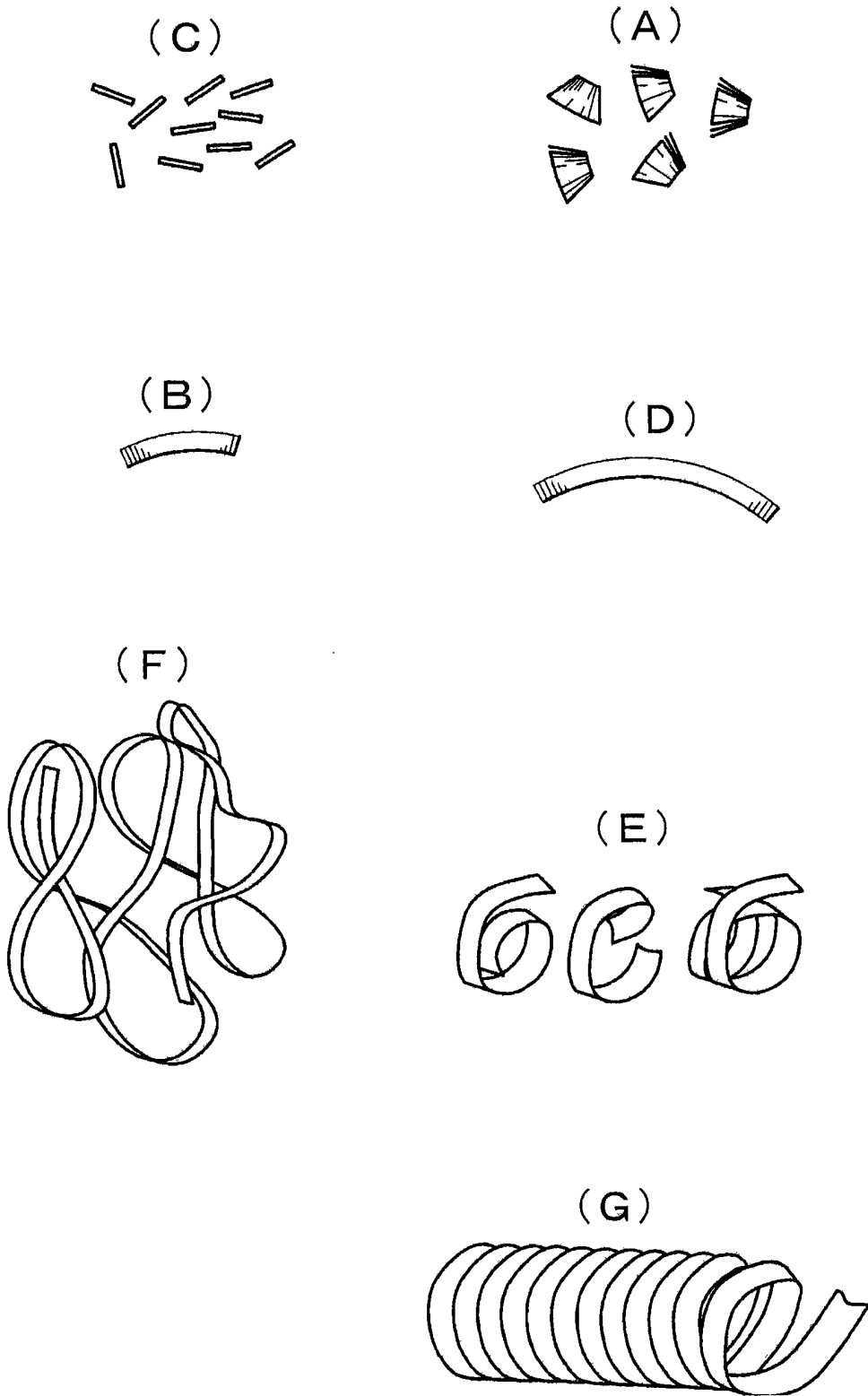


图 8