

[19] 中华人民共和国国家知识产权局



# [12] 发明专利说明书

专利号 ZL 200580026791.4

[51] Int. Cl.

C22C 9/00 (2006.01)  
B22D 1/00 (2006.01)  
B22D 21/00 (2006.01)  
B22D 27/20 (2006.01)

[45] 授权公告日 2009年9月30日

[11] 授权公告号 CN 100545281C

[22] 申请日 2005.8.10

[21] 申请号 200580026791.4

[30] 优先权

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

[86] 国际申请 PCT/JP2005/014698 2005.8.10

[87] 国际公布 WO2006/016630 日 2006.2.16

[85] 进入国家阶段日期 2007.2.7

[73] 专利权人 三菱伸铜株式会社

地址 日本国东京都

[72] 发明人 大石惠一郎

[56] 参考文献

JP62-274036A 1987.11.28

JP1-162737A 1989.6.27

JP52-107227A 1977.9.8

JP11-1736A 1999.1.6

JP61-542A 1986.1.6

JP62-297429A 1987.12.24

US2002/0006351A1 2002.1.17

审查员 张华山

[74] 专利代理机构 中科专利商标代理有限责任公  
司

代理人 陈平

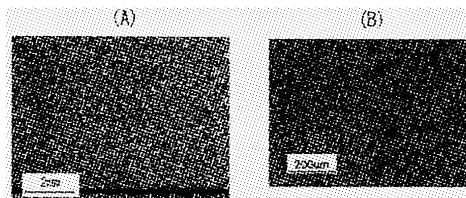
权利要求书5页 说明书40页 附图6页

[54] 发明名称

铜合金铸件及其铸造方法

[57] 摘要

本发明涉及一种铜合金铸件，其特征在于，包含 Cu: 58 ~ 72.5mass%、Zr: 0.0008 ~ 0.045mass%、P: 0.01 ~ 0.25mass%、从 Pb: 0.01 ~ 4mass%、Bi: 0.01 ~ 3mass%、Se: 0.03 ~ 1mass% 及 Te: 0.05 ~ 1.2mass% 中选择的一种以上的元素和 Zn: 剩余量，且  $f1 = [Cu] - 3[P] + 0.5([Pb] + [Bi] + [Se] + [Te]) = 60 \sim 90$ 、 $f2 = [P] / [Zr] = 0.5 \sim 120$  及  $f3 = 0.05[\gamma] + ([Pb] + [Bi] + [Se] + [Te]) = 0.45 \sim 4$  (元素 a 的含量为 [a] mass%，按面积率计， $\gamma$  相的含量为  $[\gamma]\%$ ，对于没有含有元素 a 的为  $[a] = 0$ )。此外，按面积率计， $\alpha$  相及  $\gamma$  相的合计含量为 85% 以上，且按面积率计， $\gamma$  相的含量为 25% 以下，在熔融固化时的宏观组织中的平均粒径为 250  $\mu m$  以下。



1. 一种铜合金铸件，其特征在于，包含：

58~72.5mass%的 Cu、0.0008~0.045mass%的 Zr、0.01~0.25mass%的 P、从 0.01~4mass%的 Pb、0.01~3mass%的 Bi、0.03~1mass%的 Se 及 0.05~1.2mass%的 Te 中选择的一种以上的元素和剩余量的 Zn；

且 $[Cu] - 3[P] + 0.5([Pb] + [Bi] + [Se] + [Te]) = 60 \sim 90$ 、 $f_2 = [P]/[Zr] = 0.5 \sim 120$  及  $f_3 = 0.05[\gamma] + ([Pb] + [Bi] + [Se] + [Te]) = 0.45 \sim 4$ ，元素 a 的含量为[a]mass%，按面积率计， $\gamma$ 相的含量为 $[\gamma]\%$ ，对于没有含有元素 a 的为  $[a] = 0$ ；并且

按面积率计， $\alpha$  相及 $\gamma$ 相的合计含量为 85%以上，且按面积率计， $\gamma$ 相的含量为 25%以下；

在熔融固化时的宏观组织中的平均粒径为 250 $\mu\text{m}$  以下。

2. 根据权利要求 1 所述的铜合金铸件，其特征在于：

还含有 0.05~4mass%的 Sn 及/或 0.01~4mass%的 Al；

且 $[Cu] - 3[P] + 0.5([Pb] + [Bi] + [Se] + [Te]) - 0.5[Sn] - 1.8[Al] = 60 \sim 90$ 、 $f_2 = [P]/[Zr] = 0.5 \sim 120$ 、 $f_3 = 0.05[\gamma] + ([Pb] + [Bi] + [Se] + [Te]) = 0.45 \sim 4$ 、 $f_4 = [Zn] + 2.5[Sn] + 3[Al] = 15 \sim 42$ 、 $f_5 = ([Zn] + 2.5[Sn] + 3[Al])/[Zr] = 500 \sim 20000$  及  $f_6 = ([Zn] + 2.5[Sn] + 3[Al])/[P] = 75 \sim 3000$ ，元素 a 的含量为[a]mass%，按面积率计， $\gamma$ 相的含量为 $[\gamma]\%$ ，对于没有含有元素 a 的为  $[a] = 0$ ；并且

按面积率计， $\alpha$  相及 $\gamma$ 相的合计含量为 85%以上，且按面积率计， $\gamma$ 相的含量为 25%以下；

熔融固化时的宏观组织中的平均粒径为 250 $\mu\text{m}$  以下。

3. 根据权利要求 1 所述的铜合金铸件，其特征在于：

还含有 0.02~0.2mass%的 As 及/或 0.02~0.2mass%的 Sb；

且 $[Cu] - 3[P] + 0.5([Pb] + [Bi] + [Se] + [Te]) - ([As] + [Sb]) = 60 \sim 90$ 、 $f_2 = [P]/[Zr] = 0.5 \sim 120$  及  $f_3 = 0.05[\gamma] + ([Pb] + [Bi] + [Se] + [Te]) = 0.45 \sim 4$ ，元素 a 的含量为[a]mass%，按面积率计， $\gamma$ 相的含量为 $[\gamma]\%$ ，对于没有含有

元素 a 的为 $[a] = 0$ ；并且

按面积率计， $\alpha$ 相及 $\gamma$ 相的合计含量为 85%以上，且 $\gamma$ 相的含量为 25%以下；

在熔融固化时的宏观组织中的平均粒径为 250 $\mu\text{m}$  以下。

4. 根据权利要求 1 所述的铜合金铸件，其特征在于：

还含有从 0.1~5mass%的 Mn、0.05~2mass%的 Si 及 0.001~0.2mass%的 Mg 中选择的一种以上的元素；

且 $[\text{Cu}] - 3[\text{P}] + 0.5([\text{Pb}] + [\text{Bi}] + [\text{Se}] + [\text{Te}]) + [\text{Mn}] - 3.5[\text{Si}] - 0.5[\text{Mg}] = 60 \sim 90$ 、 $f_2 = [\text{P}]/[\text{Zr}] = 0.5 \sim 120$  及  $f_3 = 0.05[\gamma] + ([\text{Pb}] + [\text{Bi}] + [\text{Se}] + [\text{Te}]) = 0.45 \sim 4$ ，元素 a 的含量为 $[a]\text{mass}\%$ ，按面积率计， $\gamma$ 相的含量为 $[\gamma]\%$ ，对于没有含有元素 a 的为 $[a] = 0$ ；并且

按面积率计， $\alpha$ 相及 $\gamma$ 相的合计含量为 85%以上，且按面积率计， $\gamma$ 相的含量为 25%以下；

在熔融固化时的宏观组织中的平均粒径为 250 $\mu\text{m}$  以下。

5. 根据权利要求 1 所述的铜合金铸件，其特征在于：

还含有 0.05~4mass%的 Sn 及/或 0.01~4mass%的 Al、0.02~0.2mass%的 As 及/或 0.02~0.2mass%的 Sb；

且 $[\text{Cu}] - 3[\text{P}] + 0.5([\text{Pb}] + [\text{Bi}] + [\text{Se}] + [\text{Te}]) - 0.5[\text{Sn}] - 1.8[\text{Al}] - ([\text{As}] + [\text{Sb}]) = 60 \sim 90$ 、 $f_2 = [\text{P}]/[\text{Zr}] = 0.5 \sim 120$ 、 $f_3 = 0.05[\gamma] + ([\text{Pb}] + [\text{Bi}] + [\text{Se}] + [\text{Te}]) = 0.45 \sim 4$ 、 $f_4 = [\text{Zn}] + 2.5[\text{Sn}] + 3[\text{Al}] = 15 \sim 42$ 、 $f_5 = ([\text{Zn}] + 2.5[\text{Sn}] + 3[\text{Al}])/[\text{Zr}] = 500 \sim 20000$  及  $f_6 = ([\text{Zn}] + 2.5[\text{Sn}] + 3[\text{Al}])/[\text{P}] = 75 \sim 3000$ ，元素 a 的含量为 $[a]\text{mass}\%$ ，按面积率计， $\gamma$ 相的含量为 $[\gamma]\%$ ，对于没有含有元素 a 的为 $[a] = 0$ ；并且

按面积率计， $\alpha$ 相及 $\gamma$ 相的合计含量为 85%以上，且按面积率计 $\gamma$ 相的含量为 25%以下；

在熔融固化时的宏观组织中的平均粒径为 250 $\mu\text{m}$  以下。

6. 根据权利要求 1 所述的铜合金铸件，其特征在于：

还含有由 0.05~4mass%的 Sn 及/或 0.01~4mass%的 Al、以及从 0.1~5mass%的 Mn、0.05~2mass%的 Si 及 0.001~0.2mass%的 Mg 中选择的一种以上的元素；

且 $[Cu] - 3[P] + 0.5([Pb] + [Bi] + [Se] + [Te]) - 0.5[Sn] - 1.8[Al] + [Mn] - 3.5[Si] - 0.5[Mg] = 60 \sim 90$ 、 $f_2 = [P]/[Zr] = 0.5 \sim 120$ 、 $f_3 = 0.05[\gamma] + ([Pb] + [Bi] + [Se] + [Te]) = 0.45 \sim 4$ 、 $f_4 = [Zn] + 2.5[Sn] + 3[Al] = 15 \sim 42$ 、 $f_5 = ([Zn] + 2.5[Sn] + 3[Al])/[Zr] = 500 \sim 20000$  及  $f_6 = ([Zn] + 2.5[Sn] + 3[Al])/[P] = 75 \sim 3000$ ，元素 a 的含量为  $[a]\text{mass}\%$ ，按面积率计， $\gamma$  相的含量为  $[\gamma]\%$ ，对于没有含有元素 a 的为  $[a] = 0$ ；并且

按面积率计， $\alpha$  相及  $\gamma$  相的合计含量为 85% 以上，且按面积率计， $\gamma$  相的含量为 25% 以下；

在熔融固化时的宏观组织中的平均粒径为 250  $\mu\text{m}$  以下。

7. 根据权利要求 1 所述的铜合金铸件，其特征在于：

还含有由 0.02~0.2mass% 的 As 及/或 0.02~0.2mass% 的 Sb、以及从 0.1~5mass% 的 Mn、0.05~2mass% 的 Si 及 0.001~0.2mass% 的 Mg 中选择的一种以上的元素；

且 $[Cu] - 3[P] + 0.5([Pb] + [Bi] + [Se] + [Te]) - ([As] + [Sb]) + [Mn] - 3.5[Si] - 0.5[Mg] = 60 \sim 90$ 、 $f_2 = [P]/[Zr] = 0.5 \sim 120$ 、以及  $f_3 = 0.05[\gamma] + ([Pb] + [Bi] + [Se] + [Te]) = 0.45 \sim 4$ ，元素 a 的含量为  $[a]\text{mass}\%$ ，按面积率计， $\gamma$  相的含量为  $[\gamma]\%$ ，对于没有含有元素 a 的为  $[a] = 0$ ；并且

按面积率计， $\alpha$  相及  $\gamma$  相的合计含量为 85% 以上，且按面积率计， $\gamma$  相的含量为 25% 以下；

在熔融固化时的宏观组织中的平均粒径为 250  $\mu\text{m}$  以下。

8. 根据权利要求 1 所述的铜合金铸件，其特征在于：

还含有由 0.05~4mass% 的 Sn 及/或 0.01~4mass% 的 Al、0.02~0.2mass% 的 As 及/或 0.02~0.2mass% 的 Sb、以及从 0.1~5mass% 的 Mn、0.05~2mass% 的 Si 及 0.001~0.2mass% 的 Mg 中选择的一种以上的元素；

且 $[Cu] - 3[P] + 0.5([Pb] + [Bi] + [Se] + [Te]) - 0.5[Sn] - 1.8[Al] - ([As] + [Sb]) + [Mn] - 3.5[Si] - 0.5[Mg] = 60 \sim 90$ 、 $f_2 = [P]/[Zr] = 0.5 \sim 120$ 、 $f_3 = 0.05[\gamma] + ([Pb] + [Bi] + [Se] + [Te]) = 0.45 \sim 4$ 、 $f_4 = [Zn] + 2.5[Sn] + 3[Al] = 15 \sim 42$ 、 $f_5 = ([Zn] + 2.5[Sn] + 3[Al])/[Zr] = 500 \sim 20000$  及  $f_6 = ([Zn] + 2.5[Sn] + 3[Al])/[P] = 75 \sim 3000$ ，元素 a 的含量为  $[a]\text{mass}\%$ ，按面积率计， $\gamma$  相的含量为  $[\gamma]\%$ ，对于没有含有元素 a 的为  $[a] = 0$ ；并且

按面积率计， $\alpha$ 相及 $\gamma$ 相的合计含量为85%以上，且按面积率计， $\gamma$ 相的含量为25%以下；

在熔融固化时的宏观组织中的平均粒径为250  $\mu\text{m}$ 以下。

9. 根据权利要求1至8中任意一项所述的铜合金铸件，其特征在于：作为不可避免的不纯物含有Fe或Ni，Fe或者Ni的含量被限定在0.2mass%以下。

10. 根据权利要求1至8中任意一项所述的铜合金铸件，其特征在于：作为不可避免的不纯物含有Fe及Ni，其合计含量被限定在0.25mass%以下。

11. 根据权利要求1至8中任意一项所述的铜合金铸件，其特征在于：熔融固化时的初晶为 $\alpha$ 相。

12. 根据权利要求1至8中任意一项所述的铜合金铸件，其特征在于：在熔融固化时，发生包晶反应。

13. 根据权利要求1至8中任意一项所述的铜合金铸件，其特征在于：在熔融固化时，枝晶网被分割在晶体结构中。

14. 根据权利要求1至8中任意一项所述的铜合金铸件，其特征在于：在熔融固化时的晶粒的二维形状呈圆状、椭圆状、十字状、针状或者多角状。

15. 根据权利要求9或10所述的铜合金铸件，其特征在于：在熔融固化时的晶粒的二维形状呈圆状、椭圆状、十字状、针状或者多角状。

16. 根据权利要求1至8中任意一项所述的铜合金铸件，其特征在于： $\alpha$ 相被微细地分割在基质中，且由 $\gamma$ 相或偏析中产生的Sn高浓度部分均匀地分散在基质内。

17. 根据权利要求1至8中任意一项所述的铜合金铸件，其特征在于：含有Pb或者Bi，大小均匀的Pb粒子或Bi粒子均匀地分散在基质内。

18. 根据权利要求1至8中任意一项所述的铜合金铸件，其特征在于：所述的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。

19. 根据权利要求15所述的铜合金铸件，其特征在于：

所述的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。

20. 根据权利要求 1 至 8 中任意一项所述的铜合金铸件, 其特征在于:

所述的铜合金铸件是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合构件或者其构成材。

21. 一种铸造权利要求 1 至 20 中任意一项所述的铜合金铸件的方法, 其特征在于:

在铸造过程中, 通过以含有 Zr 的铜基中间合金的形式添加所含有的 Zr, 以细化晶粒, 从而防止以氧化物及/或硫化物的形式添加 Zr。

22. 根据权利要求 21 所述的铸造铜合金铸件的方法, 其特征在于:

上述含有 Zr 的铜基中间合金是, Cu - Zr 合金, Cu - Zn - Zr 合金, 或者是还含有从 P、Mg、Al、Sn、Mn 及 B 中选择的一种以上元素的 Cu - Zr 合金或 Cu - Zn - Zr 合金。

## 铜合金铸件及其铸造方法

### 技术领域

本发明涉及一种可切削性、强度、耐磨性及耐蚀性卓越的铜合金铸件，尤其是涉及一种，经常或临时地与水(自来水等)接触的状态下所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、龙头、住宅设备机器、排水器具类、连接件、锅炉用零件等)、与配合部件(回转轴等)经常或临时接触的状态下相对运动的磨合部件(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

例如，通常，触水金属零件为铜合金铸件，但是作为其构成材的铜合金，最好是使用可切削性、强度、耐蚀性及铸造性卓越的铜合金铸件为佳。

而且，作为可切削性卓越的铜合金，众所周知的是 JIS H5120 的 CAC406 等的青铜系合金。

但是，为了确保可切削性，这些含有大量的(4mass%以上)Pb。因为 Pb 是对人体和环境带来危害的有害物质，因此最近存在大幅抑制其用途的倾向。例如，在熔化、铸造大量含有 Pb 的合金的高温工作中，因产生的金属蒸汽中含有 Pb，因此对人体产生危害，及造成环境的污染。而且，在由大量含有 Pb 的合金构成的水龙头及阀门等中，与饮用水等的接触而可能会溶出 Pb 成分。

而且上述的青铜系合金中，对于强度、耐蚀性、铸造性等具有缺点。

然而，即使在现有技术中，为了提高铜合金铸件的可切削性或铸造性等，极有效的方法为，为了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)铜合金熔融固化时晶粒细化，或(B)通过对熔融固化后的铜合金(铸块如扁坯等、铸

件如压铸件、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)或(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)的情况下,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和Ni的铜合金进行了固熔处理,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%),与Zr含量的增加相比比例的细化。而且,在此公报中,为避免因Zr含量过多而带来的影响,建议将Zr的含量规定为0.05~0.3mass%。

另外,在日本专利公开2004-233952号公报中,公开了如果铸造添加0.15~0.5mass%的Zr的铜合金后,进行固熔处理及为附加变形而进行的变形加工,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,为使粒径细化,铸造后进行处理及加工,因而导致成本提高。而且,因铸件制品的形状各异,有时无法进行畸变的变形加工。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相应的晶粒细化的效果。而且,因Zr与氧的亲和能力非常强,因而在大气中熔化并且添加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,熔化过程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中,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 Zr 的添加量为理想。

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的阶段, 进行晶粒细化的铜合金。

### 发明内容

本发明鉴于上述问题而作, 其目的在于, 提供一种实现晶粒细化、不含有大量的对人体有害的 Pb 而且具有充分的可切削性的同时, 在强度、延性、耐蚀性、铸造性等诸特性卓越, 因此作为触水金属零件或者其构成材料等可适合使用的铜合金铸件, 及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, 提供如下述的铜合金铸件及其铸造方法。

即, 本发明的第 1 方面为一种铜合金铸件(以下简称为[第 1 铜合金铸件]), 包含 Cu: 58~72.5mass%(60~72.5mass%为理想、60.5~70mass%更为理想, 61.5~66mass%为最适宜)、Zr: 0.0008~0.045mass%(0.003~0.029mass%为理想, 0.005~0.024mass%较为理想, 0.007~0.019mass%为最适宜)、P: 0.01~0.25mass%(0.02~0.18mass%为理想, 0.03~0.15mass%更为理想, 0.035~0.12mass%为最适宜)、从 Pb: 0.01~4mass%(0.05~2.5mass%为理想, 0.45~1.5mass%更为理想, 0.45~1mass%为最适宜)、Bi: 0.01~3mass%(0.05~2mass%为理想, 0.45~1.5mass%更为理想, 0.45~1mass%为最适宜)、Se: 0.03~1mass%(0.05~0.5mass%为理想, 0.05~0.3mass%为最适宜)、Te: 0.05~1.2mass%(0.1~0.8mass%为理想, 0.2~0.7mass%更为理想)中选择的一种以上的元素及 Zn: 剩余量, 并满足下述(1)~(5)条件。该第 1 铜合金铸件除满足上述条件外, 最好应满足下述的(9)~(14)的条件。

本发明的第 2 方面为一种铜合金铸件(以下简称为[第 2 铜合金铸件]), 其除了第 1 铜合金铸件的构成元素外, 还含有 Sn 及/或 Al, 即, 包含 Cu: 58~72.5mass%(60~72.5mass%为理想、60.5~70mass%更为理想, 61.5~66mass%为最适宜)、Zr: 0.0008~0.045mass%(0.003~0.029mass%为理想, 0.005~0.024mass%较为理想, 0.007~0.019mass%为最适宜)、P: 0.01~

0.25mass%(0.02~0.18mass%为理想, 0.03~0.15mass%更为理想, 0.035~0.12mass%为最适宜)、从 Pb: 0.01~4mass%(0.05~2.5mass%为理想, 0.45~1.5mass%更为理想, 0.45~1mass%为最适宜)、Bi: 0.01~3mass%(0.05~2mass%为理想, 0.45~1.5mass%更为理想, 0.45~1mass%为最适宜)、Se: 0.03~1mass%(0.05~0.5mass%为理想, 0.05~0.3mass%为最适宜)、Te: 0.05~1.2mass%(0.1~0.8mass%为理想, 0.2~0.7mass%更为理想)中选择的一种以上的元素、Sn: 0.05~4mass%(0.2~3.5mass%为理想, 0.5~3mass%更为理想, 0.7~2.5mass%为最适宜)及/或 Al: 0.01~4mass%(0.03~2.5mass%为理想, 0.05~1.5mass%更为理想, 0.1~0.5mass%为最适宜)、Zn: 剩余量, 并满足下述(1)~(8)条件。该第 2 铜合金铸件除满足上述条件外, 最好应满足下述的(9)~(14)的条件。

本发明的第 3 方面为的铜合金铸件(以下简称为[第 3 铜合金铸件]), 其除了第 1 铜合金铸件的构成元素外, 再包含 As 及/或 Sb, 即, 包含 Cu: 58~72.5mass%(60~72.5mass%为理想、60.5~70mass%更为理想, 61.5~66mass%为最适宜)、Zr: 0.0008~0.045mass%(0.003~0.029mass%为理想, 0.005~0.024mass%较为理想, 0.007~0.019mass%为最适宜)、P: 0.01~0.25mass%(0.02~0.18mass%为理想, 0.03~0.15mass%更为理想, 0.035~0.12mass%为最适宜)、从 Pb: 0.01~4mass%(0.05~2.5mass%为理想, 0.45~1.5mass%更为理想, 0.45~1mass%为最适宜)、Bi: 0.01~3mass%(0.05~2mass%为理想, 0.45~1.5mass%更为理想, 0.45~1mass%为最适宜)、Se: 0.03~1mass%(0.05~0.5mass%为理想, 0.05~0.3mass%为最适宜)、Te: 0.05~1.2mass%(0.1~0.8mass%为理想, 0.2~0.7mass%更为理想)中选择的一种以上的元素、As: 0.02~0.2mass%(0.03~0.12mass%为理想)及/或 Sb: 0.02~0.2mass%(0.03~0.12mass%为理想)、Zn: 剩余量, 并满足下述(1)~(5)条件。该第 3 铜合金铸件除满足上述条件外, 最好应满足下述的(9)~(14)的条件。

本发明的第 4 方面为一种铜合金铸件(以下简称为[第 4 铜合金铸件]), 其除了第 1 铜合金铸件的构成元素外, 还含有由 Mn、Si 及 Mg 中选择的一种以上元素, 即, 包含 Cu: 58~72.5mass%(60~72.5mass%为理想、60.5~70mass%更为理想, 61.5~66mass%为最适宜)、Zr: 0.0008~

0.045mass%(0.003~0.029mass%为理想, 0.005~0.024mass%更为理想, 0.007~0.019mass%为最适宜)、P: 0.01~0.25mass%(0.02~0.18mass%为理想, 0.03~0.15mass%更为理想, 0.035~0.12mass%为最适宜)、从 Pb: 0.01~4mass%(0.05~2.5mass%为理想, 0.45~1.5mass%更为理想, 0.45~1mass%为最适宜)、Bi: 0.01~3mass%(0.05~2mass%为理想, 0.45~1.5mass%更为理想, 0.45~1mass%为最适宜)、Se: 0.03~1mass%(0.05~0.5mass%为理想, 0.05~0.3mass%为最适宜)、Te: 0.05~1.2mass%(0.1~0.8mass%为理想, 0.2~0.7mass%更为理想)中选择的一种以上的元素, 由 Mn: 0.1~5mass%(0.5~4.5mass%为理想, 1~3.5mass%更为理想)、Si: 0.05~2mass%(0.2~1.5mass%为理想)及 Mg: 0.001~0.2mass%(0.002~0.015mass%为理想, 0.005~0.1mass%更为理想)中选择的一种以上的元素、Zn: 剩余量, 并满足下述(1)~(5)条件。该第4铜合金铸件除满足上述条件外, 最好应满足下述的(9)~(14)的条件。

本发明的第5方面为一种铜合金铸件(以下简称为[第5铜合金铸件]), 其除了第1铜合金铸件的构成元素外, 还含有 Sn 及/或 Al、以及 As 及/或 Sb 元素, 即, 包含 Cu: 58~72.5mass%(60~72.5mass%为理想、60.5~70mass%更为理想, 61.5~66mass%为最适宜)、Zr: 0.0008~0.045mass%(0.003~0.029mass%为理想, 0.005~0.024mass%更为理想, 0.007~0.019mass%为最适宜)、P: 0.01~0.25mass%(0.02~0.18mass%为理想, 0.03~0.15mass%更为理想, 0.035~0.12mass%为最适宜)、从 Pb: 0.01~4mass%(0.05~2.5mass%为理想, 0.45~1.5mass%更为理想, 0.45~1mass%为最适宜)、Bi: 0.01~3mass%(0.05~2mass%为理想, 0.45~1.5mass%更为理想, 0.45~1mass%为最适宜)、Se: 0.03~1mass%(0.05~0.5mass%为理想, 0.05~0.3mass%为最适宜)、Te: 0.05~1.2mass%(0.1~0.8mass%为理想, 0.2~0.7mass%更为理想)中选择的一种以上的元素、Sn: 0.05~4mass%(0.2~3.5mass%为理想, 0.5~3mass%更为理想, 0.7~2.5mass%为最适宜)及/或 Al: 0.01~4mass%(0.03~2.5mass%为理想, 0.05~1.5mass%更为理想, 0.1~0.5mass%为最适宜)、As: 0.02~0.2mass%(0.03~0.12mass%为理想)及/或 Sb: 0.02~0.2mass%(0.03~0.12mass%为理想)及 Zn: 剩余量, 并满足下述(1)~(8)条件。该第4铜合金铸件除满足上述条件外, 最好应满

足下述的(9)~(14)的条件。

本发明的第6方面为一种铜合金铸件(以下简称为[第6铜合金铸件]),其除了第1铜合金铸件的构成元素外,还含有由Sn及/或Al、以及从Mn、Si及Mg中选择的一种以上元素,即,包含Cu: 58~72.5mass%(60~72.5mass%为理想、60.5~70mass%更为理想, 61.5~66mass%为最适宜)、Zr: 0.0008~0.045mass%(0.003~0.029mass%为理想, 0.005~0.024mass%更为理想, 0.007~0.019mass%为最适宜)、P: 0.01~0.25mass%(0.02~0.18mass%为理想, 0.03~0.15mass%更为理想, 0.035~0.12mass%为最适宜)、从Pb: 0.01~4mass%(0.05~2.5mass%为理想, 0.45~1.5mass%更为理想, 0.45~1mass%为最适宜)、Bi: 0.01~3mass%(0.05~2mass%为理想, 0.45~1.5mass%更为理想, 0.45~1mass%为最适宜)、Se: 0.03~1mass%(0.05~0.5mass%为理想, 0.05~0.3mass%更为理想)、Te: 0.05~1.2mass%(0.1~0.8mass%为理想, 0.2~0.7mass%更为理想)中选择的一种以上的元素、Sn: 0.05~4mass%(0.2~3.5mass%为理想, 0.5~3mass%更为理想, 0.7~2.5mass%为最适宜)及/或Al: 0.01~4mass%(0.03~2.5mass%为理想, 0.05~1.5mass%更为理想, 0.1~0.5mass%为最适宜)、从Mn: 0.1~5mass%(0.5~4.5mass%为理想, 1~3.5mass%更为理想)、Si: 0.05~2mass%(0.2~1.5mass%为理想)及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及Zn: 剩余量,并满足下述(1)~(8)条件。该第6铜合金铸件除满足上述条件外,最好应满足下述的(9)~(14)的条件。

本发明的第7方面为一种铜合金铸件(以下简称为[第7铜合金铸件]),其除了第1铜合金铸件的构成元素外,还含有由As及/或Sb、以及从Mn、Si及Mg中选择的一种以上元素,即,包含Cu: 58~72.5mass%(60~72.5mass%为理想、60.5~70mass%更为理想, 61.5~66mass%为最适宜)、Zr: 0.0008~0.045mass%(0.003~0.029mass%为理想, 0.005~0.024mass%更为理想, 0.007~0.019mass%为最适宜)、P: 0.01~0.25mass%(0.02~0.18mass%为理想, 0.03~0.15mass%更为理想, 0.035~0.12mass%为最适宜)、从Pb: 0.01~4mass%(0.05~2.5mass%为理想, 0.45~1.5mass%更为理想, 0.45~1mass%为最适宜)、Bi: 0.01~3mass%(0.05~2mass%为理想,

0.45 ~ 1.5mass% 更为理想, 0.45 ~ 1mass% 为最适宜)、Se: 0.03 ~ 1mass%(0.05 ~ 0.5mass% 为理想, 0.05 ~ 0.3mass% 更为理想)、Te: 0.05 ~ 1.2mass%(0.1 ~ 0.8mass% 为理想, 0.2 ~ 0.7mass% 更为理想)中选择的一种以上的元素、As: 0.02 ~ 0.2mass%(0.03 ~ 0.12mass% 为理想)及/或 Sb: 0.02 ~ 0.2mass%(0.03 ~ 0.12mass% 为理想)、从 Mn: 0.1 ~ 5mass%(0.5 ~ 4.5mass% 为理想, 1 ~ 3.5mass% 更为理想)、Si: 0.05 ~ 2mass%(0.2 ~ 1.5mass% 为理想)及 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及 Zn: 剩余量, 并满足下述(1)~(5)条件。该第 7 铜合金铸件除满足上述条件外, 最好应满足下述的(9)~(14)的条件。

本发明的第 8 方面为一种铜合金铸件(以下简称为[第 8 铜合金铸件]), 其除了第 1 铜合金铸件的构成元素外, 还含有由 Sn 及/或 Al、As 及/或 Sb、以及从 Mn、Si 及 Mg 中选择的一种以上元素, 即, 包含 Cu: 58 ~ 72.5mass%(60 ~ 72.5mass% 为理想、60.5 ~ 70mass% 更为理想, 61.5 ~ 66mass% 为最适宜)、Zr: 0.0008 ~ 0.045mass%(0.003 ~ 0.029mass% 为理想, 0.005 ~ 0.024mass% 更为理想, 0.007 ~ 0.019mass% 为最适宜)、P: 0.01 ~ 0.25mass%(0.02 ~ 0.18mass% 为理想, 0.03 ~ 0.15mass% 更为理想, 0.035 ~ 0.12mass% 为最适宜)、从 Pb: 0.01 ~ 4mass%(0.05 ~ 2.5mass% 为理想, 0.45 ~ 1.5mass% 更为理想, 0.45 ~ 1mass% 为最适宜)、Bi: 0.01 ~ 3mass%(0.05 ~ 2mass% 为理想, 0.45 ~ 1.5mass% 更为理想, 0.45 ~ 1mass% 为最适宜)、Se: 0.03 ~ 1mass%(0.05 ~ 0.5mass% 为理想, 0.05 ~ 0.3mass% 更为理想)、Te: 0.05 ~ 1.2mass%(0.1 ~ 0.8mass% 为理想, 0.2 ~ 0.7mass% 更为理想)中选择的一种以上的元素、Sn: 0.05 ~ 4mass%(0.2 ~ 3.5mass% 为理想, 0.5 ~ 3mass% 更为理想, 0.7 ~ 2.5mass% 为最适宜)及/或 Al: 0.01 ~ 4mass%(0.03 ~ 2.5mass% 为理想, 0.05 ~ 1.5mass% 更为理想, 0.1 ~ 0.5mass% 为最适宜)、As: 0.02 ~ 0.2mass%(0.03 ~ 0.12mass% 为理想)及/或 Sb: 0.02 ~ 0.2mass%(0.03 ~ 0.12mass% 为理想)、从 Mn: 0.1 ~ 5mass%(0.5 ~ 4.5mass% 为理想, 1 ~ 3.5mass% 更为理想)、Si: 0.05 ~ 2mass%(0.2 ~ 1.5mass% 为理想)及 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及 Zn: 剩余量, 并满足下述(1)~(8)

条件。该第 8 铜合金铸件除满足上述条件外，最好应满足下述的(9)~(14)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。另外，各相的含量表示为面积率，尤其是， $\gamma$ 相的含量(表面积率)表示为 $[\gamma]\%$ 。而且，各相的面积率是，通过图像分析进行测定的，具体地通过将光学显微镜放大 200 倍的铜合金铸件组织以图像处理软件[WinROOF](TECH - JAM 株式会社)进行二值化而得到的，并面积率是在三个不同的位置测定的面积率的平均值。

(1) $f1 = [Cu] - 3[P] + 0.5([Pb] + [Bi] + [Se] + [Te]) - 0.5[Sn] - 1.8[Al] - ([As] + [Sb]) + [Mn] - 3.5[Si] - 0.5[Mg] = 60 \sim 90$ ( $f1 = 61 \sim 72$  为理想， $f1 = 61.5 \sim 68$  更为理想， $f1 = 62 \sim 67$  为最适宜)。而且，在式 f1 中，对于未含有的元素 a， $[a] = 0$ 。

(2) $f2 = [P]/[Zr] = 0.5 \sim 120$ ( $f2 = 1 \sim 30$  为理想， $f2 = 1.4 \sim 16$  更为理想， $f2 = 2 \sim 12$  为最适宜)。而且， $\gamma$ 相的面积率的测定方法如同后述。

(3) $f3 = 0.05[\gamma] + ([Pb] + [Bi] + [Se] + [Te]) = 0.45 \sim 4$ ( $f3 = 0.6 \sim 2$  为理想， $f3 = 0.95 \sim 1.5$  更为理想)。而且，对于未含有的元素 a， $[a] = 0$ 。

(4) $\alpha$ 相及 $\gamma$ 相的合计含量为 85%以上(90%为理想，95%更为理想，98%为最适宜)，且 $\gamma$ 相的含量为 25%以下(15%以下为理想，0.1~10%更为理想)。

(5)在熔融固化时的宏观组织中的平均粒径为  $250\mu\text{m}$  以下( $100\mu\text{m}$  以下为理想，并且在微观组织中， $60\mu\text{m}$  以下更为理想)。其中，在熔融固化时的宏观组织(或微观组织)上的平均粒径，是指在通过铸造(包括利用金属型铸造、砂型铸造、水平连铸、上铸(上引铸造)、半固态金属铸造、半固态金属锻造、熔融合金锻造等以往公知的各种铸造法的铸造)、焊接或熔化，熔融固化后一概不进行变形加工(挤压及滚轧等)或加热处理等的状态下，宏观组织(或微观组织)上的粒径的平均值。而且，本说明书所引用的“铸件”的用语意味着全部或部分熔融后凝固的物质，并且包括滚轧或挤压用钢锭、扁坯和钢坯，以及砂型铸件、金属型铸件、低压铸造铸件、压铸件、蜡模铸件、半固态铸件(例如，触融压铸件、流变铸件)、压力铸件、离心铸件、连续铸件(例如，通过水平连铸、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,由于部分熔化母材,然后凝固从而连结在一起,因此广义上应包含在铸件的范畴。

(6) $f_4 = [\text{Zn}] + 2.5[\text{Sn}] + 3[\text{Al}] = 15 \sim 42$ ( $f_4 = 20 \sim 41$  为理想,  $f_4 = 25 \sim 40$  更为理想,  $f_4 = 30 \sim 39$  为最适宜)。而且,对于未含有的元素 a,  $[a] = 0$ 。

(7) $f_5 = ([\text{Zn}] + 2.5[\text{Sn}] + 3[\text{Al}]) / [\text{Zr}] = 500 \sim 20000$ ( $f_5 = 800 \sim 10000$  为理想,  $f_5 = 1200 \sim 6000$  更为理想,  $f_5 = 1600 \sim 4500$  为最适宜)。而且,对于未含有的元素 a,  $[a] = 0$ 。

(8)及  $f_6 = ([\text{Zn}] + 2.5[\text{Sn}] + 3[\text{Al}]) / [\text{P}] = 75 \sim 3000$ ( $f_6 = 150 \sim 1600$  为理想,  $f_6 = 200 \sim 1200$  更为理想,  $f_6 = 250 \sim 1000$  为最适宜)。而且,对于未含有的元素 a,  $[a] = 0$ 。

(9)熔融固化时出现的初晶为  $\alpha$  相。

(10)熔融固化时,发生包晶反应。

(11)熔融固化时,形成枝晶网被分割的晶体结构。

(12)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) $\alpha$  相被微细分割在基质中,且由 $\gamma$ 相及/或偏析产生的 Sn 的高浓度部分均匀地分散于基质内。

(14)含有 Pb 或 Bi 时,微细且大小均匀的 Pb 粒子或者 Bi 粒子均匀地分散于基质内。

而且,在第 1~第 8 铜合金铸件中,Cu 为构成该铸件的铜合金的主要元素,为确保作为工业用材料的耐蚀性(耐脱锌腐蚀性、耐应力腐蚀及抗龟裂性)及机械特性,其含量应为 58mass%以上。但,Cu 含量超过 72.5mass%时,会使强度、耐腐蚀性降低,并对后述的因同时添加 Zr 及 P 而引起的晶粒细化效果造成障碍。考虑到这些事实,有必要将 Cu 含量控制为 58~72.5mass%,60~72.5mass%为比较理想,60.5~70mass%为更适宜,61.5~66mass%为最理想。而且,为进行晶粒的细化,也应重视与其他元素之间的关系,且满足(1)的条件。即,Cu 及其他构成元素的含量之间应成立以下关系式: $f_1 = ([\text{Cu}] - 3[\text{P}] + 0.5([\text{Pb}] + [\text{Bi}] + [\text{Se}] + [\text{Te}])) -$

$0.5[\text{Sn}] - 1.8[\text{Al}] - ([\text{As}] + [\text{Sb}]) + [\text{Mn}] - 3.5[\text{Si}] - 0.5[\text{Mg}] = 60 \sim 90$ 。而且,  $f_1 = 61 \sim 72$  为理想,  $f_1 = 61.5 \sim 68$  更为理想,  $f_1 = 62 \sim 67$  为最适宜。

在第 1~第 8 铜合金中, Zn 与 Cu 共同作为构成该铸件的铜合金的主要元素, 除降低合金的堆垛层错能、引起包晶反应、具有铸件的晶粒细化作用、增强熔融合金的流动性并降低熔点的作用、防止 Zr 的氧化损失的作用、提高耐蚀性及提高可切削性的作用外, 也具有提高拉伸强度、屈服应力、冲击强度及疲劳强度等机械强度的功效。考虑到上述事实, 将 Zn 的含量规定为减去各构成元素之含量的剩余量。

第 1~第 8 铜合金中, Zr 及 P 是, 以进行铜合金晶粒的细化、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 Zr 及 P 共存的状态下, 对晶粒的细化发挥极为有效的作用。

对于 Zr, 其含量在 0.0008mass% 以上时发挥这样的晶粒细化作用, 在 0.003mass% 以上时显著地发挥, 在 0.005mass% 以上时更显著地发挥, 在 0.007mass% 以上时极其显著地发挥。对于 P, 其含量在 0.01mass% 以上时发挥这样的晶粒细化作用, 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 0.045mass%, 同时 P 的添加量也达到 0.25mass% 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细化作用会完全地处于饱和状态。因此, 有必要将有效发挥相关功能所必需的 Zr 及 P 的添加量规定为, Zr 为 0.045mass% 以下, P 为 0.25mass% 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, 例如, 通过晶粒细化, 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, 对于 Pb、Bi 等未固溶的可切削性改善元素也是, 能使之成为最佳使用状态(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件龟裂, 可得到疏松、缩孔、砂眼、显微疏松较少的健全的铸件, 而且可以提高铸造后进行的冷拉伸、冷拉拔的加工性, 进一步地提高该合金的诸特性。

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



废料作为原料使用时,易于生成 Zr 的氧化物和硫化物。添加过量的 Zr 时,熔融合金的粘度将增大,因而铸造过程中混入氧化物、硫化物而产生铸造缺陷,易于产生砂眼或显微疏松。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。考虑到上述事实,为避免生成氧化物、硫化物,Zr 的添加量最好控制在 0.029mass%以下,0.024mass%以下更为理想,0.019mass%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健全的第 1~第 8 铜合金铸件。

因此,考虑到工业上添加微量的 Zr,有必要将 Zr 的添加量控制在 0.0008~0.045mass%,0.0003~0.029mass%为理想,0.005~0.024mass%更为理想,0.007~0.019mass%为最适宜。

此外,如上所述,P 元素通过与 Zr 元素共同添加而发挥晶粒的细化作用,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作用外,再考虑到对耐蚀性、铸造性等带来的影响,有必要将 P 的添加量控制在 0.01~0.25mass%,0.02~0.18mass%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(2)。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,有必要考虑共添比例( $f_2 = [P]/[Zr]$ )。通过把 Zr 及 P 的含量控制在适宜范围内的适宜添加比例,就可通过 Zr 及 P 的共添功能或相互作用,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 Zr 及 P 的配合比例( $[P]/[Zr]$ )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  $f_2$  为 0.5~120 而提高,其程度因  $f_2 = 1\sim 30$  而进一步提高,因  $f_2 = 1.4\sim 16$  而明显地提高,因  $f_2 = 2\sim 12$  而飞跃

提高。即，Zr 及 P 的共添比例  $f_2$  为进行晶粒的细化的重要因素， $f_2$  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。

随着熔融固化的进行以及固相的比例逐渐增大，开始频繁地进行晶粒生长，部分晶粒开始融合，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，则未固化的熔融合金和固相  $\alpha$  相进行固液反应，因而  $\alpha$  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，且该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，产生伴随固化时的凝固收缩的对龟裂的耐性的同时，顺利地收缩，因而有利于提高常温下的强度、耐蚀性等的诸特性。不用说，若固相为微细的椭圆状，则熔融合金具有良好的流动性且适于半固态金属凝固法。此外，若在凝固的最终阶段，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模，熔融合金也会被充分地供给到各个角落，因而可以得到具有良好形状的铸件，即，近净成形铸件。而且，实用上不同于平衡状态，一般在比平衡状态更宽的组成而发生包晶反应。其中，关系式  $f_1$  和  $f_4$  起重要的作用， $f_1$  的上限值( $f_4$  的下限值)主要与熔融固化后的晶粒大小和确定包晶反应是否发生有关的尺度相关。 $f_1$  的下限值( $f_4$  的上限值)主要与熔融固化后的晶体大小和确定初晶是否为  $\alpha$  相的阈值相关。若  $f_1$  和  $f_4$  的值取上述的理想范围、更理想的范围或最适宜范围的值， $\alpha$  相初晶的量随之增多，在非平衡反应中发生的包晶反应变得异常活跃起来，结果在常温下得到的晶粒更小。 $f_5$  和  $f_6$  分别表示的是  $f_4$  和 Zr，以及  $f_4$  和 P 之间的关系，因此  $f_5$  和  $f_6$  也同样重要。

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  $10^5\text{C}/\text{秒}$  以上进行的急速冷却过程中，没有时间进行晶体的成核，因而存在晶粒无法进行细化的问题。相反地，冷却速度为  $10^{-3}\text{C}/\text{秒}$  以下进行的缓慢的冷却速度下，会促进晶粒生长或晶粒融合，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  $10^{-2}\sim 10^4\text{C}/\text{秒}$  的范围，最佳范围应为  $10^{-1}\sim 10^3\text{C}/\text{秒}$ 。即使在这些冷却速度的范围内，越接近上限的冷却速度则晶粒细化的组成领域随之变宽，晶粒也越来越细化。

第1~第8铜合金铸件中,如周知的那样,Pb、Bi、Se和Te元素不仅提高可切削性,也可以提高用于轴承之类的摩合构件是配合部件的磨合性及滑动性,即发挥卓越的耐磨性能。但是,Pb的大量添加对人体带来危害,因此,不要添加超过必要量的Pb。另外, $\gamma$ 相是极为硬质的相,但是如同Pb等,通过均匀地分散于基质内而成为切削时的应力集中源。当 $\gamma$ 相均匀地分布在基质中时,通过与Pb等的协同作用,可提高可切削性。即,生成厚度为薄的剪断型切屑而得出被分断的切屑,且结果表示低的切削阻力。因此,通过谋求晶粒的细化、有效地利用 $\gamma$ 相,即使不大量地添加Pb等,也能够确保满足工业要求的可切削性。即,满足(5)的条件为前提,可将Pb等的含量控制在上述范围内,而且在这些元素与 $\gamma$ 相的含量之间满足(3)的条件,从而不必添加大量的Pb等也能够确保满足工业要求的可切削性。通过满足(13)和(14)的条件,即,通过晶粒的细化,Pb、Bi粒子及 $\gamma$ 相微细及大小均匀地分散、配置在基质内,并可更为有效提高可切削性。一般,单独添加Pb、Bi、Se和Te或以Pb及Te、Bi及Se,或Bi及Te中的任一组合形式添加。

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布并存在于固相之间。因此,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(伴随由凝固的收缩,拉伸应力的产生所引起)。而且,Pb、Bi即使在固化后也是以熔融状态主要存在于晶界。这些粒子一多起来,就很容易产生高温龟裂。解决这些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除对可切削性以外,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常识)。应了解通过晶粒的细化能够解决这些问题。

第2、第5、第6及第8铜合金铸件中,添加Sn、Al元素的主要目的在于提高该铸件的特性。Sn可提高机械特性(强度等)、耐蚀性和耐磨性。它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状化及细化。但是,这些功能只在Zr及P的

存在下尤其发挥显著的作用。而且，由 Sn 的添加而生成的  $\gamma$  相抑制熔融固化时的晶粒的生长，帮助晶粒细化。 $\gamma$  相是 Sn 的高浓度部分的变化而成的区域，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  $\gamma$  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  $\alpha$  相晶粒的生长。而且， $\gamma$  相是处于微细的分散状态，因此耐蚀性和耐磨性也是良好。另外，Al 具有提高在强度、流动性、高速流下的耐冲蚀性和耐磨性的功能，且与 Sn 的关系来看，Al 在铸件表面上形成坚固的 Al - Sn 耐蚀性皮膜，使之能够提高耐蚀性和耐磨性。如同 Sn，这些功能通过共同添加 Zr 及 P 的晶粒的细化，有效发挥其功能。Sn 不仅发挥细化效果，而且提高耐蚀性，尤其是耐冲蚀性，因此是一种可提高强度和耐磨性的元素。并且在 0.05mass% 上开始发挥其效果，添加 0.2mass% 或 0.5mass% 更加具有效果，尤其，若添加 0.7mass% 以上，将会在高流速下形成富有 Sn 的耐蚀性皮膜，因此其效果为显著。而且，Sn 属低熔点金属，尽管取决于 Cu、Pb、Bi 等的其他元素的比率，但是即使说 Zr 和 P 的存在下，若添加超过 4mass% 的 Sn，就很难得出健全的铸件，得出也是脆性铸件。设定 Sn 的添加量为 3.5mass% 以下或 3mass% 以下更为理想，设定为 2.5mass% 为最适宜。Al 与 Sn 具有相同的效果，并且比 Sn 更能提高强度及耐磨性，但，若添加超过 4mass% 的 Al，提高耐磨性的效果上没有发挥作用，却变脆弱。因此，设定 Al 的添加量为 2.5mass% 以下更为理想，设定为 1.5mass% 为最适宜。另外，提高耐蚀性为目的时，应添加 0.01mass% 的 Al，且 0.03mass% 为理想。提高耐冲蚀性或强度为目的时，添加 0.05mass% 以上的 Al 为理想，0.1mass% 以上更为理想。因此，根据 Zr 和 P 的共同添加晶粒的细化功能有效地发挥，并且更有效地发挥 Sn 和 Al 的功能，将 Sn 和 Al 的含量规定在上述范围之内的时候，考虑到与 Zr 及 P 的含量之间的关系和与 Zn 的关系，有必要满足(6)~(8)的条件。即，添加 Sn 及/或 Al 时，在谋求晶粒的细化中为重要要素， $f_4( = [Zn] + 2.5[Sn] + 3[Al])$ 、 $f_5( = ([Zn] + 2.5[Sn] + 3[Al])/[Zr])$  及  $f_6( = ([Zn] + 2.5[Sn] + 3[Al])/[P])$  具有给定的值；因此，要求  $f_4 = 15 \sim 42$ 、 $f_5 = 500 \sim 20000$  及  $f_6 = 75 \sim 3000$ 。为了更有效地谋求晶粒的细化， $f_4 = 20 \sim 41$ 、 $f_5 = 800 \sim 10000$  及  $f_6 = 150 \sim 1600$  为理想， $f_4 = 25 \sim 40$ 、 $f_5 = 1200 \sim 6000$  及  $f_6 = 200 \sim 1200$

更为理想, 并且  $f_4 = 30 \sim 39$ 、 $f_5 = 1600 \sim 4500$  及  $f_6 = 250 \sim 1000$  为最适宜。

对第 3、第 5、第 7 及第 8 铜合金铸件, 添加 As 及/或 Sb 的主要目的在于提高耐蚀性(尤其是, 耐脱锌腐蚀性)。通过添加 0.02mass% 以上的 Sb 或 As, 可以提高耐海水性或耐蚀性, 但是, 为了显著地提高其耐蚀性的效果, 添加 0.03mass% 的 Sb 或 As 为佳。另外, 即使是 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。从这些点出发, Sb 或 As 的添加量应控制在 0.2mass% 以下, 则 0.12mass% 以下更为理想。

对第 4、第 6 至第 8 铜合金铸件, 添加 Mn、Si、Mg 的主要目的在于提高强度、熔融合金的流动性、脱氧和脱硫效果、在高流速下的耐冲蚀性, 及耐磨性。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, 从而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 以更无害的 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 成分容易存在于结晶晶界并引起晶界腐蚀现象, 但通过添加 Mg 成分, 能够有效地防止晶界腐蚀现象。而且, Mn 虽然不如 Mg、但也具有除去包括在熔融合金中的 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 Zr 晶粒细化功能, 但, Mg 等发挥防止形成这种 Zr 氧化物的作用。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, 因而不会发生上述问题。但, 如果添加过量的 Mg(超过 0.2mass%), 则与 Zr 同样, Mg 生成氧化物、提高熔融合金的粘性而导致由于氧化物的混入而产生的铸造缺陷。因此, 添加 Mg 时, 有必要考虑这些点。若 Si 与 Zr、P、Cu 及 Zn 共同含有, 则下降合金的堆垛层错能, 从而具有显著发挥晶粒细化效果的功能。另外, Si 具有提高熔融合

金的流动性、防止熔融合金的氧化、降低熔点的作用，且具有提高耐蚀性，尤其是，提高耐脱锌腐蚀性及耐应力腐蚀及抗龟裂性的作用。而且，Si 具有提高可切削性以及诸如拉伸强度、屈服应力、冲击强度及疲劳强度等机械强度的功效。这些作用，对铸件的晶粒的细化产生协同效果。并且，共同添加 Mn 和 Si 时，形成 Mn - Si 的金属间化合物，从而提高耐磨性。考虑到这些点，Mn、Si 和 Mg 的含量控制在上述范围内。

第 1 至第 8 铜合金铸件为了确保充分的耐蚀性、耐磨性、强度等而形成成为上述的合金组织，要求每种铜合金铸件具有上述的合金组成，且应满足(4)的条件。即，第 1 至第 8 铜合金铸件应满足  $\alpha$  相及  $\gamma$  相的合计含量为 85% 以上(90% 以上为理想，95% 以上更为理想，98% 以上为最适宜)的相组织(金属组织)。但是，如果  $\gamma$  相的含量为过剩，产生相的选择腐蚀而降低耐蚀性。而且，虽然  $\gamma$  相具有提高耐磨性极耐冲蚀性的作用，但另一方面， $\gamma$  相的存在即便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  $\gamma$  相的含量控制在 25% 面积率以下，尤其，含有 15% 以下(0.1~10% 为佳)的  $\gamma$  相为理想。若通过共同添加 Zr 和 P 晶粒被细化， $\gamma$  相必然分割且球状化，而且  $\gamma$  相能够均匀地分布在基质内，从而可大幅度地提高可切削性、机械特性及耐磨性(滑动性)。为了发挥相应的效果，Pb、Bi 粒子及  $\gamma$  相均匀地分散于基质内的状态为前提的  $\gamma$  相所占的比率(面积率)1% 为相当于 0.05mass% 的 Pb 添加量，且应满足(3)的条件。即， $\gamma$  相的含量(面积率)与 Pb 等的含量之间应满足关系式  $f3 = 0.05[\gamma] + ([Pb] + [Bi] + [Se] + [Te]) = 0.45 \sim 4$ ， $f3 = 0.6 \sim 2$  更为理想， $f3 = 0.95 \sim 1.5$  为最适宜。为了进一步地提高可切削性，应满足(13)和(14)的条件，即， $\gamma$  相及 Pb、Bi 粒子均匀地分散于基质内为佳。

第 2、第 5、第 6 及第 8 铜合金铸件中，为了形成上述相组织且为了满足(5)条件，应考虑与 Cu 及其他添加元素之间的关系之后进行调整 Sn 和 Al 的含量。即，为了更有效地进行晶粒的细化，除了满足(2)~(4)及(7)、(8)的条件之外，确定 Sn 等的含量以满足(1)和(6)的条件。或者， $f1 (= [Cu] - 3[P] + 0.5([Pb] + [Bi] + [Se] + [Te]) - 0.5[Sn] - 1.8[Al] - ([As] + [Sb]) + [Mn] - 3.5[Si] - 0.5[Mg])$  的上限值或  $f4 (= [Zn] + 2.5[Sn] + 3[Al])$  的下限值，在考虑到与主要元素的 Cu 等的含量关系后，为了确保更好的耐蚀性(耐冲蚀性)

及耐磨性，设定为如上所述为佳。另外，考虑到  $\gamma$  对于延性、耐蚀性及铸造性的影响，应控制 f1 的下限值或 f4 的上限值，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~第 8 铜合金铸件中，通过添加 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 250 $\mu\text{m}$  以下(100 $\mu\text{m}$  以下为理想，微观组织中 60 $\mu\text{m}$  以下为最适宜)，能够得到高质量的铸件。此外，能够提供利用水平连铸、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、消除 Sn 的偏析和将  $\gamma$  相的分割成球形形状等，则需要经过一次以上的热处理过程，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，偏析也只不过是微观水平上的现象，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  $\gamma$  相时，这些存在于晶界中，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  $\gamma$  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。如此地，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，不再引发如下的问题，因而能过发挥铜合金的卓越的特性，即，含有大量的低熔点金属 Sn 的  $\gamma$  相的大小不齐或分布不均匀时，由于基质中的  $\alpha$  相与  $\gamma$  相之间的强度差而容易产生龟裂，并有损于延性。另外，Pb 及 Bi 晶粒原本存在于  $\alpha$  相与其他相如  $\gamma$  相之间的边界或晶界，因而相较大时，特别易于在凝固时产生龟裂。

而且，添加 Zr 和 P 的目的在于晶粒的细化，而不是在于如何阻碍铜合金原本的特性。而且，通过添加 Zr 及 P 而进行的晶粒细化，除了将 Zr 及 P 不作为结晶粒细化元素含有以外，确保具有与形成同种成分的铜合金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设定为如上所述的微小形状，Zr 等的含量应定在，第 1、第 3、第 4 及第 7 铜合金铸件应满足(1)~(4)的条件，且第 2、第 5、第 6 及第 8 铜合金应满足(1)~(4)及(6)~(8)的条件上。

第 1~第 8 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，不可避免地，实用铸造过程中上允许含有不纯物。但，废料为镍电镀材料的情况下，不可避免地含有不纯物 Fe 及/或 Ni 时，就有必要限制

Fe 及/或 Ni 的含量。即，一旦这些不纯物的含量增加，对晶粒的细化有用的 Zr 及 P 就会被 Fe 及/或 Ni 所消耗掉，发生阻碍晶粒细化的不良现象。因此，理想的是限制 Fe 及 Ni 的含量在不阻碍晶粒细化的范围内。具体地，当含有 Fe 及 Ni 中的任一元素时，该含量应被限制为 0.2mass% 以下(0.1mass% 以下为理想，0.05mass% 以下更为理想)。如果同时含有 Fe 及 Ni 时，Fe 及 Ni 的合计含量应被限制为 0.25mass% 以下(0.13mass% 以下为理想，0.8mass% 以下更为理想)。

第 1~第 8 铜合金的铸件中，如上所示，通过晶粒的细化及 Pb 粒子等的均匀分散，可切削性、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、供排水的金属零件类、阀门、连接件、轴杆、锅炉用零件等)、或与配合部件经常或临时接触的状态下相对配合部件运动的磨合部件(例如，轴承，齿轮、气缸、轴承等)等作为这些的构成元件等有效被利用。

本发明提出可切削性、强度、耐磨性及耐蚀性卓越的铜合金铸件的铸造方法，其特征为，在铸造上述第 1~第 8 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，以含有 Zr 的铜合金的形式添加 Zr(谋求更好、更稳定的晶粒细化作为目的添加的物质)，使得进行铸造时不以氧化物及/或硫化物的形式添加 Zr。作为上述含有 Zr 的铜合金，以 Cu - Zr 合金或 Cu - Zn - Zr 合金或这样的合金，其除了 Cu - Zr 合金或 Cu - Zn - Zr 合金(基材合金)外，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 8 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合金(铜合金)的形式，添加 Zr，可以尽可能地减少添加 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，如此刚好在浇铸之前添加 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)或线状物形状的中间合金，并且它们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质,进一步含有从 P、Mg、Al、Sn、Mn 及 B 中选择的一种以上元素的合金(含有(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 的因氧化所引起的损失,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 是削弱作为铜合金的本质性特征的电、热传导性能的元素,但不作为氧化物、硫化物形式的 Zr 量为 0.045mass%以下(尤其是 0.019mass%以下)时,几乎不会因添加 Zr 而导致电和/或热传导性能的降低,即便电和/或热传导性能降低,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 8 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℃的温度(25~150℃为理想)。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 1150℃以下,1100℃以下为理想,1050℃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值。但,浇铸温度越低,则越倾向于进行晶粒的细化。而且,应当理解这些温度条件因合金的配合量而异。

本发明的铜合金铸件,因在熔融固化阶段晶粒的细化,可耐于凝固时的收缩,从而可以尽可能地减少了铸造龟裂的产生。而且,能够对凝固过程中产生的孔穴、疏松等轻易地向外部排除,因而可得到没有铸造缺陷等的健全铸件(无疏松等铸造缺陷,不形成枝晶网,因而表面光滑且尽可能地减小缩孔深度的铸件)。

而且,根据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、多角形或十字形的形状。因此,提高熔融合金的流动性,而且即使使用薄壁并且复杂形状的铸模时,熔融合金也能够填充到铸模的各个角落。

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 形

成的 $\gamma$ 相)或 Sn 偏析等的均匀分散化及 Pb 粒子等的均匀分散化,即使不添加大量的具有断屑器(chip breaker)功能的、提高可切削性元素的 Pb 等,也可确保工业上所满足的可切削性。另外,本发明的铜合金铸件具有借助构成元素发挥而大幅提高的强度、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;阀栓零件、住宅设备机器、排水器具类;连接件、锅炉用零件等)或与配合部件(旋转轴等)经常或临时接触的状态下相对配合部件运动的磨合部件(例如,轴承,齿轮、气缸、滚动轴承保持架、叶轮、阀门、开闭阀、泵类零件、轴承等)或作为这些的构成材料。

另外,根据本发明的方法,则不会出现因 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 包括实施例铸件 No.16 的侵蚀面(横截面)照片,其中图 1(A)表示宏观组织,并且图 1(B)表示微观组织。

图 2 包括比较例铸件 No.204 的侵蚀面(横截面)照片,其中图 2(A)表示宏观组织,并且图 2(B)表示微观组织。

图 3 包括实施例铸件 No.16 的侵蚀面(横截面)的 X 射线显微分析仪照片,其中图 3(A)表示成分像(composition image),图 3(B)表示 Sn 的分布,并且图 3(C)表示 Pb 的分布。

图 4 包括比较例铸件 No.204 的侵蚀面(横截面)的 X 射线显微分析仪照片,其中图 4(A)表示成分像,图 4(B)表示 Sn 的分布,并且图 4(C)表示 Pb 的分布。

图 5 包括表示 Tatur 收缩试验结果的横截面视图,其中图 5(A)表示[良好]的试验结果,图 5(B)表示[稍差]的试验结果,并且图 5(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 包括铸造龟裂试验中铸造出的试样的正视图,其中图 7(A)表示没

有产生龟裂时的状态，图 7(B)是产生细微龟裂时的状态，并且图 7(C)是生成显著龟裂时的状态。

图 8 包括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 4 所示的铜合金材料，用电炉熔化后，通过向预热至 200℃的铁制铸模中浇铸该熔融合金中的每一种而获得圆柱状(直径：40mm，长度：280mm)的铸件(以下称「实施例铸件」)No.1~No.107。此时，Zr 是粒状的(边长为数毫米长的立方体)Cu - Zn - Zr 合金并且刚好在浇铸之前添加于每种熔融合金中，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，浇铸温度设定为比该铜合金的液相线温度高 100℃的温度。

比较例而言，将表 5 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℃的铁制铸模中浇铸该熔融合金中的每一种而获得圆柱状(直径：40mm，长度：280mm)的铸件(以下称「比较例铸件」)No.201~No.222。

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%屈服应力(N/mm<sup>2</sup>)、延伸率(%)以及疲劳强度(N/mm<sup>2</sup>)。其结果，如表 6 至表 10 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)，进行了以下的耐磨试验。

首先，从实施例铸件及比较例铸件中选取试验材料，通过对其进行切削加工、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 SUS304 制滚轮(外径 48mm)与环状试验片的外周面接触而施加 25kg 负荷给环状试验片的状态下旋转。然后，在试验片的外周面上，一边滴下多效能机械油，一边以 209r.p.m.的速度转动旋转轴。当试验片的旋转数达到 10 万次时，停止试验片的旋转，测量试验片的旋转前后的质量差，也就是，磨耗减量(mg)。所涉及的磨耗减量越少，说明是耐磨性越优异的铜合金。其结果，

如表 6 至表 10 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 和在“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，用口径 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( $\text{mg}/\text{cm}^2$ )。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%食盐水和  $\text{CuCl}_2 \cdot 2\text{H}_2\text{O}$ (0.13g/L)的混合食盐水、在试验 III 中在次氯酸钠溶液( $\text{NaClO}$ )里添加微量盐酸( $\text{HCl}$ )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质量与 T 时间喷射之后的试验材料重量的每  $1\text{cm}^2$  的质量差( $\text{mg}/\text{cm}^2$ )。试验时间(喷射的持续时间)，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 6 至表 10 所示。

而且，在“ISO 6509”的脱锌腐蚀试验中，将从每个实施例铸件和每个比较例铸件中选取的试验材料埋在酚醛树脂材料中，使暴露的试验材料表面与伸缩方向垂直，然后将试料表面用刚玉砂纸一直研磨至 1200 号后，在纯净水中用超声波洗净并干燥。而且，将这样获得的被腐蚀试验材料，浸渍在 1.0%的二水氯化铜( $\text{CuCl}_2 \cdot 2\text{H}_2\text{O}$ )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最大深度，也就是最大脱锌腐蚀深度( $\mu\text{m}$ )。其结果，如表 6 至表 10 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主切削分力(N)。

即，利用具有真锋车刀(前角： $-6^\circ$ 、刀尖半径：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，干式切削本发明铸件的外周面，并用安装在车刀侧的三分量测力计测量切削力，并换算为主切削分力。其结果，如表 6 至表 10 所示。

而且，在上述切削试验中观察所形成的切屑形状，将铜合金铸件的可切削性按其形状分类成 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)外)(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)), 以此判断可切削性, 并表示在表 6 至表 10 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, 但是切屑的处理仍然困难, 而且进行连续切削加工等时, 可能产生切屑缠绕在车刀上和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)形状的切屑, 根据切削条件的不同, 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和眼睛。因此, 判断可切削性的观点上可以认为(a)和(b)(尤其是(a))为最理想, 其次(c)为良好, (d)和(e)在允许限度内, (f)和(g)为不合适。表 6 至表 10 中, 最好的切屑形状为(a)和(b)的铸件用“◎”、良好的切削形状(c)的铸件用“○”、允许范围内的切削形状(d)和(e)的铸件用“△”、不适合的切削形状(f)和(g)的铸件用“×”, 各自表示。对于进行了切削试验的实施例铸件, 没有不良的切削形态。

从以上的各试验结果中证实了, 与比较例铸件相比, 实施例铸件在各个方面大幅提高了切削性、机械特性(强度、延伸率等)、耐磨性及耐蚀性。而且, 尽管通常认为晶粒细化降低延伸率, 但是, 上述的拉伸试验证实了, 本发明的铜合金铸件中, 晶粒微细化不降低延伸率, 反而提高延伸率。

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 及表 10 所示。在这些表中, 压缩率为 35%的情况下产生龟裂的试验材料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试验材料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试验材料视为具有良好的冷压缩加工性, 用“△”表示。该冷压缩加工性也可以理解为敛缝加工性, 评价为“○”

的铸件，可以进行容易且高精度的敛缝加工。评价为“△”的铸件，可以进行一般的敛缝加工。而评价为“×”的铸件，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，也就是铆接加工性。

而且，对于实施例铸件和比较例铸件，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 $\alpha$ 相及 $\gamma$ 相的面积率(%)。即，通过将用光学显微镜放大200倍的组织以图像分析软件[WinROOF]进行二值化，得出了各相的面积率。面积率的测定是在三个不同的视场中进行，并将其平均值定为各相的面积率。其结果，对于金属组织，如表1至5所示、对于 $\alpha$ 相及 $\gamma$ 相的合计面积率，如表6至10所示。实施例铸件均满足(4)的条件。而且，铸造过程中的熔融固化时的初晶是如表1至表5所示。实施例铸件都满足(9)的条件。并且，在实施例铸件中，对于金属组织中 $\beta$ 相多的，通过退火方式来增量 $\alpha$ 相来解决，因此通过增加 $\alpha$ 相的比例而得到具有更好特性的实施例材料。

而且，关于每个实施例铸件及每个比较例铸件，测量了其熔化固化时的平均粒径( $\mu\text{m}$ )。即，切割铸件，用硝酸侵蚀其横截面之后，测量其侵蚀面上出现的微观组织上的晶粒的平均直径(平均粒径)。此测量是基于JIS H0501的用于评价可锻铜和铜合金的平均粒径的比较法进行的，其中用硝酸侵蚀横截面之后，粒径超过0.5mm的晶粒用肉眼观察，对于0.5mm以下的晶粒，放大7.5倍后观察，而对小于约0.1mm的晶粒，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6至表10所示，实施例铸件都满足(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.222，晶粒仅得到轻微的细化。从而可以看出，谋求晶粒的细化过程中，只添加Zr是不充分的，而且需要共同添加Zr和P。而且，对于实施例铸件，也证实了满足(10)~(14)的条件。在图1至图4中，举出了实例。

图1包括关于实施例铸件No.16的宏观组织照片(图1(A))及微观组织照片(图1(B))。图2包括关于比较例铸件No.204的宏观组织照片(图2(A))及微观组织照片(图2(B))。从图1及图2中，清楚地了解到比较例铸件No.204虽然不满足(11)和(12)的条件，但是实施例铸件No.16满足(11)和(12)

的条件。

图 3 包括实施例铸件 No.16 的 X 射线显微分析仪照片, 其中图 3(A) 是表示成分像、图 3(B) 是表示 Sn 的分布情况并且图 3(C) 是表示 Pb 的分布情况。而且, 图 4 包括比较例铸件 No.204 的 X 射线显微分析仪图像, 其中图 4(A) 是表示成分像、图 4(B) 是表示 Sn 的分布情况并且图 4(C) 是表示 Pb 的分布情况。如图 3 中明确所示, 实施例铸件 No.16 中, Sn 的高浓度部分(图 3(B) 中的白色部分)及 Pb 粒子(图 3(C) 中的白色部分)成为大小均匀的细微形状且均匀地分散, 从而满足(13)和(14)的条件。另外, 比较例铸件 No.204 中, 如图 4 所示, Sn 的高浓度部分(图 4(B) 中的白色部分)及 Pb 粒子(图 4(C) 中的白色部分)的大小为不均匀, 其分布也不均匀, 从而不满足(13)和(14)的条件。

而且, 比较例铸件 No.204, 除了 Zr 含量低于上述适当范围的下限值以外的问题, 同实施例 No.16 具有几乎相同的构成。因此, 从这一点, 可以理解, 在上述条件下, 共同添加适量的 Zr 和 P, 则可以有效地谋求晶粒的细化, 由此可谋求 Pb 粒子等的更细分化和分散化。而且, 从对于这些铸件 No.16 及 No.204 的耐磨试验的结果(磨耗减量)及切削试验的结果来看, 前者具有明显的耐磨性及可切削性。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。

从以上的情况中, 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)(对于第 2、第 5、第 6 及第 8 铜合金还要满足(6)至(8)的条件, 与不满足这些条件中的至少一部分的比较例铸件相比, 大幅提高了切削性、强度、延伸率、耐磨性及耐蚀性。而且, 证实了在上述条件之上, 通过满足(9)~(14)的条件, 能更有效得到提高这些特性。

而且, 通过满足(5)的条件, 即, 通过晶粒细化, 认为能提高铸造性, 为了确认该想法, 进行了 tatur 试验(tatur shrinkage test)及铸造龟裂试验。

即, 使用铸造实施例铸件及比较例铸件时使用的熔融合金(表 1 至表 5 中的成分所构成的铜合金材料的熔融合金, 且浇铸温度也同样)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、孔、收缩孔的缺陷的有无, 评价了铸造性。铸造性的评价为如下。如图 5(A)所示, 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铸件为“良”。如

图 5(C)所示, 内部收缩部分的形态为不光滑而有显著的凹凸形状且该最凝固部上明显产生疏松等缺陷的铸件为“不良”。如同图 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 6 至表 10 所示。这些表中, “良”用“o”表示, “稍差”用“△”表示, 且“不良”用“×”表示。对于 tatur 试验中得出的铸件, 证实了宏观组织中的晶粒的粒径。其结果, 如表 6 至表 10 所示, 对于粒径在  $100\mu\text{m}$  以下的铸件用“o”表示, 粒径在  $100\mu\text{m}$  以上  $250\mu\text{m}$  以下的铸件用“△”表示, 粒径超过  $250\mu\text{m}$  的铸件用“×”表示。其结果与如上所述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对应。

从表 6 至表 10 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, 由晶粒的细化铸造性极为出色。

而且, 如图 6 所示, 在铸造龟裂试验中, 根据上下铸模 1、1 及左右铸模 2、2 铸造出试样 3。然后, 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 和在该两端上形成的三角板部分 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 的空腔, 在其内面的一部上设有绝热材料 4, 并在被该绝热材料 4(在此固化减慢)围绕的空腔的特定部位上铸造龟裂判定部 31a。左右铸模 2、2 中形成有铸造三角板部分 32、32 在每个铸模的另外两个空腔。而且, 如在这些空腔中浇铸熔融合金, 由于绝热材料 4, 龟裂判定部 31a 中的固化比其它部分进行得慢。因此, 带板部分 32 由固化而向长度方向收缩, 该收缩受到三角板部分 32 的控制, 由此来自收缩的应力只集中在固化较慢的龟裂判定部 31a 中。从而, 根据龟裂判定部 31a 上产生龟裂的与否, 可判断出铸造性的良否。该龟裂试验中, 带板部分 31a 的长度设为  $L1 = 200\text{mm}$  且龟裂判定部 31a 的长度设为  $L2 = 100\text{mm}$ 。同 tatur 试验一样, 根据与铸造实施例铸件 (No.1 及 No.2) 及比较例铸件 (No.204~No.209, No.211, No.213, No.215 及 No.219~No.221) 时的同样成分且同样温度的熔融合金, 制造了试样 3。其结果, 如表 6 至表 8 及表 10 所示。铸造性的评价为如下。如图 6(C)所示, 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，如图图 6(A)所示，肉眼及用 5 倍的放大镜也观察不出龟裂判定部 31a 时，将铸造性定为优良，用“○”表示。而且，如图 6(B)所示，在龟裂判定部 31a 中，肉眼观察没有显著的龟裂 33a，且用 5 倍的放大镜仔细观察时，可以确认出细微的龟裂 33b 时，将定为具有一般的铸造性，用“△”表示。进行该龟裂试验的实施例铸件，都用“○”表示，因此确认出具有良好的铸造性。

而且，只要是半固态金属状态中的固相为粒状化，当然，半固态金属铸造性变为良好，由此可进行良好的半固态金属铸造。而且，最终固化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，对于铸造的成形性的良否(在要求高精度或复杂形状时是否也能铸造出健全的铸件)，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，因此铸造的成形性劣化，并很难得出高精度铸件和复杂形状铸件。另外，半固态金属状态的固相为粒状化，因此其越接近于球状(二维中越接近于圆形)并且粒径越小，包括半固态金属铸造性的铸造性就越卓越，因此可得出健全的高精度铸件和复杂形状铸件(当然，得出高品质的半固态金属铸件)。因此，通过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，且由半固态金属铸造性，可确认其它铸造性(包括复杂形状铸造性、精密铸造性及半固态金属锻造性)。一般，在包括 30~80%固相的半固态金属状态，至少形成枝晶网被分割在晶体组织中且固相的二维形态呈圆状、基本上圆状、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。特别是在包括 60%固相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。

此外，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和比较例铸件时使用的原料，并升温至半固态金属状态(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 6 至表 8 及表 10 所示。证实了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为  $300\mu\text{m}$  以下的铸件，视为具有优异的半固态金属铸造性，用“○”表示。该固相的晶粒，虽然不满足这种条件，但是没有形成明显的枝晶网的，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。形成枝晶网的铸件，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.25(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.25)，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  $0.002\text{ mass}\%$ ，追加添加与其 Zr 损失量相抵的含有  $3\text{ mass}\%$ Zr 的 Cu - Zn - Zr 合金，并加入到熔融合金内。其结果，对于所获得的铸件，Zr 含量与原料的产品铸件 No.25 大致相同 ( $0.009\text{mass}\%$ )。测量平均粒径的结果，为与产品铸件 No.25 大致相同的  $30\mu\text{m}$ 。在此试验，证实了本发明的铜合金，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

铸件号	合金成分 (mass%)											f1	f2	f3	f4	f5	f6	初晶	金属组织
	Cu	Zn	Zr	P	Sn	Al	Pb	Bi	Se										
1	64.5	33.631	0.009	0.06			1.8					65.2	6.7	1.80	33.6	3737	561	$\alpha$	$\alpha$
2	65.7	33.322	0.008	0.07			0.9					65.9	8.8	0.90	33.3	4165	476	$\alpha$	$\alpha$
3	62.5	34.411	0.009	0.08			3					63.8	8.9	3.00	34.4	3823	430	$\alpha$	$\alpha+\beta$
4	61.3	37.217	0.013	0.07			1.4					61.8	5.4	1.40	37.2	2863	532	$\alpha$	$\alpha+\beta$
5	61.3	37.217	0.013	0.07			1.4					61.8	5.4	1.40	37.2	2863	532	$\alpha$	$\alpha+\beta$
6	61.4	35.93	0.01	0.06				2.6				62.5	6.0	2.60	35.9	3593	599	$\alpha$	$\alpha+\beta$
7	71.4	27.14	0.01	0.05				1.4				72.0	5.0	1.40	27.1	2714	543	$\alpha$	$\alpha$
8	64.7	34.413	0.017	0.07				0.8				64.9	4.1	0.80	34.4	2024	492	$\alpha$	$\alpha$
9	63.4	34.991	0.009	0.07				1.4	0.13			64.0	7.8	1.53	35.0	3888	500	$\alpha$	$\alpha$
10	64	35.021	0.009	0.07				0.9				64.2	7.8	0.90	35.0	3891	500	$\alpha$	$\alpha$
11	64.3	33.963	0.007	0.08				1.4	0.25			64.9	11.4	1.65	34.0	4852	425	$\alpha$	$\alpha$
12	64.1	34.284	0.016	0.1				1.3	0.2			64.6	6.3	1.50	34.3	2143	343	$\alpha$	$\alpha$
13	63.5	34.547	0.0034	0.05	1		0.9					63.3	14.7	1.05	37.0	10896	741	$\alpha$	$\alpha+\gamma+\beta$
14	63.5	34.635	0.0055	0.06	0.9		0.9					63.3	10.9	1.00	36.9	6706	615	$\alpha$	$\alpha+\gamma$
15	63.8	34.222	0.0079	0.07	1		0.9					63.5	8.9	1.05	36.7	4648	525	$\alpha$	$\alpha+\gamma$
16	63.7	34.318	0.012	0.07	1		0.9					63.4	5.8	1.05	36.8	3068	526	$\alpha$	$\alpha+\gamma$
17	63.4	34.614	0.026	0.06	1		0.9					63.2	2.3	1.05	37.1	1427	619	$\alpha$	$\alpha+\gamma+\beta$
18	63.5	34.596	0.034	0.07	0.9		0.9					63.3	2.1	1.00	36.8	1084	526	$\alpha$	$\alpha+\gamma+\beta$
19	63.8	34.276	0.009	0.015	1		0.9					63.7	1.7	1.00	36.8	4086	2452	$\alpha$	$\alpha+\gamma$
20	63.5	34.665	0.01	0.025	0.9		0.9					63.4	2.5	1.05	36.9	3692	1477	$\alpha$	$\alpha+\gamma$
21	63.4	34.658	0.009	0.033	1		0.9					63.3	3.7	1.00	37.2	4129	1126	$\alpha$	$\alpha+\gamma$
22	63.7	34.246	0.009	0.045	1.1		0.9					63.5	5.0	1.05	37.0	4111	822	$\alpha$	$\alpha+\gamma$
23	63.7	34.216	0.014	0.17	1		0.9					63.1	12.1	1.00	36.7	2623	216	$\alpha$	$\alpha+\gamma+\beta$
24	61.5	34.232	0.008	0.06	0.8		3.4					62.6	7.5	3.50	36.2	4529	604	$\alpha$	$\alpha+\gamma+\beta$
25	64.4	32.921	0.009	0.07	0.8		1.8					64.7	7.8	1.85	34.9	3880	499	$\alpha$	$\alpha+\gamma$
26	65.7	32.521	0.009	0.07	0.8		0.9					65.5	7.8	0.95	34.5	3836	493	$\alpha$	$\alpha+\gamma$
27	65.3	32.532	0.008	0.06	1.2		0.9					65.0	7.5	1.05	35.5	4442	592	$\alpha$	$\alpha+\gamma$
28	64.3	32.422	0.008	0.07	2.3		0.9					63.4	8.8	1.50	38.2	4772	545	$\alpha$	$\alpha+\gamma$

实施  
例

表 2

铸件号	合金成分 (mass%)										f1	f2	f3	f4	f5	f6	初晶	金属组织
	Cu	Zn	Zr	P	Sn	Al	Pb	Bi	Sa									
29	63.6	32.141	0.009	0.05	3.1		0.9			52.6	5.6	1.90	39.9	4432	798	$\alpha$	$\alpha+\gamma$	
30	64.6	32.52	0.01	0.07	2.3		0.5			63.5	7.0	1.10	38.3	3827	547	$\alpha$	$\alpha+\gamma$	
31	64.1	32.231	0.009	0.06	3.1		0.5			62.6	6.7	1.50	40.0	4442	666	$\alpha$	$\alpha+\gamma$	
32	63	34.224	0.016	0.06	1.4		1.3			62.8	3.8	1.65	37.7	2358	629	$\alpha$	$\alpha+\gamma$	
33	64	34.476	0.014	0.06	0.15		1.4			64.4	4.3	1.30	34.9	2489	581	$\alpha$	$\alpha$	
34	64.1	34.018	0.012	0.07	0.4		1.4			64.4	5.8	1.40	35.0	2918	500	$\alpha$	$\alpha$	
35	64.5	33.526	0.014	0.06	0.6		1.3			64.7	4.3	1.38	35.0	2602	584	$\alpha$	$\alpha+\gamma$	
36	61.4	35.328	0.012	0.06	0.9		1.3			61.4	5.0	1.50	38.6	3215	643	$\alpha$	$\alpha+\gamma+\beta$	
37	61.4	35.328	0.012	0.06	0.9		1.3			61.4	5.0	1.35	36.6	3215	643	$\alpha$	$\alpha+\gamma+\beta$	
38	61.9	35.696	0.014	0.09	0.9		1.4			61.9	6.4	1.60	37.9	2710	422	$\alpha$	$\alpha+\gamma+\beta$	
39	61.9	35.696	0.014	0.09	0.9		1.4			61.9	6.4	1.45	37.9	2710	422	$\alpha$	$\alpha+\gamma$	
40	67	28.926	0.014	0.06	0.9		3.1			67.9	4.3	3.15	31.2	2227	520	$\alpha$	$\alpha+\gamma$	
41	67.7	29.926	0.014	0.06	0.9		1.4			67.8	4.3	1.45	32.2	2298	636	$\alpha$	$\alpha+\gamma$	
42	71	26.926	0.014	0.05	1		1			70.8	4.3	1.05	29.4	2102	490	$\alpha$	$\alpha+\gamma$	
43	67.2	29.94	0.01	0.05	2.2		0.6			66.3	5.0	1.10	35.4	3544	709	$\alpha$	$\alpha+\gamma$	
44	64	33.626	0.038	0.036	1		1.3			64.0	0.9	1.45	35.1	951	1004	$\alpha$	$\alpha+\gamma$	
45	63.9	33.832	0.03	0.038	0.9		1.3			64.0	1.3	1.40	35.1	1203	950	$\alpha$	$\alpha+\gamma$	
46	63.9	33.505	0.005	0.19	1.1		1.3			63.4	38.0	1.45	36.8	7251	191	$\alpha$	$\alpha+\gamma+\beta$	
47	64	33.353	0.007	0.14	1.1		1.4			63.7	20.0	1.55	36.1	5158	258	$\alpha$	$\alpha+\gamma$	
48	63	33.831	0.009	0.06	1		0.3			63.4	6.7	2.25	36.8	4037	606	$\alpha$	$\alpha+\gamma+\beta$	
49	62.2	34.631	0.008	0.06	1					62.6	6.7	2.30	37.1	4126	619	$\alpha$	$\alpha+\gamma+\beta$	
50	63	34.041	0.009	0.05	0.9					63.4	5.6	2.15	35.0	4032	726	$\alpha$	$\alpha+\gamma+\beta$	
51	64.3	32.622	0.008	0.07	1.5					64.1	8.8	1.90	36.4	4547	520	$\alpha$	$\alpha+\gamma$	
52	64.5	32.621	0.009	0.07	2.3					63.4	7.8	1.10	38.4	4263	548	$\alpha$	$\alpha+\gamma$	
53	65	30.821	0.009	0.07	1.5					65.3	7.8	2.95	34.6	3841	494	$\alpha$	$\alpha+\gamma$	
54	63.5	34.432	0.009	0.06	1.2					63.1	7.5	1.00	37.4	4679	624	$\alpha$	$\alpha+\gamma+\beta$	
55	63.8	32.551	0.009	0.1	2.8					62.5	11.1	1.64	39.6	4395	396	$\alpha$	$\alpha+\gamma$	
56	64.5	34.068	0.012	0.07						64.6	5.8	1.20	34.5	2877	493	$\alpha$	$\alpha$	

实施例

表 3

铸件号	合金成分 (mass%)														f1	f2	f3	f4	f5	初晶	金属组织			
	Cu	Zn	Zr	P	Sn	Al	Pb	Bi	Se	As	Sb	Si	Mg	不纯物										
57	62.5	33.908	0.012	0.08		0.4	3.1								63.1	6.7	3.10	35.1	2926	439		α	α+β	
58	65.8	32.106	0.014	0.06		0.8	1.2								64.7	5.7	1.20	34.5	2465	431		α	α	
59	71	25.725	0.015	0.06		2.5	0.7								66.7	4.0	0.35	31.2	2215	354		α	α+γ	
60	63.5	33.826	0.014	0.06		0.3		2.3							62.9	4.3	2.30	34.7	2480	579		α	α+β	
61	63	35.165	0.015	0.07		0.25		1.2	0.3						63.1	4.7	1.50	35.9	2394	513		α	α+β	
62	63.8	34.14	0.01	0.07	1	0.08	0.9								63.4	8.9	1.30	36.9	3688	527		α	α+γ	
63	65.3	31.891	0.009	0.08	1.8	0.12	0.8								62.9	7.8	1.45	38.9	4819	585		α	α+γ	
64	64.5	32.812	0.008	0.06	1	0.22	1.1								64.3	7.5	1.20	36.0	4497	600		α	α+γ	
65	64.5	32.721	0.008	0.07	0.8	0.6	1.3								63.5	7.8	1.35	36.5	4058	522		α	α+γ	
66	68.8	27.911	0.003	0.08	2.8	1.4	1								63.1	8.9	2.20	39.1	4245	459		α	α+γ	
67	62.3	36.626	0.014	0.08	1	0.2	0.8								61.7	4.3	1.05	38.6	2759	644		α	α+γ	
68	63.4	33.222	0.008	0.07	0.8	0.2	1								63.3	5.5	1.15	37.0	4116	741		α	α+γ	
69	63.4	33.222	0.008	0.07	0.8	0.2	1	1.8	0.5						63.6	8.8	2.35	35.8	4476	512		α	α	
70	63.7	33.321	0.008	0.07	1.8	0.2		0.8							62.7	7.8	1.40	38.4	4269	549		α	α+γ	
71	63.8	34.319	0.011	0.07	0.6	0.2		1							63.4	6.4	1.03	36.4	3311	520		α	α+γ	
72	63.8	34.319	0.011	0.07	0.6	0.2		0.8	0.15						63.3	4.6	1.20	37.2	2860	620		α	α+γ	
73	64	33.577	0.013	0.06	1.2	0.2		1.6							64.0	7.3	1.65	35.7	3243	446		α	α+γ	
74	64	33.429	0.011	0.08	0.8	0.08									63.6	7.0	1.10	36.6	3662	523		α	α+γ	
75	63.8	34.12	0.01	0.07	1		1								63.9	7.8	1.05	36.3	4026	519		α	α+γ	
76	64.1	33.821	0.009	0.07	1		1								65.5	8.6	1.03	33.7	4210	481		α	α	
77	65.2	33.682	0.008	0.07						0.04					63.8	7.3	1.10	35.2	4410	588		α	α+β	
78	63.5	35.282	0.008	0.06		1.1									64.2	7.5	1.20	30.0	3754	501		α	α	
79	64.1	30.032	0.008	0.06		1.2					3.5	1.1			65.8	8.9	2.35	25.5	2635	319		α	α+γ	
80	65.8	25.511	0.009	0.08		2.3					4.7	1.6			07.1	8.0	1.00	32.1	3211	401		α	α	
81	66.8	32.11	0.01	0.08		1						0.008												

实施列

表 4

铸件号	合金成分 (mass%)																f <sub>2</sub>	f <sub>3</sub>	f <sub>4</sub>	f <sub>5</sub>	初晶	金属组织			
	Cu	Zn	Zr	P	Sn	Al	Pb	Bi	Se	As	Sb	Mn	Si	Mg	f <sub>1</sub>	f <sub>2</sub>							f <sub>3</sub>	f <sub>4</sub>	f <sub>5</sub>
82	63	34.143	0.007	0.06			0.8				1.5	0.5			83.0	1.1	0.80	34.1	4878	688	α	α+β			
83	64.1	33.76	0.01	0.08	1				0.02	0.03					63.8	8.0	1.10	36.3	3626	453	α	α+γ			
84	64	33.449	0.011	0.09	0.8	1.6			0.02	0.03					64.1	8.2	1.65	35.4	3223	394	α	α+γ			
85	64	34.637	0.013	0.1	0.2	1									63.8	7.7	1.00	35.2	2211	352	α	α+γ+β			
86	64.2	33.413	0.007	0.08	1	0.2			0.1						63.6	11.4	1.10	36.5	5216	456	α	α+γ			
87	63.9	33.411	0.009	0.08	0.8	0.3	1.4			0.1					63.4	8.9	1.45	36.3	4635	454	α	α+γ+β			
88	63.3	34.477	0.013	0.08	0.8	0.7				0.5	0.13				63.1	6.2	0.75	36.5	2806	456	α	α+γ+β			
89	62.8	32.51	0.01	0.08	0.8		2.3			1.2	0.3				63.5	8.0	2.40	34.5	3451	431	α	α+γ+β			
90	63.8	34.286	0.014	0.05	0.8	0.9				0.15					63.9	3.6	0.95	36.3	2592	725	α	α+γ			
91	63.2	34.841	0.009	0.08	0.8	1									62.8	8.9	1.10	36.9	4093	461	α	α+γ+β			
92	64	33.942	0.009	0.05	0.8	1.2									64.1	6.3	1.25	35.9	4493	719	α	α+γ			
93	64.9	29.111	0.009	0.08	0.4	1.3				4	1.2				64.4	8.9	1.30	29.3	3257	366	α	α			
94	65.5	28.31	0.01	0.08	0.7	1.6				3	0.8				65.0	8.0	1.60	30.4	3041	380	α	α			
95	66.1	29.958	0.011	0.08	1.6	0.9				1.1	0.25				63.7	7.3	0.80	34.8	3160	434	α	α+β			
96	72	23.282	0.008	0.06	3.1	0.7				0.7	0.15				66.8	7.5	0.90	32.6	4073	543	α	α+γ			
97	63.8	29.717	0.013	0.07	1.3	1				3.1	1				61.4	5.4	1.00	33.6	2586	480	α	α+β			
98	65	31.395	0.015	0.09	0.6		0.8			1.6	0.5				63.9	6.0	0.80	33.2	2219	369	α	α			
99	66.3	27.01	0.01	0.08	1		1.4			3.2	1				64.7	8.0	1.40	30.0	3001	375	α	α			
100	64.8	32.061	0.009	0.08	0.15	0.8	1.2			0.7	0.2				63.6	8.9	1.20	34.8	3871	435	α	α			
101	63.9	32.222	0.019	0.11	0.6	0.3	1.1	0.2		1.2	0.35				63.4	6.1	1.30	34.5	1923	815	α	α			
102	63.9	34.331	0.009	0.08	0.6	1.2					0.08				63.7	8.9	1.20	35.5	3959	445	α	α			
103	63	34.183	0.007	0.05		1.4			0.05		1	0.3			63.4	8.6	1.40	34.2	4863	570	α	α+β			
104	64	32.167	0.013	0.08	0.5		1.4			0.04	1.4	0.4			63.5	6.2	1.40	33.7	2590	421	α	α+β			
105	63.4	33.33	0.02	0.09	0.6	1.3			0.05		1.1	0.3			63.3	4.5	1.35	34.3	1742	887	α	α+γ+β			
106	64.1	33.849	0.011	0.08	0.7	1.2			0.05						64.1	7.3	1.25	35.6	3236	445	α	α+γ			
107	64.5	31.242	0.008	0.08	0.8	1.2			0.04	1.6	0.45				63.4	10.0	1.20	33.8	4230	423	α	α+β			

实施例

表 5

铸件号	合金成分 (mass%)														f1	f2	f3	f4	f5	f6	初晶	金属组织
	Co	Zn	Zr	P	Sn	Al	Pb	Bi	Mn	Si	不纯物											
	Fe	Ni																				
201	65.7	33.90	0.009	0.09		0.3								65.6	10.0	0.30	33.9	3167	377	$\alpha$	$\alpha$	
202	65.7	34.216	0.009	0.07		0.005								65.5	7.8	0.01	34.2	3302	489	$\alpha$	$\alpha$	
203	59.2	39.304	0.016	0.08		1.4								59.7	5.0	1.40	39.3	2457	491	$\beta$	$\alpha+\beta$	
204	63.5	34.55	0.0005	0.05	1	0.9								63.3	100.0	1.05	37.0	74099	741	$\alpha$	$\alpha+\gamma+\beta$	
205	63.5	34.549	0.0012	0.05	1	0.9								63.3	41.7	1.05	37.0	30874	741	$\alpha$	$\alpha+\gamma+\beta$	
206	63.8	34.176	0.054	0.07	1	0.9								63.5	1.3	1.00	36.7	679	524	$\alpha$	$\alpha+\gamma+\beta$	
207	63.4	34.52	0.09	0.09	1	0.9								63.1	1.0	1.10	37.0	411	411	$\alpha$	$\alpha+\gamma+\beta$	
208	63.3	34.784	0.009	0.007	1	0.9								63.2	0.8	1.05	37.3	4143	5326	$\alpha$	$\alpha+\gamma+\beta$	
209	64.2	33.6	0.01	0.29	1	0.9								63.3	29.0	1.05	36.1	3610	124	$\alpha$	$\alpha+\gamma+\beta$	
210	60.5	36.22	0.01	0.07	2.3	0.9								59.6	7.0	1.60	42.0	4197	600	$\beta$	$\alpha+\gamma+\beta$	
211	64.3	29.925	0.015	0.06	4.4	1.2								62.6	4.0	2.30	40.9	2728	582	$\alpha$	$\alpha+\gamma$	
212	59.3	38.506	0.014	0.08	0.9	1.2								59.2	5.7	1.45	40.8	2911	509	$\beta$	$\alpha+\gamma+\beta$	
213	63.8	33.835	0.045	0.02	1	1.3								63.9	0.4	1.45	36.3	807	1817	$\alpha$	$\alpha+\gamma+\beta$	
214	64.1	33.369	0.0015	0.23	1	1.3								63.6	153.3	1.45	35.9	23912	156	$\alpha$	$\alpha+\gamma+\beta$	
215	64	31.53	0.01	0.06	1.1		3.3							64.9	6.0	3.45	34.3	3428	571	$\alpha$	$\alpha+\gamma$	
216	72	22.505	0.015	0.08		4.2								64.8	5.3	1.95	35.1	2340	439	$\alpha$	$\alpha+\gamma$	
217	61.5	35.911	0.009	0.08	0.7	0.9								59.7	8.9	0.95	40.4	4485	505	$\beta$	$\alpha+\gamma+\beta$	
218	60	34.009	0.011	0.08				3.8	1.2					59.8	7.3	0.90	34.0	3092	425	$\beta$	$\alpha+\beta$	
219	63.8	33.266	0.014	0.11	0.8	1.8								64.0	7.9	1.80	35.3	2519	321	$\alpha$	$\alpha+\gamma+\beta$	
220	64.2	33.311	0.01	0.06	0.9	1.3								64.2	6.0	1.30	35.6	3556	593	$\alpha$	$\alpha+\gamma+\beta$	
221	64.8	32.55	0.01	0.06	1	1.3								64.8	6.0	1.35	35.1	3505	584	$\alpha$	$\alpha+\gamma$	
222	63.5	34.571	0.029		1	0.9								63.5	0	0.90	37.1	1278		$\alpha$	$\alpha+\gamma+\beta$	

比较例

表 6

铸件号	相面积比 (%)		平均粒晶 (μm)	铸造收缩性	tatar 粒晶	铸造龟裂	最大腐深度 (μm)	腐蚀减量 (mg/cm <sup>2</sup> )				主切削力 (N)	切削性	拉申强度 (N/mm <sup>2</sup> )	屈服应力 (N/mm <sup>2</sup> )	延伸率 (%)	疲劳强度 (N/mm <sup>2</sup> )	冷压缩加工性	磨减量 (mg)	半固态金属铸造性
	α+γ	γ						I	II	III	IV									
1	100	0	40	○	○	○	40					19	a	312	103	26	110	○	430	
2	100	0	50	○	○	○	30	45	6A	278	595	127	b							
3	98	0	50	○	○	○	160	53				94	c							
4	96	0	250				290					108	d							
5	99	0					90					106	e							
6	97	0	120	△	△	△	230													
7	100	0	80	○	○	○	20													
8	100	0	45	○	○	○	40													
9	100	0	40	○	○	○	50													
10	100	0	40	○	○	○	40													
11	100	0	60	○	○	○	50	42												
12	100	0	40	○	○	○	60													
13	99	3	120	○	○	○	140	38	53	222	460	129	e	305	109	23	116	○		△
14	100	2	65	○	○	○	80	84	51	198	415	126	b	316	128	25	139	○		
15	100	3	35	○	○	○	40	30	44	176	390	125	a	331	135	24	142	○	210	○
16	100	3	30	○	○	○	50	31	45	163	372	126	a	328	139	25	146	○		○
17	99	3	75	○	○	○	80	32				127	a	310	115	24				△
18	99	2	120	△	△	△	120	36				129	a	306	112	22	121			△
19	100	2	250	△	△	△	150	33				129	e	290	101	20		△		※
20	100	3	200	△	△	△	120	33				129	a	299	108	21	113	△		
21	100	2	80	○	○	○	90	30				126	b	308	119	22		○		
22	100	3	50	○	○	○	30	25				126	b	324	136	24	143	○		
23	99	2	120	△	△	△	140					124	b	302	103	13		△		
24	98	2	80	○	○	○	180	42												
25	100	1	30	○	○	○	30	31												
26	100	1	30	○	○	○	10以下	30	42	158	814	129	a	338	137	26	142			
27	100	3	25	○	○	○	10以下	26	42	143	295	124	a	349	152	22	165		195	
28	100	12	25	○	○	○	70	29	40	186	281	112	a	384	165	16	172		164	

实施例



表 7

铸件号	相面积比 (%)		平均晶粒 (μm)	铸造收缩试验 铸造性 结晶	铸造龟裂	最大腐蚀深度 (μm)	腐蚀减量 (mg/cm <sup>2</sup> )			主切削力 (N)	切削性 形态	拉伸强度 (N/mm <sup>2</sup> )	屈服应力 (N/mm <sup>2</sup> )	延伸率 (%)	疲劳强度 (N/mm <sup>2</sup> )	冷压加工性	磨耗减量 (mg)	半固态金属铸造性	
	α+γ	γ					II	III	IV										
29	100	20	40	△	○	100	32	42	182	276	126	a	386	166	18	171	△	162	
30	100	12	25	○	○	50	28				120	a							
31	100	20	30	○	○	80	28												
32	100	7	30	○	○	80	26												
33	100	0	40	○	○	60	37						322	112	26				
34	100	0	35	○	○	80	36												
35	100	0.5	30	○	○	40	34												
36	96	4	200	△	△	280	36												
37	99	1				80	35												
38	97	4	150	△	△	200	44	65	256	545									
39	100	1				40	32	49	176	406									
40	100	1	35	△	○	10以下													
41	100	1	35	○	○	10以下													
42	100	1	35	○	○	20	29												○
43	100	10	25	○	○	10以下	23	39	141	255	125	a	340	166	19	175	○	155	
44	100	3	200	△	△	120					116	b	298	107	19	112			
45	100	2	120	△	△	80					113	a							
46	99	3	250	△	△	220	41				114	a	290	103	18				
47	100	3	120	△	○	60	31												
48	98	3	30	○	○	80	33												
49	98	4	40	○	○	150	39												
50	89	3	35	○	○	90	33				99	a							
51	100	8	25	○	○	10以下	24	41	145	263	101	a	348	151	17				○
52	100	12	25	○	○	40	24	43	148	254	130	a							
53	100	7	30	△	○	20	23				94	c							
54	98	4	30	○	○	90	30				129	b	341	144	20				○
55	100	18	35	○	○	30	24	43	152	243	110	a							
56	100	0	30	○	○	40	38												

实施例

表 8

铸件号	相面积比 (%)		平均晶粒 (μm)	tatar 收缩试验 铸造性 结晶	铸造龟裂	最大腐蚀深度 (μm)	腐蚀减量 (mg/cm <sup>2</sup> )			切削性 主切削力 (N) 形态	拉伸强度 (N/mm <sup>2</sup> )	屈服应力 (N/mm <sup>2</sup> )	延伸率 (%)	疲劳强度 (N/mm <sup>2</sup> )	冷压缩 加工性	杂质含量 (mg)	凝固状态 铸造性
	铁+γ	γ					前	后	后								
57	98	0	35	○	○	160	41			322	117	27	122				
58	100	0	30	○	○	50	55	102	455	330	139	26	145	○	220	○	
59	100	3	45	○	○	30	29	159	316	355	153	23	163		145		
60	99	0	35	○	○	80											
61	99	0	35	○	○	90								○			
62	100	3	30	○	○	40	31							○			
63	100	10	25	○	○	10以下	22	38	141	223	124	21	164			165	
64	100	15	30	○	○	50	27	43	148	247	119	18	178			150	
65	100	2	25	○	○	10以下	25	42	151	268	124	27	145				
66	99	1	30	○	○	70	31				119						
67	100	24	40	△	△	60	25										
68	97	3	200	△	△	280	48										
69	99	3	30	○	○	30	33										
70	99	1	25	○	○	70	35			342	136	27	146		205		
71	100	10	35	○	○	50	28	45	155	253	120	20	140				
72	99	0.5	35	○	○	100	36										
73	100	5	35	○	○	50	30			338	134	22	145				
74	100	1	30	○	○	50	32	49	177	435	138	25					
75	100	2	60	○	○	50	50										
76	100	1	70	○	○	50	35	49	185	404	129	22	133				
77	100	0	45	○	○	40											
78	99	0	50	○	○	70											
79	100	0	40	○	○	80	41	64	255	305	125	20	165		4.7		
80	100	1	30	○	○	60											
81	100	0	45	○	○	30											

实施例

表 9

铸件号	相面积比 (%)		平均粒径 (μm)	铸造用 收缩试验 铸态用 颗粒	最大腐 蚀深度 (μm)	腐蚀数量 (mg/cm <sup>2</sup> )			切削性 切削主分力 切削 形态	拉伸强度 (N/mm <sup>2</sup> )	屈服应力 (N/mm <sup>2</sup> )	延伸率 (%)	疲劳强度 (N/mm <sup>2</sup> )	半固态金 属铸态性
	铸态用	铸态用				I	II	IV						
82	99	0	50	○	100			140	355	143	22	149	24	
83	100	0	35	○	30	30								
84	100	0	30	○	30	31								
85	99	0	40	○	80	40								
86	100	0	40	○	40	31								
87	99	1	35	○	80	35	198	402	338	125	26			
88	99	1	30	○	80	35	182	365	360	135	23	145	54	
89	99	2	40	○	80	35	49	312					32	
90	100	0	35	○	30	31								
91	99	2	35	○	100									
92	100	0	25	○	30	30								
93	100	0	40	○	40									
94	100	0	30	○	50	34	204	296	436	158	20	162	3	
95	99	0	35	○	90	42	199	275	408	157	21	170	18	
96	100	0	60	○	40	30	47	253						
97	95	0	200	△	300									
98	100	0	40	○	60									
99	100	0	40	○	40									
100	100	0	35	○	50									
101	100	0	40	○	40	31	48	194	362	148	20	155	36	
102	100	0	35	○	40									
103	99	0	40	○	80	40								
104	99	0	45	○	80									
105	99	1	40	○	70	36								
106	100	0	30	○	30									
107	98	0	40	○	140									

实施 例

表 10

铸件号	相面积比 (%)		平均粒度 (μm)	铸造收缩性		铸造缺陷	最大腐蚀深度 (μm)	腐蚀数量 (mg/cm <sup>2</sup> )				切削性		拉伸强度 (N/mm <sup>2</sup> )	屈服应力 (N/mm <sup>2</sup> )	延伸率 (%)	疲劳强度 (N/mm <sup>2</sup> )	磨耗减量 (mg)	冷压加工性	半固体金属铸造性	
	α+β	γ		铸造性	粒径			I	II	III	IV	主切削力 (N)	切削形态								
201	100	0	40	○	○	○	30					183	g								
202	100	0	40	○	○	○	40					258	g								
203	86	0	500	△	×	×	900	65	119	480	850	108	a	285	86	16	87	550		×	
204	97	3	1000	×	×	×	400	50	74	323	588	134	a	261	90	19	91	320		×	
205	98	3	250	△	×	×	220	42	61	265	504	128	a	298	106	22				△	
206	99	2	350	×	×	×	190	41				132	a	288	85	21					
207	99	4	400	×	×	×	230	43	60	260	480	134	a	278	94	18	96				
208	98	3	800	×	×	×	350	48				133	a	258	91	20	94	345		×	
209	95	14	350	△	×	×	230					128	a	294	105	9	98			×	
210	95	14	350	△	×	×	500	54						294	92	8	91			×	
211	100	0	50	×	×	×	120	31												×	
212	84	5	700	△	×	×	750	61						286	80	12	89				
213	99	3	500	×	×	×	260	45				120	a	278	52	19	92				
214	99	3	800	×	×	×	320	48				124	a	262	83	16	89				
215	100	3	30	×	×	×	40	33													
216	100	15	120	×	×	×	80														
217	85	1	800	△	×	×	600	58												×	
218	88	0	500	△	×	×	800														
219	99	0	500	×	×	×	320	59	74	338	595	105	a	268	93	20	98			×	
220	99	0	550	×	×	×	280	52													△
221	100	1	550	×	×	×	300														△
222	98	2	450	×	×	×	300	46				134	a	268	92	17	93				×

比较例

## 工业上的利用可能性

本发明的铜合金铸件，可以用于包括如下的产品及其构成材料的铸件产品为理想。

1，要求铸造性、导电性、热传导性和高机械特性的一般机械部件。

2，要求高导电性和高热传导性的电气用终端设备和连接器，要求可容易进行钎焊和焊接的电气部件。

3，要求铸造简单的计量仪器部件。

4，要求机械特性优异的给排水金属零件、建筑用金属零件、日用品·杂货品。

5，要求高强度、高硬度及优异的耐蚀性和韧性的船用推进器、轴、轴承、阀座、阀杆、紧固金属零件、夹钳、连接件、门把握手、管卡环和凸轮。

6，要求高强度、高硬度和高耐磨性的阀门、轴杆、轴瓦、涡轮、支架、气缸部件、阀座、不锈钢轴承和泵叶轮。

7，要求耐压性、耐磨性、可切削性和铸造性的阀门、泵体、叶轮、供水阀、混水阀、自来水阀、接头、喷洒头、旋塞、水表、止水阀、传感器部件、涡旋式压缩机部件、高压阀门和夹套压力容器。

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、钓具用卷盘和飞机固定器。

9，要求优异的强度、耐蚀性和耐磨性的螺栓、螺母和配管用连接器。

10，要求适于简单形状的大型铸件且要求高强度及优异的耐蚀性和耐磨性的化学机械部件和工业阀门。

11，要求接合强度、加厚焊接、加衬里、覆盖、耐蚀性和铸造性的海水脱盐装置用焊接管、供水管、热交换器用管、热交换器用管板、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、旋塞、转向旋塞、填料旋塞(ground cock)、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、水表(自来水用户水表、流量计)。

#### 14, 触水金属零件(水龙头金属零件)

水龙头(供水栓、洒水栓、止水栓、万向水栓、混水栓、分水栓)、自来水龙头、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)、洒水喷嘴和喷洒头。

#### 15, 触水金属零件(住宅设备器械、排水器具类)

疏水阀、消防栓阀、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、压力开关、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, 螺丝杆, 马达轴承(流体轴承), 复印机轴和辊筒, 空调用阀门、接头和螺母, 传感器部件。

#### 19, 摩合部件

油压缸活塞滑履, 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、水箱供水栓部件。

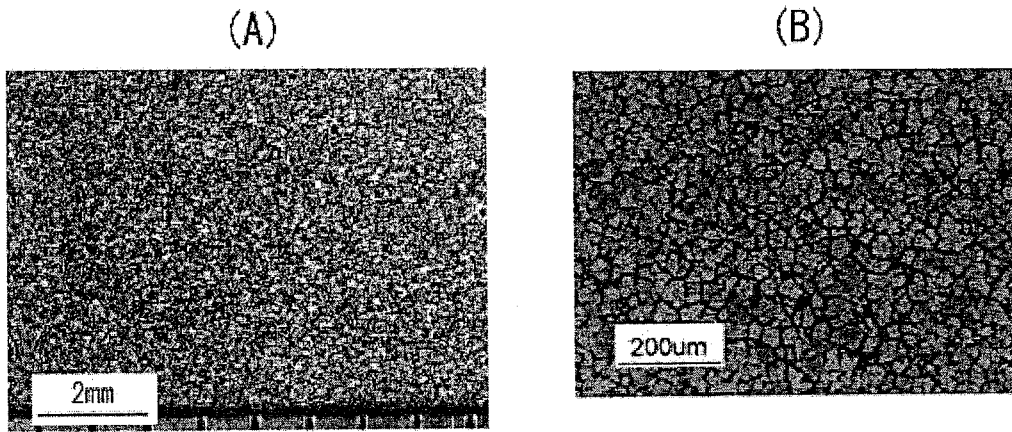


图 1

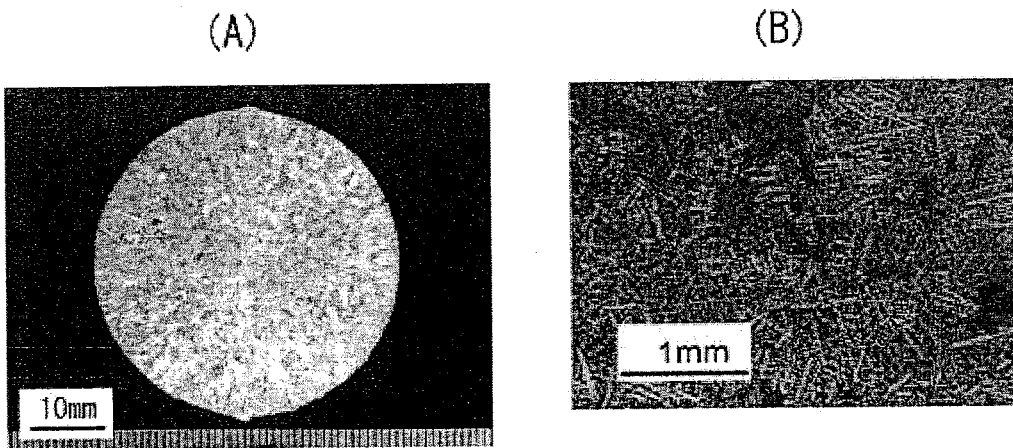


图 2

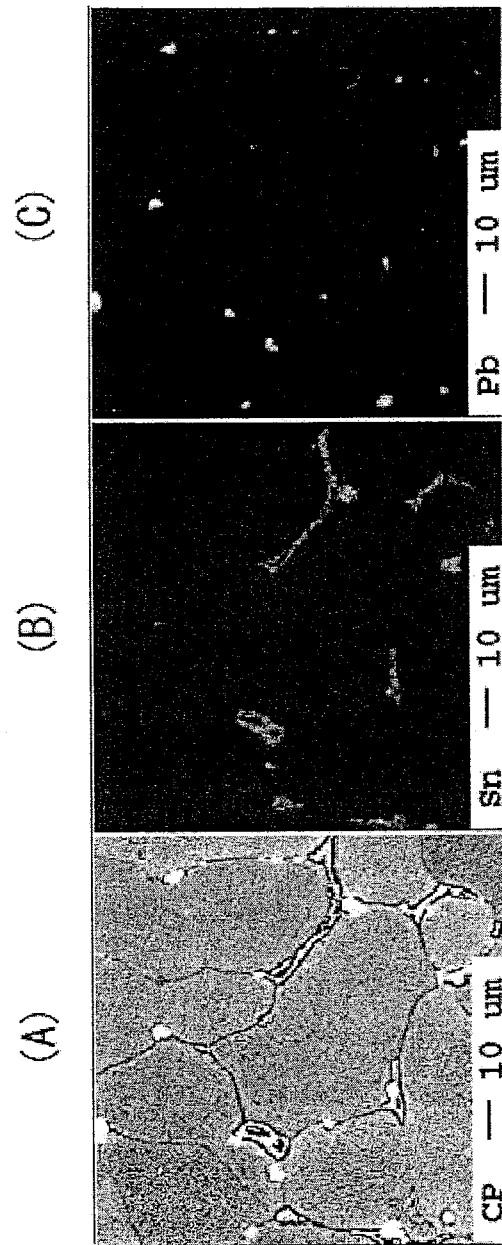


图 3



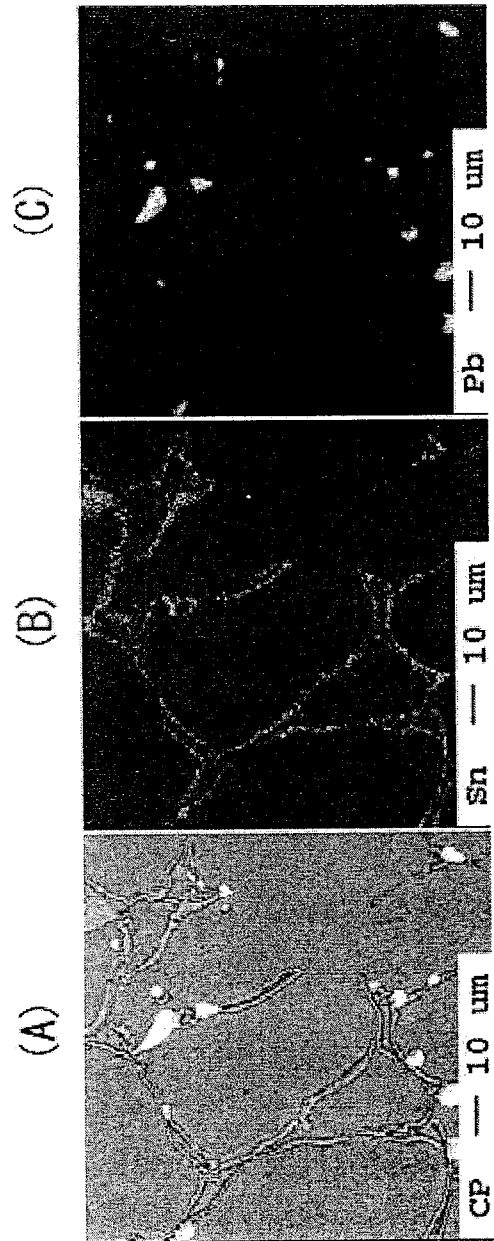


图 4

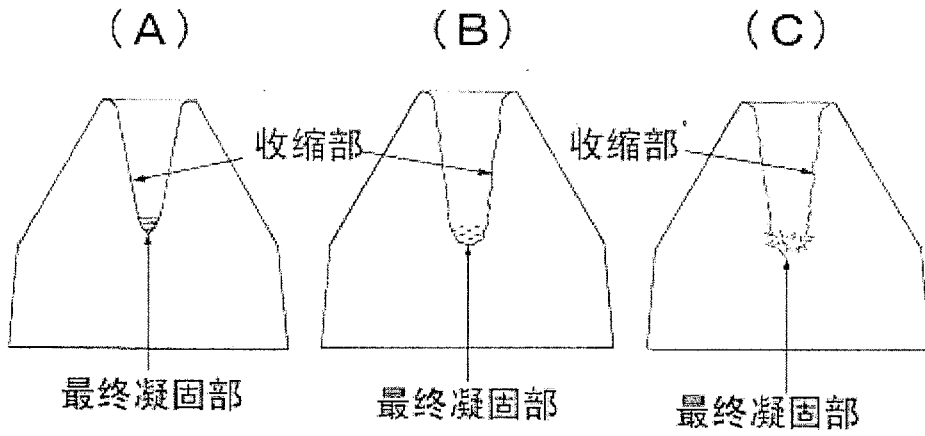


图 5

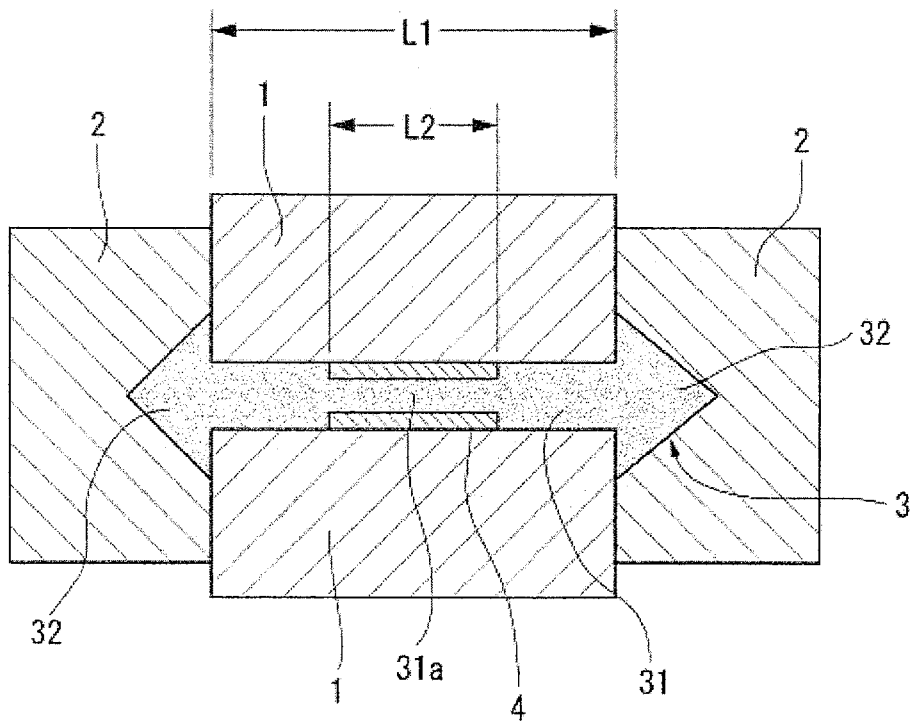


图 6

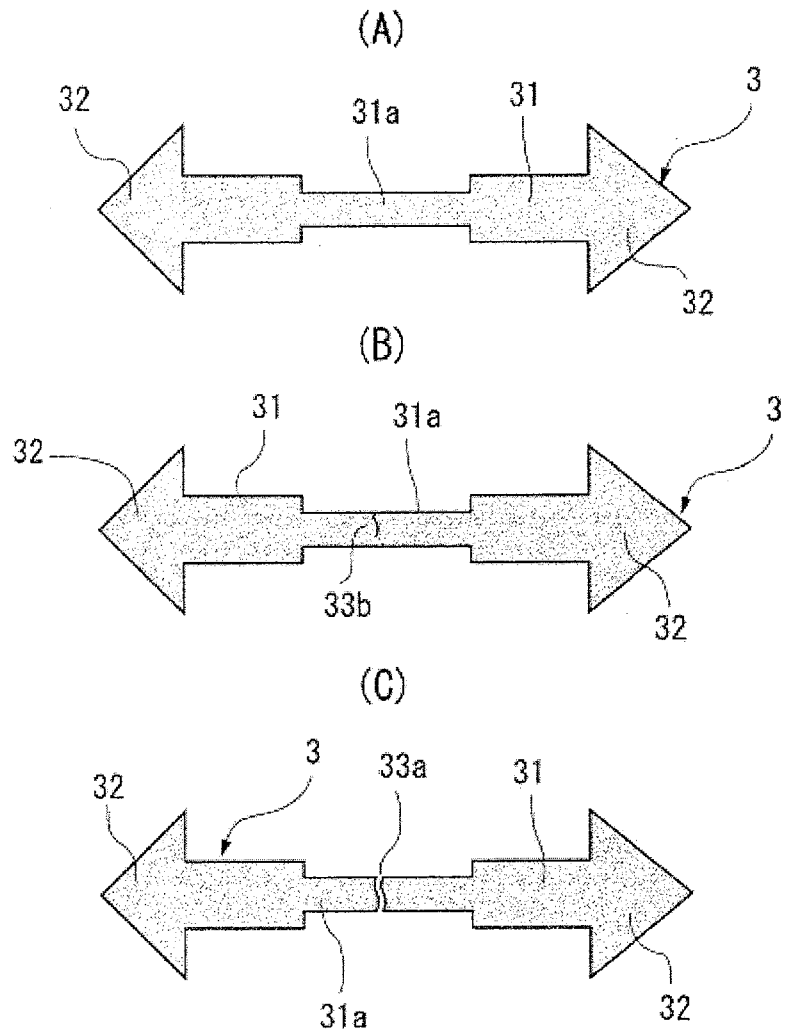


图 7

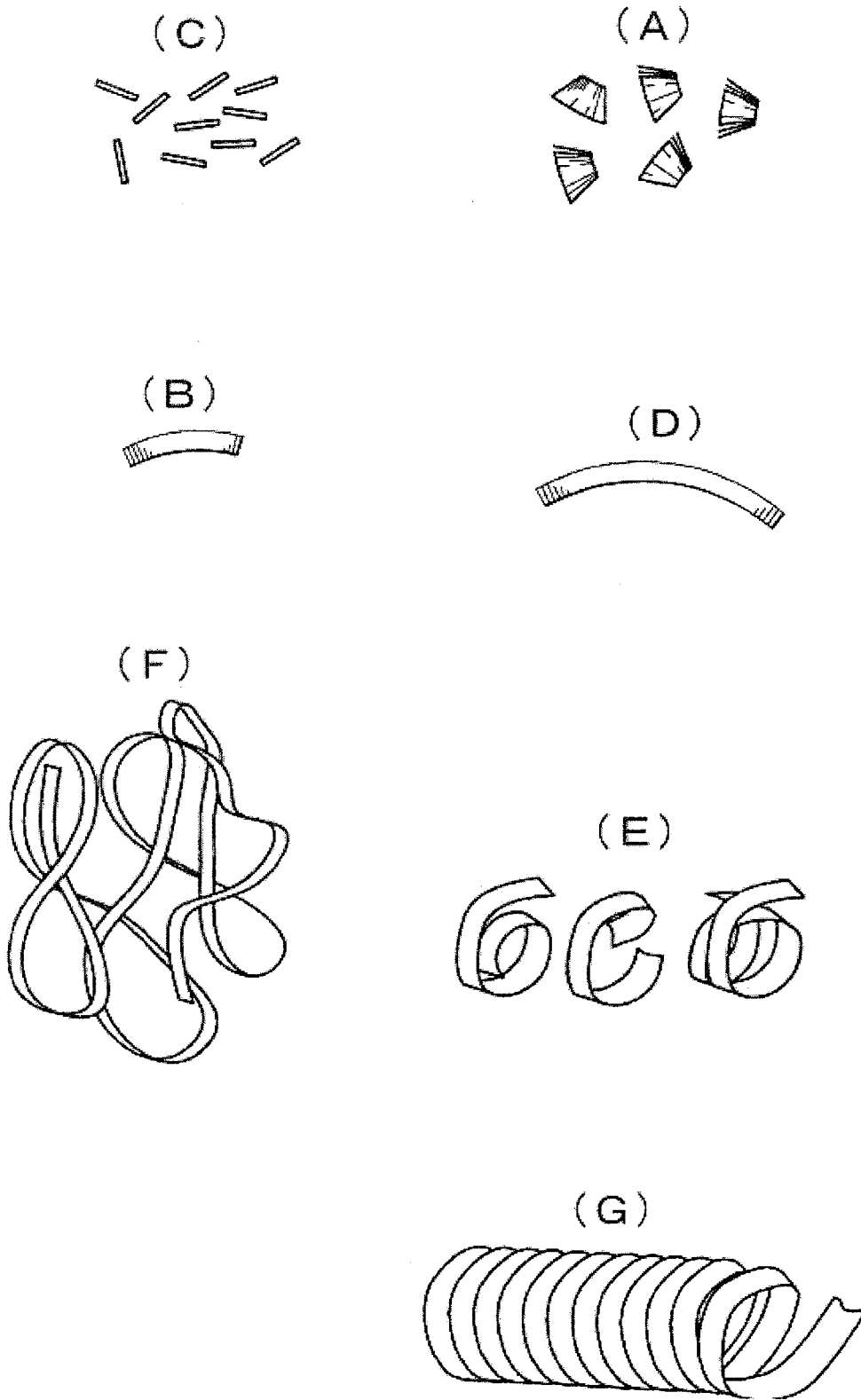


图 8