



(19) 中華民國智慧財產局

(12) 發明說明書公開本

(11) 公開編號：TW 202444931 A

(43) 公開日：中華民國 113 (2024) 年 11 月 16 日

(21) 申請案號：113116107

(22) 申請日：中華民國 113 (2024) 年 04 月 30 日

(51) Int. Cl. :

C22C9/04 (2006.01)

C22F1/08 (2006.01)

B22D21/00 (2006.01)

(30) 優先權：2023/05/01

日本

2023-075579

2023/10/05

日本

2023-173342

(71) 申請人：日商三菱綜合材料股份有限公司 (日本) MITSUBISHI MATERIALS CORPORATION
(JP)

日本

(72) 發明人：大石惠一郎 OISHI, KEIICHIRO (JP)；須崎孝一 SUZAKI, KOICHI (JP)；後藤弘
樹 GOTO, HIROKI (JP)；田淵友和 TABUCHI, TOMOKAZU (JP)

(74) 代理人：李世章；彭國洋

申請實體審查：無 申請專利範圍項數：7 項 圖式數：5 共 111 頁

(54) 名稱

快削性銅合金鑄件、及快削性銅合金鑄件的製造方法

(57) 摘要

本發明之快削性銅合金包含特定量的 Cu、Si、Pb 及 P，且包含特定量的 Bi 作為任選元素，剩餘部分由 Zn 及不可避免的雜質組成，該不可避免的雜質中，Fe、Mn、Co 及 Cr 的總含量未達特定量，且 Al 的含量未達特定量，由各元素的組成規定之組成關係式 f1、f2、由金屬組織的構成相的面積率規定之組織關係式 f3、f4、f5、由組成及金屬組織規定之組織及組成關係式 f6 分別在特定範圍內，於利用過氧化氫與氨水的混合液進行蝕刻時，於該 β_1 相內觀察到晶界。

無

【發明摘要】

【中文發明名稱】快削性銅合金鑄件、及快削性銅合金鑄件的製造方法

【中文】

本發明之快削性銅合金包含特定量的Cu、Si、Pb及P，且包含特定量的Bi作為任選元素，剩餘部分由Zn及不可避免的雜質組成，該不可避免的雜質中，Fe、Mn、Co及Cr的總含量未達特定量，且Al的含量未達特定量，由各元素的組成規定之組成關係式f1、f2、由金屬組織的構成相的面積率規定之組織關係式f3、f4、f5、由組成及金屬組織規定之組織及組成關係式f6分別在特定範圍內，於利用過氧化氫與氨水的混合液進行蝕刻時，於該β1相內觀察到晶界。

【英文】

無

【指定代表圖】無

【代表圖之符號簡單說明】

無

【特徵化學式】

無

【發明說明書】

【中文發明名稱】快削性銅合金鑄件、及快削性銅合金鑄件的製造方法

【技術領域】

【0001】 本發明關於一種鑄造性、耐脫鋅腐蝕性良好、被削性優異、鉛含量大幅減少之快削性銅合金鑄件、及快削性銅合金鑄件的製造方法。本發明所涉及之快削性銅合金鑄件、及快削性銅合金鑄件的製造方法用於人或動物每天攝取之飲用水用之器具及零件、廚房、浴室、廁所等衛生設備用之器具及零件、樂器、餐具、排水用器具及零件、工業用管道零件、機械零件、滑動零件、醫療用零件、汽車零件、電氣及家電零件、壓力容器、建築用配件、儀器零件、日用品、文具、玩具、及與飲用水、工業用水、排水、氫氣等液體或氣體相關之零件。作為具體的零件名稱，可列舉水龍頭配件、水龍頭、混合龍頭、止水龍頭、閥門、接頭、閥桿、旋塞、水錶、排水龍頭、減壓閥、閥座、閘閥、消防栓、齒輪、法蘭、分支栓、龍頭閥、球閥、彎管、軸承、套筒、連接器等，本發明關於用於該等需實施切削之零件之快削性銅合金鑄件、及快削性銅合金鑄件的製造方法。

本案基於2023年5月1日向日本申請之日本特願2023-075579號及2023年10月5日向日本申請之日本特願2023-173342號要求其優先權，並將其內容引用於此。

【先前技術】

【0002】 以往，於與飲用水、衛生設備相關之器具及零件、汽車零件、電氣及家電零件、機械零件、文具、儀器零件、醫療用零件、及與工業用水、排水、氫氣等液體或氣體相關之器具及零件（作為該等的具體名稱，可列舉水龍頭配件、水龍頭、混合龍頭、止水龍頭、閘門、旋塞、接頭、閘、水錶、連接器等）中，一般使用具有優異的被削性之 $Cu-Zn-Pb$ 合金（所謂的快削黃銅棒、鍛造用黃銅、鑄件用黃銅）或 $Cu-Sn-Zn-Pb$ 合金（所謂的青銅鑄件（*lead ed red brass*））。

此處， $Cu-Zn-Pb$ 合金的組成例如含有 56 ~ 70 *mass %* 的 Cu 、1 ~ 4 *mass %* 的 Pb ，剩餘部分為 Zn 。又， $Cu-Sn-Zn-Pb$ 合金的組成例如含有 80 ~ 88 *mass %* 的 Cu 、1 ~ 8 *mass %* 的 Sn 、1 ~ 8 *mass %* 的 Pb ，剩餘部分為 Zn 。

【0003】 然而，近年來， Pb 對人體或環境之影響令人擔憂，各國積極進行關於 Pb 之管制運動。例如，於美國加利福尼亞州，自 2010 年 1 月起，使飲用水器具等中包含之 Pb 含量為 0.25 *mass %* 以下之管制已生效。於除美國以外之國家，該管制運動亦快速推進，要求開發一種應對 Pb 含量的管制之銅合金材料。

【0004】 又，於其他產業領域，如汽車、電氣及電子設備、機械等產業領域，例如，歐洲的廢車輛指令（*End-of-life Vehicle, ELV*）、限用有害物質指令（*Restriction Of*

Hazardous Substances, RoHS) 中例外允許快削性銅合金的 Pb 含量達到 4 mass%，但與飲用水領域同樣地，正在積極討論加強 Pb 含量的管制，包括例外情況的廢除。

【0005】 於此種加強快削性銅合金的 Pb 管制之動向中，以往提倡：(1) 含有具有被削性功能之代替 Pb 之 Bi、視情況除 Bi 以外還含有 Se 之 Cu-Zn-Bi 合金、Cu-Zn-Bi-Se 合金，(2) 含有高濃度的 Zn、增加 β 相以提高被削性之 Cu-Zn 合金，或(3) 含有大量具有優異的被削性能之 γ 相、κ 相代替 Pb 之 Cu-Zn-Si 合金，及(4) 含有大量 γ 相且含有 Bi 之 Cu-Zn-Sn-Bi 合金等。

例如，於專利文獻 1 中，於含有 59.5 ~ 66.0 mass% 的 Cu 之 Cu-Zn 合金中添加 0.7 ~ 2.0 mass% 的 Sn、0.5 ~ 2.0 mass% 的 Bi 使 γ 相析出，以此改善耐蝕性及被削性。

【0006】 然而，含有 Bi 代替 Pb 之合金存在很多問題，包括 Bi 的被削性較 Pb 差、Bi 可能與 Pb 同樣地對人體有害、因 Bi 是稀有金屬而存在資源上的問題、Bi 會使銅合金材料變脆等。並且，如專利文獻 1 所示，即便於 Cu-Zn-Sn 合金中使 γ 相析出，含有 Sn 之 γ 相的被削性亦較差，如需要與具有被削性功能之 Bi 一並添加。

【0007】 又，於專利文獻 2 中，於含有 59 ~ 62 mass% 的 Cu 之 Cu-Zn 合金中，添加有大量 Bi，為 0.3 ~ 4 mass%，較佳為 1.8 ~ 3.2 mass%。進而，由於 β 相的耐脫鋅腐蝕性差，因此為了減少 β 相，於 350 ~ 550 °C 進行退火，以利用 α 相將 β 相分斷，以此改善被削性及耐脫鋅腐蝕性。如此，

以往，Cu-Zn合金的 β 相的耐脫鋅腐蝕性差，作為其改善對策，實質上需要減少 β 相、及進行退火以利用 α 相將 β 相分斷等。

【0008】 另一方面，包含大量 β 相之Cu-Zn二元合金有助於改善被削性，但相較於Pb， β 相的被削性功能差，且耐脫鋅腐蝕性、耐應力腐蝕開裂性差，因此，終究無法代替含Pb的快削性銅合金。

因此，近年來，作為快削性銅合金，專利文獻3~9中提出一種含有Si代替Pb之Cu-Zn-Si合金。

【0009】 於專利文獻3~8中，Cu量約為58~65 mass%，Si量約為0.2~1.5 mass%，藉由 β 相中所含之Si、由P及Zn等形成之微細的P化合物的存在，被削性得到改善，且規定了 β 相及 γ 相的面積率，P化合物的存在與含有少量Pb相輔相成，而實現優異的被削性。然而，眾所周知，Cu-Zn合金的 β 相如專利文獻2所揭示那般，耐脫鋅腐蝕性差，進而導致耐應力腐蝕開裂性變差。因此，於專利文獻3~8中，未揭示與耐脫鋅腐蝕性、耐應力腐蝕開裂性相關之具體資料，推測以往的Cu-Zn合金的 β 相的技術問題、即耐脫鋅腐蝕性、耐應力腐蝕開裂性未得到改善。

【0010】 於專利文獻9中，Cu量為71.5~78.5 mass%，Si量為2.0~4.5 mass%，藉由規定由Cu、Si濃度高的合金形成之具有優異的被削性功能之 γ 相及 κ 相的總含有面積，以含有0.02 mass%以下的少量Pb的方式來實現優異的切削性。並且，藉由分別以0.1 mass%以上的量含有

S n、A l，來形成較多的 γ 相，從而進一步提高被削性或耐蝕性。

【0011】 又，於專利文獻10中，C u - Z n - S n合金中含有少量的S i、P b、P或F e，且含有0.5 mass%以下的P b，藉由改進製造方法，使富P b粒子分散於基體中，且藉由提高存在於 α 相的內部之富P b粒子的個數密度，來獲得優異的快削性。並且，於專利文獻10中，為了提高耐脫鋅腐蝕性，實質上需要400~600°C的精加工熱處理。

【0012】 於專利文獻11中，涉及一種在C u - Z n - S i - P b - P合金中使用中空坯料來近淨製造中空的熱鍛品之技術，且提出一種對 β 相、 γ 相及 μ 相的面積率進行了限制之銅合金。於專利文獻12中提出了一種銅合金鑄件，其於C u - Z n - Z r - P合金中，選擇性地含有S i、P b、S n、B i，藉由Z r及P的作用，使晶粒微細化。

於專利文獻13中提出了一種銅合金，其於C u - Z n - S n - A l合金中，選擇性地含有S i、P b，對 γ 相及 β 相的面積率進行了限制，且耐變色性優異。

於專利文獻14中提出了一種於C u - Z n - S i - S n - A l - P合金中不含P b之銅合金鑄件。

於專利文獻15中，提出了一種銅合金，其於C u - Z n - S i - S n - A l合金中，為了提高耐蝕性，表觀的Z n含量較為重要，且藉由實質上含有大量P b或B i來提高被削性。

於專利文獻16中，記載了如下實施例：一種不含Pb之銅合金鑄件，其於Cu-Zn-Si合金中，含有65 mass%以上的Cu，且鑄造性、機械強度良好，藉由 γ 相來改善被削性，且含有大量的Sn、Al、Mn、Ni、Sb。

[先前技術文獻]

(專利文獻)

【0013】

專利文獻1：國際公開第2008/081947號

專利文獻2：日本特開2002-003967號公報

專利文獻3：日本特開2021-042461號公報

專利文獻4：日本特開2021-042459號公報

專利文獻5：日本特開2021-042460號公報

專利文獻6：國際公開第2020/261666號

專利文獻7：日本特開2021-042462號公報

專利文獻8：國際公開第2021/117528號

專利文獻9：國際公開第2007/034571號

專利文獻10：日本特開2016-194123號公報

專利文獻11：國際公開第2013/065830號

專利文獻12：國際公開第2006/016630號

專利文獻13：國際公開第2015/046421號

專利文獻14：日本特開2010-133006號公報

專利文獻15：日本特開2018-048398號公報

專利文獻16：日本特表2019-508584號公報

【發明內容】

[發明所欲解決之問題]

【0014】 亦如該等專利文獻1~16所示，過去未發現與以往的較大技術問題、即Cu-Zn系合金中存在之 β 相的耐脫鋅腐蝕性相關之實質性改善。進而，亦未揭示如下合金：於Cu-Zn系合金中，含有少於0.2 mass%的量的Pb、Bi，且即便不含Bi，亦可於切削速度超過100 m/分鐘之快速切削下，切削阻力低，表現出優異的被削性。

【0015】 本發明是為了解決該現有技術的問題而完成的，其課題在於提供一種快削性銅合金鑄件、及快削性銅合金鑄件的製造方法，其被削性、鑄造性優異、儘管包含大量 β 相（下述 β 1相），耐脫鋅腐蝕性亦良好，強度高，衝擊特性佳，鉛的含量大幅減少。

[解決問題之技術手段]

【0016】 為解決上述問題，達成該目的，本發明者等人經過深入研究，獲得以下見解。

再者，於本說明書中，若無特別說明， β 相包括 β' 相， γ 相包括 γ' 相， α 相包括 α' 相。 β 1相是指改性 β 相，將 β 相及 β 1相加以區分。 β 1相的特徵在於，當使用過氧化氫與氨水作為蝕刻液並用金屬顯微鏡觀察時，於 β 1相內觀察到結晶晶界的圖案，識別為結晶晶界。即使用過氧化氫與氨水對普通的Cu-Zn合金、Cu-Zn-Bi合金、Cu-Zn-Si合金等中存在之 β 相進行蝕刻，亦不會於 β 相內觀察到晶界圖案、即結晶晶界。因此，能夠明確地區分 β 相與 β 1相。例如下述

第 1 A 圖是由將 β 相改性後得到之 $\beta 1$ 相及 α 相這兩相組成之本發明合金的金屬組織，可於 $\beta 1$ 相內觀察到晶界圖案。於本案例中，將第 1 A 圖中觀察到之晶界圖案作為結晶晶界，有時亦簡稱為晶界。另一方面，第 2 A 圖是由 β 相及 α 相組成之比較例合金的金屬組織，於 β 相內未觀察到晶界圖案，即晶界不存在。P 化合物主要是指 P 與 Zn 及 / 或 Si 的化合物。冷加工性是指拉拔、拉絲、填隙、彎曲等於冷態下進行之加工的性能。若無特別說明，良好的優異的被削性是指使用車床切削外周時的切削阻力小、且切屑的分斷性良好。傳導性是指電傳導性、熱傳導性、導電性。冷卻速度是指某一溫度範圍內的平均冷卻速度。某一溫度、例如 500°C 時的冷卻速度是指自高於 500°C 的溫度經過 500°C 時的冷卻速度，是高於 500°C 幾十度的溫度至 500°C 的平均冷卻速度。實際操作是指由實體量產設備製造。

【0017】 於上述專利文獻 9 中，於 Cu-Zn-Si 合金中， β 相對銅合金的被削性幾乎沒有幫助，反而會阻礙銅合金的被削性。於專利文獻 11、12、13 中， β 相的量亦大幅受限。於專利文獻 2 中，作為 β 相的耐脫鋅腐蝕性的改善方法，需要於 $350 \sim 550^{\circ}\text{C}$ 進行退火之工序，以藉由 α 相將 β 相分斷，來減少 β 相。於專利文獻 10 中，為了改善 β 相的耐脫鋅腐蝕性，需要含有較 Si 多的 Sn，且需要加熱至 $700 \sim 850^{\circ}\text{C}$ 的溫度，進行熱擠壓，作為精加工熱處理，需要於 $400 \sim 600^{\circ}\text{C}$ 保持 30 分鐘以上，且於 $400 \sim 200^{\circ}\text{C}$ 的平均冷卻速度為 $0.2 \sim 10^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 之條件下進行熱處理。

【0018】 另一方面，於專利文獻 3 ~ 8 中，發現於 $Cu-Zn-Si$ 合金中，首先，藉由使 β 相含有一定量的 Si 而對 β 相本身的被削性具有顯著效果。並且，藉由存在微細的 P 化合物、含有少量的 Pb 、視情況含有 Bi 這三個要求協同作用，使合金具有優異的被削性。然而，為了使 P 化合物存在，較佳為需要熱加工後或鑄造後的約 $530^{\circ}C$ 至約 $450^{\circ}C$ 的溫度範圍內的平均冷卻速度為約 $0.1^{\circ}C/分鐘$ 以上且約 $70^{\circ}C/分鐘$ 以下的冷卻。

另外，於專利文獻 3 ~ 8 中，未揭示與耐脫鋅腐蝕性、耐應力腐蝕開裂性相關之資料。又，未提及 β 相本身的改性。即，推測出 $Cu-Zn-Si$ 合金中存在之 β 相的耐脫鋅腐蝕性、耐應力腐蝕開裂性未得到改善，被削性亦未進一步得到改善。

【0019】 本發明者等人還致力於 $Cu-Zn-Si$ 合金中 β 相本身的改性。經過深入研究，結果發現，即便不存在 P 化合物，藉由改性 β 相、即 $\beta 1$ 相，被削性、尤其是快速切削時的被削性亦得到進一步改善，並且，能夠大幅改善 $Cu-Zn$ 系合金的長期問題、即 β 相的耐脫鋅腐蝕性。此外，包含 $\beta 1$ 相代替 β 相之合金能夠進一步提高強度而不損害延性。

該 $\beta 1$ 相是藉由如下方式而獲得：首先，需要於凝固後的高溫狀態下，使 Si 及 P 固溶於 β 相內，然後，保持超過 $500^{\circ}C$ 的高溫狀態的 β 相、即超過 $500^{\circ}C$ 且未達 $700^{\circ}C$ 的 β 相的狀態，且提高冷卻至常溫時之冷卻速度，藉此使高溫度下的金屬組織的狀態恢復至常溫。

【0020】 另外， $\beta 1$ 相與Cu-Zn系合金的 β 相容易區分、辨別。對表面進行鏡面拋光（鏡面研磨），並用過氧化氫與氨水的混合液進行蝕刻。將混合3 vol%的過氧化氫水3 mL與14 vol%的氨水22 mL而得到之水溶液用於蝕刻。將金屬的研磨面於約15～約25°C的室溫浸漬於該水溶液中約2～約10秒，當用金屬顯微鏡以200～1000倍進行觀察時，於 $\beta 1$ 相內可看到晶界圖案、即結晶晶界，而於通常的Cu-Zn系合金的 β 相內未觀察到晶界圖案、即結晶晶界。關於該蝕刻液，專利文獻3～8、11、12中亦揭示有其使用，且記載有金屬組織。

【0021】 獲得 $\beta 1$ 相之條件是將熔融金屬澆鑄至模具中，然後，凝固後的鑄件保持超過500°C的高溫的 β 相、即超過500°C且未達700°C的 β 相的狀態，並恢復至常溫。具體而言，為了獲得 $\beta 1$ 相，需要於凝固後的冷卻過程中，較佳為對該鑄件於低於700°C的溫度且高於500°C的溫度開始冷卻處理，並於鑄件的溫度為500°C時、即高於500°C的溫度範圍內以超過300°C/分鐘之冷卻速度進行冷卻，繼而，於冷卻處理中，以500°C至300°C的溫度範圍內的平均冷卻速度至少超過300°C/分鐘之方式進行冷卻。於本說明書中，若無特別說明，冷卻處理是指利用水冷或與其類似之方法操作冷卻速度，而非自然冷卻。

【0022】 於專利文獻3～8中，為了獲得包含微細的P之化合物，需要對鑄件或熱加工材料以鑄造後或熱加工後的約530°C至約450°C的溫度範圍內的平均冷卻速度為約

0.1 °C / 分鐘以上且約 70 °C / 分鐘以下之方式進行冷卻，這相較於本案更緩慢。即，顯然，於凝固後或熱加工後的冷卻中，本案與專利文獻 3 ~ 8 朝相反的方向進行。

然而，例如，當冷卻過程中約 530 °C 附近的冷卻速度約為 50 °C / 分鐘，且冷卻處理開始溫度 530 °C 至 500 °C 的溫度範圍內的平均冷卻速度超過 300 °C 時，於本案例中，有時亦會存在包含 $\beta 1$ 相及 P 化合物這兩者之合金。

【0023】 藉由本案例中自 β 相改性為 $\beta 1$ 相，即便無 P 化合物，Cu - Zn - Si 合金的被削性亦得到大幅改善。並且，藉由 $\beta 1$ 相與包含少量的微細的 Pb 粒子或 Pb 及 Bi 之粒子的協同作用，促進切削阻力的下降及切屑的分斷，快速切削中亦得以維持良好的被削性。更重要的是，作為以往 β 相的尚未解決的大問題，耐脫鋅腐蝕性、耐應力腐蝕開裂性藉由自 β 相改性為 $\beta 1$ 相而得到大幅改善、解決。又，機械性質繼承了以往 β 相的高強度，藉由將 β 相改性為 $\beta 1$ 相，具有更高的強度，而不損害延性、衝擊特性。

並且，就鑄件而言，很少實施填隙等冷加工，於其用途方面需要不脆，即需要耐衝擊。藉由將 β 相改性為 $\beta 1$ 相，能夠具有更高強度，同時防止衝擊特性的下降。根據以上，發明了一種銅合金鑄件，其具有與以往含有大量 Pb 之快削黃銅相當之快削性能，相較於以往的快削黃銅，耐脫鋅腐蝕性、耐應力腐蝕開裂性更佳，強度更高，衝擊特性更佳。

【0024】 本發明的態樣 1 的快削性銅合金鑄件的特徵在於，包含超過 60.5 mass % 且未達 65.0 mass % 的 Cu、超

過 0.50 mass% 且未達 1.20 mass% 的 Si、0.002 mass% 以上且未達 0.20 mass% 的 Pb、及超過 0.01 mass% 且未達 0.18 mass% 的 P，且包含 0.0001 mass% 以上且未達 0.20 mass% 的 Bi 作為任選元素，剩餘部分由 Zn 及不可避免的雜質組成，該不可避免的雜質中，Fe、Mn、Co 及 Cr 的總含量未達 0.50 mass%，且 Al 的含量未達 0.30 mass%，當將 Cu 的含量設為 [Cu] mass%，將 Si 的含量設為 [Si] mass%，將 Pb 的含量設為 [Pb] mass%，將 P 的含量設為 [P] mass%，將 Bi 的含量設為 [Bi] mass% 時，具有以下關係：

$$57.3 \leq f1 = [Cu] - 4.8 \times [Si] + 0.5 \times ([Pb] + [Bi]) - [P] \leq 60.8 ;$$

當包含 Bi 時，進一步具有以下關係：

$$0.003 \leq f2 = [Pb] + [Bi] < 0.20 ;$$

並且，當將除非金屬夾雜物以外之金屬組織的構成相中 α 相的面積率設為 (α)%，將 γ 相的面積率設為 (γ)%，將作為改性 β 相之 $\beta 1$ 相的面積率設為 ($\beta 1$)% 時，具有以下關係：

$$20 \leq f3 = (\alpha) < 75 、$$

$$25 < f4 = (\beta 1) \leq 80 、 0 \leq f5 = (\gamma) < 4 、$$

$$28 < f6 = (\beta 1) \times (-0.5 \times [Si]^2 + 1.5 \times [Si]) - 2 \times (\gamma) + ([Pb] + [Bi])^{1/2} \times 25 + ([P])^{1/2} \times 12 ;$$

於利用過氧化氫與氨水的混合液進行蝕刻時，於該 $\beta 1$ 相內觀察到晶界。

【0025】 本發明的態樣 2 的快削性銅合金鑄件的特徵在於，包含 61.5 mass% 以上且 64.8 mass% 以下的 Cu、0.65 mass% 以上且 1.10 mass% 以下的 Si、0.003 mass% 以上且未達 0.10 mass% 的 Pb、及 0.03 mass%

以上且 0.15 mass% 以下的 P，且包含 0.001 mass% 以上且未達 0.10 mass% 的 Bi 作為任選元素，剩餘部分由 Zn 及不可避免的雜質組成，該不可避免的雜質中，Fe、Mn、Co 及 Cr 的總含量未達 0.35 mass%，且 Al 的含量未達 0.15 mass%，當將 Cu 的含量設為 [Cu] mass%，將 Si 的含量設為 [Si] mass%，將 Pb 的含量設為 [Pb] mass%，將 P 的含量設為 [P] mass%，將 Bi 的含量設為 [Bi] mass% 時，具有以下關係： $58.0 \leq f1 = [Cu] - 4.8 \times [Si] + 0.5 \times ([Pb] + [Bi]) - [P] \leq 60.5$ ；當包含 Bi 時，進一步具有以下關係： $0.004 \leq f2 = [Pb] + [Bi] < 0.10$ ；並且，當將除非金屬夾雜物以外之金屬組織的構成相中 α 相的面積率設為 (α)%，將 γ 相的面積率設為 (γ)%，將作為改性 β 相之 $\beta 1$ 相的面積率設為 ($\beta 1$)% 時，具有以下關係： $30 \leq f3 = (\alpha) \leq 70$ 、 $30 \leq f4 = (\beta 1) \leq 70$ 、 $0 \leq f5 = (\gamma) < 1$ 、 $35 < f6 = (\beta 1) \times (-0.5 \times [Si]^2 + 1.5 \times [Si]) - 2 \times (\gamma) + ([Pb] + [Bi])^{1/2} \times 25 + ([P])^{1/2} \times 12$ ；於利用過氧化氫與氨水的混合液進行蝕刻時，於該 $\beta 1$ 相內觀察到晶界。

【0026】 本發明的態樣 3 的快削性銅合金鑄件的特徵在於，包含超過 60.5 mass% 且未達 65.0 mass% 的 Cu、超過 0.50 mass% 且未達 1.20 mass% 的 Si、0.002 mass% 以上且未達 0.20 mass% 的 Pb、超過 0.01 mass% 且未達 0.18 mass% 的 P、及超過 0.05 mass% 且未達 0.70 mass% 的 Sn，且包含 0.0001 mass% 以上且未達 0.20

mass% 的 Bi 作為任選元素，剩餘部分由 Zn 及不可避免的雜質組成，該不可避免的雜質中，Fe、Mn、Co 及 Cr 的總含量未達 0.50 mass%，且 Al 的含量未達 0.30 mass%，當將 Cu 的含量設為 [Cu] mass%，將 Si 的含量設為 [Si] mass%，將 Pb 的含量設為 [Pb] mass%，將 P 的含量設為 [P] mass%，將 Bi 的含量設為 [Bi] mass%，將 Sn 的含量設為 [Sn] mass% 時，具有以下關係： $57.3 \leq f1 = [Cu] - 4.8 \times [Si] + 0.5 \times ([Pb] + [Bi]) - [P] - [Sn] \leq 60.8$ ；並且，進一步具有以下關係： $f0 = [Sn] / [Si] < 0.8$ ；當包含 Bi 時，具有以下關係： $0.003 \leq f2 = [Pb] + [Bi] < 0.20$ ；並且，當將除非金屬夾雜物以外之金屬組織的構成相中 α 相的面積率設為 $(\alpha)\%$ ，將 γ 相的面積率設為 $(\gamma)\%$ ，將作為改性 β 相之 $\beta 1$ 相的面積率設為 $(\beta 1)\%$ 時，具有以下關係： $20 \leq f3 = (\alpha) < 75$ 、 $25 < f4 = (\beta 1) \leq 80$ 、 $0 \leq f5 = (\gamma) < 4$ 、 $28 < f6 = (\beta 1) \times (-0.5 \times [Si]^2 + 1.5 \times [Si]) - 2 \times (\gamma) + ([Pb] + [Bi])^{1/2} \times 25 + ([P])^{1/2} \times 12$ ；於利用過氧化氫與氨水的混合液進行蝕刻時，於該 $\beta 1$ 相內觀察到晶界。

【0027】 本發明的態樣 4 的快削性銅合金鑄件的特徵在於，於本發明的態樣 1 至態樣 3 中任一項的快削性銅合金鑄件中，其用於與飲用水及衛生設備相關之器具及零件、水錶、閘門、排水用器具及零件、工業用管道零件、汽車零件、電氣及家電零件、機械零件、文具、玩具、樂器、滑動零件、儀器零件、醫療用零件。

【0028】 本發明的態樣5的快削性銅合金鑄件的製造方法的特徵在於，其製造本發明的態樣1至態樣4中任一項的快削性銅合金鑄件，具有鑄造工序，於該鑄造工序中最終的鑄造工序的冷卻過程中，鑄件的溫度為500℃時的冷卻速度超過300℃/分鐘，且500℃至300℃的溫度範圍內的平均冷卻速度超過300℃/分鐘。

【0029】 本發明的態樣6的快削性銅合金鑄件的製造方法的特徵在於，其製造本發明的態樣1至態樣4中任一項的快削性銅合金鑄件，具有鑄造工序，於該鑄造工序中最終的鑄造工序的冷卻過程中，冷卻處理開始溫度為高於500℃且低於700℃的溫度，鑄件的溫度為500℃時的冷卻速度超過300℃/分鐘，且500℃至300℃的溫度範圍內的平均冷卻速度超過300℃/分鐘。

【0030】 本發明的態樣7的快削性銅合金鑄件的製造方法的特徵在於，其製造本發明的態樣1至態樣4中任一項的快削性銅合金鑄件，具有鑄造工序及熱處理工序，於最終的熱處理工序中，於在超過520℃且低於650℃的溫度保持1分鐘至5小時之條件下加熱，於熱處理後的冷卻處理工序中，於鑄件的溫度超過520℃的溫度開始冷卻處理，鑄件的溫度為500℃時的冷卻速度超過300℃/分鐘，且500℃至300℃的溫度範圍內的平均冷卻速度超過300℃/分鐘。
(發明的效果)

【0031】 根據本發明的一態樣，可以提供一種快削性銅合金鑄件、及快削性銅合金鑄件的製造方法，其鑄造性優異，

被削性、耐脫鋅腐蝕性、耐應力腐蝕開裂性良好，強度高，強度與衝擊特性、延性之間的平衡優異，Pb的含量大幅減少。

【圖式簡單說明】

【0032】

第1A圖是實施方式中的銅合金鑄件的組織觀察照片，銅合金鑄件是藉由對合金No.S02實施工序No.A1而獲得。詳細而言，合金No.S02具有Zn-62.9 mass% Cu-0.94 mass% Si-0.082 mass% P-0.067 mass% Pb-0.03 mass% Sn的組成。於工序No.A1中，於1080℃將金屬溶液出爐並澆鑄至砂模中，於650℃自砂模拆下，於560℃開始冷卻處理，使550℃至500℃的溫度範圍內的平均冷卻速度為900℃/分鐘，使500℃至300℃的溫度範圍內的平均冷卻速度為900℃/分鐘。

第1B圖是根據ISO 6509的試驗方法對第1A圖的合金鑄件實施脫鋅腐蝕試驗之結果，是包含呈現最大腐蝕深度之部分之剖面金屬組織照片。

第2A圖是實施方式中的銅合金鑄件的組織觀察照片，銅合金鑄件是藉由對合金No.S02實施工序No.A14H而獲得。詳細而言，合金No.S02具有Zn-62.9 mass% Cu-0.94 mass% Si-0.082 mass% P-0.067 mass% Pb-0.03 mass% Sn的組成。於工序No.A14H中，於1080℃將金屬溶液出爐並澆鑄至砂模中，於650℃

自砂模拆下，直接自然冷卻，500 °C 至 300 °C 的溫度範圍內的平均冷卻速度為 20 °C / 分鐘。

第 2 B 圖是根據 ISO 6509 的試驗方法對第 2 A 圖的合金鑄件實施脫鋅腐蝕試驗之結果，是包含呈現最大腐蝕深度之部分之剖面金屬組織照片。

第 3 A 圖是實施方式中的銅合金鑄件的組織觀察照片，銅合金鑄件是藉由對合金 No. S12 實施工序 No. B1 而獲得。詳細而言，合金 No. S12 具有 Zn-63.6 mass % Cu-1.04 mass % Si-0.070 mass % P-0.062 mass % Pb 合金-0.003 mass % Bi 的組成。於工序 No. B1 中，於 960 °C 將金屬溶液出爐並澆鑄至模具中，於 750 °C 自模具拆下，於 560 °C 開始冷卻處理，使 550 °C 至 500 °C 的溫度範圍內的平均冷卻速度為 1020 °C / 分鐘，使 500 °C 至 300 °C 的溫度範圍內的平均冷卻速度為 1020 °C / 分鐘。

第 3 B 圖是根據 ISO 6509 的試驗方法對第 3 A 圖的合金鑄件實施脫鋅腐蝕試驗之結果，是包含呈現最大腐蝕深度之部分之剖面金屬組織照片。

第 4 A 圖是實施方式中的銅合金鑄件的組織觀察照片，銅合金鑄件是藉由對合金 No. S12 實施工序 No. B11H 而獲得。詳細而言，合金 No. S12 具有 Zn-63.6 mass % Cu-1.04 mass % Si-0.070 mass % P-0.062 mass % Pb-0.003 mass % Bi 的組成。於工序 No. B11H 中，於 960 °C 將金屬溶液出爐並澆鑄至模具中，於 750 °C 自

模具拆下，使 500 °C 至 300 °C 的溫度範圍內的平均冷卻速度為 40 °C / 分鐘。

第 4 B 圖是根據 ISO 6509 的試驗方法對第 4 A 圖的合金鑄件實施脫鋅腐蝕試驗之結果，是包含呈現最大腐蝕深度之部分之剖面金屬組織照片。

第 5 A 圖是實施方式中的銅合金鑄件的組織觀察照片，銅合金鑄件是藉由對合金 No. S02 實施工序 No. A14H 及工序 No. G1 而獲得。詳細而言，合金 No. S02 具有 Zn-62.9 mass % Cu-0.94 mass % Si-0.082 mass % P-0.067 mass % Pb-0.03 mass % Sn 的組成。於工序 No. A14H 中，於 1080 °C 將金屬溶液出爐並澆鑄至砂模中，於 650 °C 自砂模拆下，直接自然冷卻，500 °C 至 300 °C 的溫度範圍內的平均冷卻速度為 20 °C / 分鐘。然後，對所得到之鑄件實施工序 No. G1。於工序 No. G1 中，於 580 °C 將鑄件加熱 20 分鐘，自 575 °C 開始冷卻處理，使 550 °C 至 500 °C 的溫度範圍內的平均冷卻速度為 1200 °C / 分鐘，使 500 °C 至 300 °C 的溫度範圍內的平均冷卻速度為 1200 °C / 分鐘。

第 5 B 圖是根據 ISO 6509 的試驗方法對第 5 A 圖的合金鑄件實施脫鋅腐蝕試驗之結果，是包含呈現最大腐蝕深度之部分之剖面金屬組織照片。

【實施方式】

【0033】 以下，對本發明的實施方式的快削性銅合金鑄件及快削性銅合金鑄件的製造方法進行說明。

作為本發明的實施方式的快削性銅合金鑄件的用途，可列舉與飲用水、衛生設備相關之器具及備用品、樂器、餐具、電氣、家電及電子設備零件、汽車零件、機械零件、文具、精密機械零件、醫療用零件、及與工業水、排水、氫氣等液體或氣體相關之器具及零件，作為具體的零件名稱，可列舉水龍頭、混合龍頭、止水龍頭、閥門、旋塞、接頭、水錶、齒輪、感測器、螺帽、螺釘、連接器等。

【0034】 此處，於本說明書中，如[Zn]般帶括號之元素符號表示該元素的含量(mass%)。

並且，於本實施方式中，使用該含量表示方法以如下方式規定了組成關係式f1、f2、f0。

組 成 關 係 式

$f1 = [Cu] - 4.8 \times [Si] + 0.5 \times ([Pb] + [Bi]) - [P]$ ，當含有超過 0.05 mass% 的 Sn 時，

$f1 = [Cu] - 4.8 \times [Si] + 0.5 \times ([Pb] + [Bi]) - [P] - [Sn]$ ，

當包含Bi時，組成關係式 $f2 = [Pb] + [Bi]$ ，

當包含Sn時， $f0 = [Sn] / [Si]$ 。

【0035】 進而，於本實施方式中，於除非金屬夾雜物、析出物、Pb或Bi粒子以外之金屬組織的構成相中，以(α)%表示 α 相的面積率，以(γ)%表示 γ 相的面積率，以(β)%表示未改性 β 相的面積率，以($\beta1$)%表示作為改性 β 相之 $\beta1$ 相的面積率。各相的面積率亦稱為各相的量、各相的比例、各相所佔之比例。

並且，於本實施方式中，以如下方式規定了複數個組織關係式。

組織關係式 $f_3 = (\alpha)$

組織關係式 $f_4 = (\beta_1)$

組織關係式 $f_{4A} = (\beta)$

組織關係式 $f_5 = (\gamma)$

組織及組成關係式

$$f_6 = (\beta_1) \times (-0.5 \times [Si]^2 + 1.5 \times [Si]) - 2 \times (\gamma) + ([Pb] + [Bi])^{1/2} \times 2.5 + ([P])^{1/2} \times 1.2$$

組織及組成關係式

$$f_{6A} = (\beta) \times (-0.5 \times [Si]^2 + 1.5 \times [Si]) - 2 \times (\gamma) + ([Pb] + [Bi])^{1/2} \times 2.5 + ([P])^{1/2} \times 1.2$$

【0036】 本發明的第一實施方式的快削性銅合金鑄件的特徵在於，包含超過 60.5 mass% 且未達 65.0 mass% 的 Cu、超過 0.50 mass% 且未達 1.20 mass% 的 Si、0.002 mass% 以上且未達 0.20 mass% 的 Pb、及超過 0.01 mass% 且未達 0.18 mass% 的 P，且包含 0.0001 mass% 以上且未達 0.20 mass% 的 Bi 作為任選元素，剩餘部分由 Zn 及不可避免的雜質組成，該不可避免的雜質中，Fe、Mn、Co 及 Cr 的總含量未達 0.50 mass%，且 Al 的含量未達 0.30 mass%，當將 Cu 的含量設為 [Cu] mass%，將 Si 的含量設為 [Si] mass%，將 Pb 的含量設為 [Pb] mass%，將 P 的含量設為 [P] mass%，將 Bi 的含量設為 [Bi] mass% 時，具有以下關係： $57.3 \leq$

$f_1 = [Cu] - 4.8 \times [Si] + 0.5 \times ([Pb] + [Bi]) - [P] \leq 60.8$;
 當包含 Bi 時，進一步具有以下關係： $0.003 \leq$
 $f_2 = [Pb] + [Bi] < 0.20$; 並且，當將除非金屬夾雜物以外
 之金屬組織的構成相中 α 相的面積率設為 $(\alpha)\%$ ，將 γ 相的面
 積率設為 $(\gamma)\%$ ，將作為改性 β 相之 β_1 相的面積率設為
 $(\beta_1)\%$ 時，具有以下關係： $20 \leq f_3 = (\alpha) < 75$ 、
 $25 < f_4 = (\beta_1) \leq 80$ 、 $0 \leq f_5 = (\gamma) < 4$ 、
 $28 < f_6 = (\beta_1) \times (-0.5 \times [Si]^2 + 1.5 \times [Si]) - 2 \times (\gamma) + ([Pb]$
 $] + [Bi])^{1/2} \times 25 + ([P])^{1/2} \times 12$; 於利用過氧化氫與氨水
 的混合液進行蝕刻時，於該 β_1 相內觀察到晶界。

【0037】 本發明的第二實施方式的快削性銅合金鑄件的特
 徵在於，包含 61.5 mass% 以上且 64.8 mass% 以下的
 Cu、0.65 mass% 以上且 1.10 mass% 以下的 Si、0.003
 mass% 以上且未達 0.10 mass% 的 Pb、及 0.03 mass%
 以上且 0.15 mass% 以下的 P，且包含 0.001 mass% 以上
 且未達 0.10 mass% 的 Bi 作為任選元素，剩餘部分由 Zn
 及不可避免的雜質組成，該不可避免的雜質中，Fe、Mn、
 Co 及 Cr 的總含量未達 0.35 mass%，且 Al 的含量未達
 0.15 mass%，當將 Cu 的含量設為 $[Cu]$ mass%，將 Si 的
 含量設為 $[Si]$ mass%，將 Pb 的含量設為 $[Pb]$ mass%，將
 P 的含量設為 $[P]$ mass%，將 Bi 的含量設為 $[Bi]$ mass%
 時，具有以下關係： $58.0 \leq$
 $f_1 = [Cu] - 4.8 \times [Si] + 0.5 \times ([Pb] + [Bi]) - [P] \leq 60.5$;
 當包含 Bi 時，進一步具有以下關係： $0.004 \leq$

$f_2 = [Pb] + [Bi] < 0.10$ ；並且，當將除非金屬夾雜物以外之金屬組織的構成相中 α 相的面積率設為 $(\alpha)\%$ ，將 γ 相的面積率設為 $(\gamma)\%$ ，將作為改性 β 相之 β_1 相的面積率設為 $(\beta_1)\%$ 時，具有以下關係： $30 \leq f_3 = (\alpha) \leq 70$ 、 $30 \leq f_4 = (\beta_1) \leq 70$ 、 $0 \leq f_5 = (\gamma) < 1$ 、 $35 < f_6 = (\beta_1) \times (-0.5 \times [Si]^2 + 1.5 \times [Si]) - 2 \times (\gamma) + ([Pb] + [Bi])^{1/2} \times 2.5 + ([P])^{1/2} \times 1.2$ ；於利用過氧化氫與氨水的混合液進行蝕刻時，於該 β_1 相內觀察到晶界。

【0038】 本發明的第三實施方式的快削性銅合金鑄件的特徵在於，包含超過 $60.5 \text{ mass}\%$ 且未達 $65.0 \text{ mass}\%$ 的Cu、超過 $0.50 \text{ mass}\%$ 且未達 $1.20 \text{ mass}\%$ 的Si、 $0.002 \text{ mass}\%$ 以上且未達 $0.20 \text{ mass}\%$ 的Pb、超過 $0.01 \text{ mass}\%$ 且未達 $0.18 \text{ mass}\%$ 的P、及超過 $0.05 \text{ mass}\%$ 且未達 $0.70 \text{ mass}\%$ 的Sn，且包含 $0.0001 \text{ mass}\%$ 以上且未達 $0.20 \text{ mass}\%$ 的Bi作為任選元素，剩餘部分由Zn及不可避免的雜質組成，該不可避免的雜質中，Fe、Mn、Co及Cr的總含量未達 $0.50 \text{ mass}\%$ ，且Al的含量未達 $0.30 \text{ mass}\%$ ，當將Cu的含量設為 $[Cu] \text{ mass}\%$ ，將Si的含量設為 $[Si] \text{ mass}\%$ ，將Pb的含量設為 $[Pb] \text{ mass}\%$ ，將P的含量設為 $[P] \text{ mass}\%$ ，將Bi的含量設為 $[Bi] \text{ mass}\%$ ，將Sn的含量設為 $[Sn] \text{ mass}\%$ 時，具有以下關係： $57.3 \leq f_1 = [Cu] - 4.8 \times [Si] + 0.5 \times ([Pb] + [Bi]) - [P] - [Sn] \leq 60.8$ ；並且，進一步具有以下關係： $f_0 = [Sn]/[Si] < 0.8$ ；當包含Bi時，具有以下關係： $0.003 \leq$

$f_2 = [Pb] + [Bi] < 0.20$ ；並且，當將除非金屬夾雜物以外之金屬組織的構成相中 α 相的面積率設為 $(\alpha)\%$ ，將 γ 相的面積率設為 $(\gamma)\%$ ，將作為改性 β 相之 β_1 相的面積率設為 $(\beta_1)\%$ 時，具有以下關係： $20 \leq f_3 = (\alpha) < 75$ 、 $25 < f_4 = (\beta_1) \leq 80$ 、 $0 \leq f_5 = (\gamma) < 4$ 、 $28 < f_6 = (\beta_1) \times (-0.5 \times [Si]^2 + 1.5 \times [Si]) - 2 \times (\gamma) + ([Pb] + [Bi])^{1/2} \times 25 + ([P])^{1/2} \times 12$ ；於利用過氧化氫與氨水的混合液進行蝕刻時，於該 β_1 相內觀察到晶界。

【0039】 以下，對以上述方式規定成分組成、組成關係式 f_0 、 f_1 、 f_2 、組織關係式 f_3 、 f_4 (f_4A)、 f_5 、組織及組成關係式 f_6 (f_6A)、金屬組織等之理由進行說明。

【0040】 < 成分組成 >

(Cu)

Cu為本實施方式的快削性銅合金的主要元素，為了克服本發明的問題，需要至少含有超過60.5 mass%的量的Cu。當Cu含量為60.5 mass%以下時，雖亦取決於Si、Zn、P、Pb、Bi、Sn的含量或製造製程，但 β_1 相所佔之比例超過80%，延性降低，變脆。又， β 相的改性未充分進行，導致耐脫鋅腐蝕性、耐應力腐蝕開裂性、被削性變差，缺乏延性。由此，Cu含量的下限為超過60.5 mass%，較佳為61.0 mass%以上，更佳為61.5 mass%以上，進而較佳為62.0 mass%以上。

另一方面，當Cu含量為65.0 mass%以上時，雖亦取決於Si、Zn、P、Pb、Bi、Sn的含量或製造製程，但 β_1 相所

佔之比例變少。結果導致無法獲得優異的被削性，強度亦降低。因此，Cu含量未達65.0 mass%，較佳為64.8 mass%以下，更佳為64.5 mass%以下。

【0041】 (Si)

Si為本實施方式的快削性銅合金的主要元素，Si有助於 κ 相、 γ 相、 μ 相、 β 相、 $\beta 1$ 相、 ζ 相等金屬相的形成。藉由含有上述範圍的量的Cu、Zn、Si及P，且進行下述特定的冷卻處理，來對 β 相進行改性，從而形成 $\beta 1$ 相。藉由改性 $\beta 1$ 相來改善被削性，同時大幅改善以往 β 相的缺點、即耐脫鋅腐蝕性，耐應力腐蝕開裂性。作為改性 $\beta 1$ 相的代表性組成，Cu約為61 mass%，Si約為1.2 mass%，Zn約為37.5 mass%，P約為0.1 mass%。

【0042】 另一方面，關於 α 相，作為代表性組成，Cu約為66 mass%，Si約為0.7 mass%，Zn約為33 mass%。於本實施方式的組成範圍中，藉由含有Si來分別略改善 α 相的被削性、耐脫鋅腐蝕性、耐應力腐蝕開裂性，強度提高。並且，藉由改性 $\beta 1$ 相及改善後的 α 相，作為合金的被削性、耐脫鋅腐蝕性、耐應力腐蝕開裂性、強度提高。再者，需要一定量的 α 相來對 β 相進行改性，例如當完全無 α 相時， β 相不會被改性。為了提高作為合金的耐脫鋅腐蝕性、耐應力腐蝕開裂性、被削性，衝擊特性、延性，以面積率計需要 α 相為20%以上，較佳為30%以上。

【0043】 Si為用於使 β 相改性之必要元素，凝固後，Si固溶於 β 相中，Si的量愈多， β 相愈能被改性，從而成為特性

更優異的 $\beta 1$ 相。又，含有Si會提高合金的強度，且提高鑄造時的熔液流動性。為了使 β 相改性，更多地成為改性 $\beta 1$ 相，需要含有超過0.50 mass%的量的Si。Si含量較佳為0.60 mass%以上，更佳為0.65 mass%以上，進而較佳為0.75 mass%以上。

另一方面，若Si的量達到特定量，則 $\beta 1$ 相的改性飽和。進而，若Si的含量過多，則傳導性降低，缺乏延性，衝擊特性變差。視情況，會出現 γ 相。另外，於專利文獻3~9中，認為 γ 相會使被削性提高。然而，於主要由 $\beta 1$ 相及 α 相組成之本案中， γ 相的存在反而會使被削性變差，降低合金的延性、衝擊特性，導致耐脫鋅腐蝕性、耐應力腐蝕開裂性變差。因此，較佳為限制Si的量、 γ 相的量。由此可知，Si的量未達1.20 mass%，較佳為1.10 mass%以下。若重視電傳導性及熱傳導性，則Si為1.00 mass%以下。

【0044】 (Zn)

Zn與Cu、Si一起為本實施方式的快削性銅合金的主要構成元素，是為了提高被削性、強度、高溫特性、鑄造性所需之元素。再者，Zn為剩餘部分，但若硬要進行說明，Zn含量少於約38.5 mass%，較佳為少於38.0 mass%，且多於約32.0 mass%，較佳為多於33.0 mass%。

【0045】 (P)

與Si同樣地，P為用於使 β 相改性為 $\beta 1$ 相之必要元素。凝固後，P與Si一起固溶於 β 相，於凝固後的冷卻過程中，於鑄件的溫度為500°C時、及500°C至300°C的溫度範圍內，以

超過 300 °C / 分鐘的冷卻速度進行冷卻，藉此，獲得 $\beta 1$ 相。自 β 相向 $\beta 1$ 相的改性使被削性提高，且使以往 β 相的問題、即耐脫鋅腐蝕性、耐應力腐蝕開裂性大幅改善。另外，P 與 Zn 或 Si 的化合物會降低切削阻力，從而使切屑的分斷性較佳，但若以超過 300 °C / 分鐘的冷卻速度自超過約 550 °C 或約 530 °C 的溫度開始冷卻處理，則包含 P 之化合物不存在，或即便存在亦為少量。關於被削性，自 β 相向 $\beta 1$ 相改性的效果超出存在含有 Si 之 β 相及 P 化合物時的效果，尤其是快速切削時，向 $\beta 1$ 相改性的效果大幅提高。再者，含有 P 使得 α 相的耐脫鋅腐蝕性提高，從而大幅改善由 $\beta 1$ 相及 α 相組成之合金的耐脫鋅腐蝕性。

【0046】 為了使 β 相改性為 $\beta 1$ 相，P 含量需要至少超過 0.01 mass %。為了獲得更多地改性而成之 $\beta 1$ 相，P 的量較佳為 0.03 mass % 以上，更佳為 0.04 mass % 以上，耐脫鋅腐蝕性、被削性進一步提高。

再者，P 容易與 Zn、Si、Mn、Fe、Cr、Co、Al 等形成化合物。若 P 與該等元素形成化合物，則於凝固後的冷卻過程中，固溶於合金中的 β 相中之 P 減少，從而阻礙向 $\beta 1$ 相的改性。作為本案合金的主要元素之 Zn、Si 與 P 的化合物的形成於約 550 °C 開始，若冷卻速度變慢，則 P 化合物的量增加。作為不可避免的雜質之 Mn、Fe、Cr、Co 與 P 的化合物的形成於約 550 或超過約 550 °C 的溫度開始，若該等元素的量增多，則進一步促進 P 化合物的形成。即，Mn、Fe、Cr、Co 的存在會妨礙向 $\beta 1$ 相的改性，結果導致合金的切

削阻力增大，耐脫鋅腐蝕性、耐應力腐蝕開裂性變差。因此，需至少使 Fe、Mn、Co 及 Cr 的總含量未達 0.50 mass%，較佳為未達 0.35 mass%。

【0047】 P 與 Zn、Si 的化合物的形成對被削性起到正向作用，但 β 相向 $\beta 1$ 相的改性和 P 與 Zn、Si 的化合物的存在基本上是相反的。如上所述，為了形成 $\beta 1$ 相，凝固後，加快 500 °C 時、及 500 °C 至 300 °C 的溫度範圍內的冷卻，與此相對，為了充分形成 P 與 Zn、Si 的化合物，需要緩慢地進行約 530 °C 至約 450 °C 的溫度範圍內的冷卻。再者，如此，自 β 相向 $\beta 1$ 相的改性與 P 化合物的形成朝相反的方向進行，但在冷卻時，例如當以約 515 °C 為界限，冷卻速度急劇加快時，在形成 P 化合物的同時，亦對 β 相進行改性。但此時， β 相的改性會略不充分。

【0048】 另一方面，即便以 0.18 mass% 以上的量含有 P，形成 $\beta 1$ 相的效果亦已飽和，反而由於固溶於 $\beta 1$ 相之 P 的影響，導致延性或導電率下降。因此，P 的含量未達 0.18 mass%，較佳為 0.15 mass% 以下，更佳為 0.12 mass% 以下。

【0049】 (Pb)

於本實施方式中，藉由含有 Si、P 之 $\beta 1$ 相而獲得作為合金的良好的被削性，藉由含有少量的 Pb，被削性進一步得到改善。於本實施方式的組成中，約 0.001 mass% 的 Pb 固溶於基體中，更多的 Pb 作為直徑約 0.1 ~ 約 2 μm 的微細的 Pb 粒子而存在。一般而言，認為含有 0.1 mass% 左右的

Pb對被削性的提高幾乎無幫助。例如，於ASM Specialty Handbook、Copper and Copper Alloys、2001年8月發行、初版、P267、Fig.6中，示出了將包含62~65 mass%的Cu、包含約3.2 mass%的Pb、剩餘部分由Zn組成之Cu-Zn-Pb合金的被削性設為100%時的Pb量與被削性的關係。上述Fig.6表明含有0.1 mass%的Pb具有僅使被削性提高5%的效果，即，以被削性指數計自約25%提高至約30%。另一方面，於本案中，Pb即便為微量，對被削性亦有顯著效果，以0.002 mass%以上的含量發揮效果。Pb含量較佳為0.003 mass%以上，更佳為0.01 mass%以上。進而，當切削條件變得苛刻時，如切削速度加快時、進給量增大時、切入深度變深時、鑽孔直徑增大時等，Pb含量較佳為0.03 mass%以上，藉由含有被削性大幅改善之β1相、及少量Pb，合金的被削性大幅提高。眾所周知，Pb會使銅合金的被削性提高，因此，以快削黃銅棒C3604為代表，於Cu-Zn的二元合金中需要約3 mass%的Pb。於本實施方式中，藉由使含有Si、P之β1相、微量的Pb粒子或下述Pb及Bi粒子存在於金屬組織內，而形成具有優異的被削性之合金。另一方面，由於Pb對人體有害，因此將Pb的上限設為未達0.20 mass%。進而，Pb的含量較佳為未達0.10 mass%，鑒於對人體或環境的影響，最佳為0.08 mass%以下。

【0050】 (Bi)

與Pb同樣地，Bi以約0.0001 mass%的量固溶於基體中，更多的Bi作為直徑約0.1～約2 μm的粒子而存在。當添加Pb與Bi這兩者時，大多數作為Pb與Bi混合而成之直徑約0.1～約2 μm的粒子而存在。於本實施方式中，可知藉由於存在β1相的前提下，一起含有Bi與Pb，可獲得與分別單獨含有Pb、Bi之情形同等、或更高的被削性。認為Bi改善被削性之功能較Pb差，但經研究發現，於本實施方式中，其發揮與Pb相同的效果，視情況，發揮超過Pb之效果。另外，Bi會使黃銅的耐應力腐蝕開裂性變差，但若以Pb與Bi混合而成的粒子存在，或其Bi量較少，則對應力腐蝕開裂幾乎無影響。

【0051】 當含有Bi時，為了於含有少量Pb之狀態下具有作為合金的良好的被削性，需要至少0.0001 mass%以上的Bi。Bi的量較佳為0.001 mass%以上，進而較佳為0.002 mass%以上。另一方面，Bi的量未達0.20 mass%，較佳為未達0.10 mass%，進而較佳為0.08 mass%以下。又，由於Bi較Pb對鑄造時的開裂更敏感，因此若以上述方式設定，則不會有鑄造時開裂的擔憂。再者，考慮到Bi可足以代替Pb，Bi為稀有金屬之一且會影響環境同時又作為不可避免的雜質包含於原料中，可含有Bi作為任選元素，亦可不含Bi。進而，鑒於對環境的影響、應力腐蝕開裂、鑄造時開裂的問題，將Pb與Bi的總含量（下述組成關係式f2）設為未達0.20 mass%，較佳為未達0.10 mass%。

【0052】 (Sn)

藉由 Sn 固溶於 $\beta 1$ 相中，來進一步改善 $\beta 1$ 相的耐脫鋅腐蝕性，從而提高作為合金的耐脫鋅腐蝕性。當含有 Sn 時，為了獲得該作用效果，需要含有超過 0.05 mass% 的 Sn，較佳為 0.10 mass% 以上。另外，相較於 α 相，Sn 原本更多地被分配至 β 相、 $\beta 1$ 相，藉由含有少量的 Sn，來提高耐脫鋅腐蝕性，但若 Sn 濃度較高，則容易形成 γ 相，導致延性下降。 γ 相的形成不僅導致作為合金的延性下降，還降低被削性，耐脫鋅腐蝕性亦變差。雖與 Si 的量亦有關係，但 Sn 的含量需要保持在未達 0.70 mass%，較佳為未達 0.60 mass%，更佳為 0.50 mass% 以下。

【0053】 如上所述，Sn 被較多地分配至 β 相、 $\beta 1$ 相，結果可知，若 Sn 含量較多，則含有 Si 及 P 之 β 相的改性有時會產生問題。具體而言，發現若 Sn 的量多於 Si 的量，則 β 相的改性不充分，藉由含有 Sn 而使耐脫鋅腐蝕性提高之效果被抵消。如下所述，需要 Si 的量超過 Sn 的量。

【0054】 (不可避免的雜質，尤其是 Fe、Mn、Co 及 Cr/Al) 作為本實施方式中的不可避免的雜質，例如可列舉 Mn、Fe、Al、Ni、Mg、Se、Te、Sn、Bi、Co、Ca、Zr、Cr、Ti、In、W、Mo、B、Ag 及稀土類元素等。

以往，快削性銅合金、尤其是以約 30 mass% 以上的量包含 Zn 之快削黃銅中，電解銅、電解鋅等優質原料並非主要原料，會被回收利用之銅合金為主要原料。於該領域的下一工序（下游工序、加工工序）中，對大部分構件、零件實施切削加工，以相對於材料 100（質量份）為 40～80（質

量份)的比例產生大量廢棄之銅合金。例如可列舉有切屑、廢材、毛刺、澆道、製造上之缺陷之產品及廢棄產品等。該等廢棄之銅合金為主要原料。若切削切屑、廢材等的分類不充分，則會自添加有Pb之快削黃銅、不含Pb但添加有Bi等之快削性銅合金、或含有Si、Mn、Fe、Al之特殊黃銅合金、其他銅合金混入Pb、Fe、Mn、Si、Se、Te、Sn、P、Sb、As、Bi、Ca、Al、Zr、Ni及稀土類元素作為原料。又，切削切屑中包含自工具混入之Fe、W、Co、Mo等。由於會被回收利用之廢棄產品中包含電鍍產品，因此會混入Ni、Cr、Sn。又，於代替電解銅所使用之純銅系廢料中，會混入Mg、Sn、Fe、Cr、Ti、Co、In、Ni、Se、Te。代替電解銅或電解鋅所使用之黃銅系廢料中，多數情況下鍍有Sn，會混入Sn。

【0055】 考慮到資源再利用的方面、及成本上的問題，包含該等元素之廢料於至少不對特性產生不良影響之範圍內用作原料。再者，於添加有日本JIS規格(日本JIS H 3250)的Pb之快削黃銅棒C3604中，以約3 mass%的量含有必要元素Pb，進而，作為雜質，允許Fe為0.5 mass%，Fe+Sn (Fe與Sn的總量)最大為1.0 mass%。

進而，於添加有日本JIS規格(日本JIS H 5120)的Pb之黃銅鑄件中，以約2 mass%的量含有必要元素Pb，進而，作為殘留成分的允許限度，Fe量為0.8 mass%，Sn量為1.0 mass%，Al量為0.5 mass%，Ni量為1.0 mass%。

實際上，於快削黃銅棒或黃銅鑄件中有時會含有接近日本 JIS 規格的上限之高濃度的 Fe 或 Sn、或 Al、Ni。

【0056】 Fe、Mn、Co 及 Cr 於 Cu-Zn 合金的 α 相、 β 相中固溶至某一濃度，但若此時存在 Si 或 P，則容易與 Si 或 P 化合，從而可能會消耗 β 相改性所需之 Si 或 P。並且，與 Si 化合之 Fe、Mn、Co 及 Cr 於金屬組織中形成 Fe-Si 化合物、Mn-Si 化合物、Co-Si 化合物、Cr-Si 化合物。同樣地，與 P 化合之 Fe、Mn、Co 及 Cr 於金屬組織中形成 Fe-P 化合物、Mn-P 化合物、Co-P 化合物、Cr-P 化合物。該等金屬間化合物非常堅硬，因此不僅使切削阻力增加，還會縮短工具的壽命。因此，Fe、Mn、Co 及 Cr 的量需要事先限制，各自的含量需未達 0.35 mass%，較佳為未達 0.25 mass%，更佳為 0.15 mass% 以下。尤其是 Fe、Mn、Co 及 Cr 的總含量需未達 0.50 mass%，較佳為未達 0.35 mass%，更佳為未達 0.30 mass%，進一步較佳為 0.25 mass% 以下。

【0057】 另一方面，若自特殊黃銅棒、黃銅鑄件等混入之 Al 的含量增多，則會影響 β 相的改性或特性，需進行限制。又，Al 與 P 或 Si 形成化合物。於本實施方式的合金中，Al 的含量需未達 0.30 mass%，更佳為未達 0.15 mass%，進而較佳為 0.10 mass% 以下。

【0058】 作為其他主要的不可避免的雜質元素，經驗上來說，多會自廢料等混入 Ni。Ni 對被削性等機械特性之影響比較小，但鑒於對人體的影響，需進行限制。Ni 的含量較

佳為未達 0.20 mass%，更佳為未達 0.10 mass%。關於 Ag，一般將 Ag 視為 Cu，對諸特性幾乎無影響，因而無需特別限制，但 Ag 的含量較佳為未達 0.05 mass%。Te、Se 其元素本身具有快削性，雖稀少但可能會大量混入。鑒於對延性或衝擊特性的影響，Te、Se 各自的含量較佳為未達 0.10 mass%，更佳為未達 0.05 mass%，進而較佳為 0.02 mass% 以下。又，於耐蝕性黃銅中包含 As 或 Sb 以提高黃銅的耐蝕性，但鑒於延性，As、Sb 各自的含量較佳為未達 0.05 mass%，更佳為 0.02 mass% 以下。

作為其他元素之 Mg、Ca、Zr、Ti、In、W、Mo、B 及稀土類元素等各自的含量較佳為未達 0.05 mass%，更佳為未達 0.03 mass%，進而較佳為 0.02 mass% 以下。

稀土類元素的含量為 Sc、Y、La、Ce、Pr、Nd、Pm、Sm、Eu、Gd、Tb、Dy、Ho、Er、Tm、Tb、及 Lu 中的一種以上的總量。

關於以上除 Fe、Mn、Co、Cr 及 Al 以外之不可避免的雜質，其總量亦較佳為未達 0.70 mass%，更佳為未達 0.50 mass%。

【0059】 (組成關係式 f1)

組 成 關 係 式

$f1 = [Cu] - 4.8 \times [Si] + 0.5 \times ([Pb] + [Bi]) - [P] - [Sn]$ ，當 Sn 的含量為 0.05 mass% 以下時，f1 中的 [Sn] 為 0，當不含 Bi 時，f1 中的 [Bi] 為 0。當 Sn 為 0.05 mass% 以下時，

對組成關係式 f_1 的影響較小，因此組成關係式 f_1 中並未規定。

組成關係式 f_1 是表示組成與金屬組織的關係之公式，即便各元素的量在上述所規定之範圍內，若 f_1 無法滿足 $57.3 \leq f_1 \leq 60.8$ 的關係式，則亦無法滿足本實施方式的諸目標特性。

若組成關係式 f_1 未達 57.3 ，則 β 相、 β_1 相所佔之比例增多， β 相的改性不充分，導致耐脫鋅腐蝕性、耐應力腐蝕開裂性、延性、衝擊特性變差。由此，組成關係式 f_1 的下限為 57.3 以上，較佳為 58.0 以上，更佳為 58.5 以上。隨著組成關係式 f_1 成為更佳的範圍， α 相所佔之比例增加， β 相的改性變得充分，從而能夠保持優異的被削性，且具有良好的耐脫鋅腐蝕性，從而獲得良好的延性、衝擊特性。

另一方面，組成關係式 f_1 的上限會影響 β 相、 β_1 相所佔之比例，若組成關係式 f_1 大於 60.8 ，則 β 相、 β_1 相所佔之比例減少。結果無法獲得優異的被削性，且強度亦降低。又， f_1 的上限與鑄造性有關。鑄造性與凝固溫度範圍有深刻的關係，若超過 f_1 的上限，則凝固溫度範圍超過 30°C ，導致鑄造性變差，最終凝固部中存在之缺陷增多。由此，組成關係式 f_1 的上限為 60.8 以下，較佳為 60.5 以下，更佳為 60.1 以下。雖取決於組成或製程，但隨著組成關係式 f_1 的值減小， β_1 相增加，被削性提高，強度增大，凝固溫度範圍減小，鑄造性提高。

【0060】 （組成關係式 f_2 ）

B_i 為代替 P_b 的功能之任選元素，但當包含 B_i 時，需滿足 $0.003 \leq f_2 = [P_b] + [B_i] < 0.20$ 的關係式。即，鑒於 B_i 為稀有金屬之一且會影響環境，需以 P_b 與 B_i 的總量進行限制。又，由於 P_b 與 B_i 這兩種元素均為低熔點金屬，於金屬組織內作為金屬粒子而存在，因此有可能在鑄造時引起開裂，需進行限制。當進一步包含 B_i 時， P_b 與 B_i 的總量未達 P_b 的量的上限 0.20 mass\% ，較佳為未達 0.10 mass\% 。另一方面，當包含 B_i 以獲得良好的被削性時， P_b 與 B_i 的總量需為 0.003 mass\% 以上，較佳為 0.004 mass\% 以上。

【0061】 （組成關係式 f_0 ）

含有 S_n 是為了進一步提高耐脫鋅腐蝕性。 β 相中含有較多的 S_n ， S_n 的量愈多， β_1 相的脫鋅腐蝕的進展愈延遲。另一方面，若相較於 S_i 的量， S_n 的量更多，則會妨礙 β 相的改性，從而有可能會損害耐脫鋅腐蝕性、被削性。

即，可知若設為 $f_0 = [S_n] / [S_i]$ ，則需使 f_0 未達 0.8 ，以便發揮與考慮到其他特性而含有 S_n 相符之效果。再者， f 較佳為未達 0.65 ，更佳為未達 0.50 。

【0062】 本實施方式的快削性銅合金鑄件包含較多的以往的 β 相、本案中為 β_1 相，同時耐脫鋅腐蝕性、耐應力腐蝕開裂性良好。且具有特性完全相反之被削性與延性、衝擊特性，被削性要求一種降低切削時的阻力、使切屑分斷得較小之脆性。為了具有良好的該等耐蝕性、被削性、機械性質，不僅詳細地論述各成分的組成，還詳細地論述組成

關係式 f1、f2、f0、及下述組織關係式 f3 ~ f5、組織及組成關係式 f6，藉此可提供更符合目的或用途之合金。

再者，關於 Fe、Mn、Co、Cr、Al 及另行規定之不可避免的雜質，若在視為不可避免的雜質之範疇的範圍內，則對組成關係式 f1 的影響較小，因此組成關係式 f1 中並未規定。

【0063】 （與專利文獻的比較）

此處，將對上述專利文獻 1 ~ 16 所記載之 Cu-Zn-Si 合金等與本實施方式的合金的組成進行比較的結果示於表 1 ~ 4 中。

【0064】 [表 1]

	(mass%)								金屬組織
	Cu	Si	P	Pb	Bi	Sn	Al	其他	
第一 實施 方式	60.5~65.0	0.50~1.20	0.01~0.18	0.002~0.20	任選 0.0001~0.20	-		Fe+Mn+Cr+Co<0.50、Al<0.30	20 $\leq\alpha$ <75、 25<改性 β \leq 80、0 $\leq\gamma$ <4
	鑄造後或熱處理後的 500°C至 300°C的溫度範圍內的平均冷卻速度超過 300°C/分鐘								
第二 實施 方式	61.5~64.8	0.65~1.10	0.03~0.15	0.003~0.10	任選 0.001~0.10	-		Fe+Mn+Cr+Co<0.35、Al<0.15	30 $\leq\alpha$ \leq 70、 30 \leq 改性 β \leq 70、0 $\leq\gamma$ <1
	鑄造後或熱處理後的 500°C至 300°C的溫度範圍內的平均冷卻速度超過 300°C/分鐘								
第三 實施 方式	60.5~65.0	0.50~1.20	0.01~0.18	0.002~0.20	任選 0.0001~0.20	0.05~0.70		Fe+Mn+Cr+Co<0.50、Al<0.30	20 $\leq\alpha$ <75、 25<改性 β \leq 80、0 $\leq\gamma$ <4
	鑄造後或熱處理後的 500°C至 300°C的溫度範圍內的平均冷卻速度超過 300°C/分鐘								

【0065】 [表 2]

	(mass%)								金屬組織
	Cu	Si	P	Pb	Bi	Sn	Al	其他	
專利 文獻 1	59.5~66.0	0.1 以下	0.05~0.2	-	0.5~2.0	0.7~2.5	-	0.05~0.6Sb*	α + γ 組織、或 α + γ + β 組織

專利 文獻 2	59~62	-	0.02~0.07	-	0.3~4.0	-	-	$Fe \leq 0.3$	α 相與 β 相 兩相· β 相由 α 相分斷之 組織
	以 350°C~550°C的溫度退火								
專利 文獻 3	61.0~65.0	1.0~1.5	0.005~0.19	0.003~0.20	-	$Sn+Al < 0.4$ 、 $Fe+Mn+Cr+Co < 0.4$		$20 \leq \alpha \leq 80$ 、 $15 \leq \beta \leq 80$ 、 $0 \leq \gamma < 8$	
	熱加工後的 530°C至 450°C的溫度範圍內的平均冷卻速度為 0.1°C/分鐘以上且 50°C/分鐘以下								
專利 文獻 4	59.0~63.5	0.5~1.0	0.005~0.19	0.003~0.20	-	$Sn+Al < 0.4$ 、 $Fe+Mn+Cr+Co < 0.4$		$20 \leq \alpha \leq 75$ 、 $25 \leq \beta \leq 80$ 、 $0 \leq \gamma < 2$	
	熱加工後的 530°C至 450°C的溫度範圍內的平均冷卻速度為 0.1°C/分鐘以上且 50°C/分鐘以下								
專利 文獻 5	58.5~65.0	0.4~1.4	0.003~0.19	0.002~0.25	任選 0.001~0.10	$Sn+Al < 0.45$ 、 $Fe+Mn+Cr+Co < 0.45$		$20 \leq \alpha \leq 80$ 、 $18 \leq \beta \leq 80$ 、 $0 \leq \gamma < 5$	
	鑄造後的冷卻過程中，530°C至 450°C的溫度範圍內的平均冷卻速度為 0.1°C/分鐘以上且 55°C/分鐘以下								
專利 文獻 6	58.5~64.5	0.2~1.2	0.001~0.2	0.001~0.20	0.1~1.0	$Sn+Al < 0.45$ 、 $Fe+Mn+Cr+Co < 0.45$		$20 \leq \alpha \leq 85$ 、 $15 \leq \beta \leq 80$ 、 $0 \leq \gamma < 4$	

【0066】 [表 3]

(m a s s %)									
	Cu	Si	P	Pb	Bi	Sn	Al	其他	金屬組織
專利 文獻 7	58~65	0.3~1.3	0.001~0.2	0.001~0.20	0.02~0.1	Sn+Al<0.45、Fe+Mn+Cr+Co<0.45			20 ≤ α < 85、15 ≤ β ≤ 80、0 ≤ γ < 5
	熱加工後的 530°C 至 450°C 的溫度範圍內的平均冷卻速度為 0.1°C/分鐘以上且 50°C/分鐘以下								
專利 文獻 8	59.7~64.7	0.6~1.3	0.001~0.15	0.001~0.2	0.001~0.1	Sn+Al<0.45、Fe+Mn+Cr+Co<0.45			17 ≤ β ≤ 75
	熱加工後的 530°C 至 440°C 的溫度範圍內的平均冷卻速度為 0.1°C/分鐘以上且 70°C/分鐘以下								
專利 文獻 9	71.5~78.5	20~4.5	0.01~0.2	0.005~0.02	0.01~0.2	0.1~1.2	0.1~2.0	-	0 ≤ β ≤ 5
專利	60~66	0.01~0.5	~0.15	0.05~0.5	-	0.2~0.9	-	0.02 ≤ Fe+P	α 相與 β 相的

文獻 10									面積比 α 相： β 相=4： 1~19：1
加熱保持溫度 400~600°C、保持時間 30 分鐘以上的精加工熱處理									

【0067】 [表 4]

(m a s s %)

	Cu	Si	P	Pb	Bi	Sn	Al	其他	金屬組織
專利文獻 11	59~84	0.05~4.5	0.01~0.3	0.003~0.3	0.003~0.3	0.01~1.5	0.1~1.0	-	$0 \leq \beta + \gamma + \mu \leq 25$ 管狀銅合金 熱鍛品
專利文獻 12	58~72.5	0.05~2.0	0.01~0.25	0.01~4	0.01~3	0.05~4	0.01~3	Zr：0.0008~ 0.045	$85 \leq \alpha + \gamma \rightarrow \beta \leq 15$
專利文獻 13	殘餘	0.01~1	0.005~0.09	0.005~0.03	-	0.01~2.5	0.1~1.8	Zn：17~34	γ 相：0~0.7% β 相：0~0.9%
專利文獻 14	殘餘	0.1~1.5	0.01~0.36	-	-	0.05~0.5	0.03~0.3	Ti：0.01~0.1 稀土類 0.01~ 0.05	-
專利文獻 15	55~75	0.01~1.5	~0.15	0.01~0.4	0.01~4	0.1~	0.1~	-	-
專利文獻 16	65~75	0.5~2.0	-	-	-	0.01~0.2	0.2~0.5	Mn：0.01~0.25 Sb：0.01~0.55 B：0.001~0.05	γ 相必要

【0068】 本實施方式與專利文獻9中，主要元素Si、Cu的含量不同，本實施方式與專利文獻10中，主要元素Si的含量不同，本實施方式與專利文獻16中，主要元素Cu的含量不同。於專利文獻1、2中，不含Si。

於專利文獻2、14、16中，不含Pb，Pb含量不同。

於專利文獻9、11、12、13中，就被削性、耐脫鋅腐蝕性、耐蝕性等觀點而言，金屬組織中，β相受到大幅限制。β1相與β相完全不同，但於專利文獻9、11、12、13中，各自的β相為5%以下、25%以下、15%以下、0.9%以下。

【0069】 專利文獻11關於一種近淨形的管狀熱鍛品，其使用管狀坯料。

於專利文獻2、10中，為了減少β相，且為了將β相分斷，於350~550°C或400~600°C的溫度進行熱處理。

於專利文獻10中，含有0.2 mass%以上的Sn，為了提高β相的耐脫鋅腐蝕性而含有Sn、Si，為了提高被削性而於700°C以上的溫度進行熱擠壓，為了提高耐蝕性而需要400~600°C的熱處理。β相的比例大致為5~20%，Si的含量為0.1~0.4 mass%，可控制在0.2 mass%以下。

【0070】 於專利文獻13、14、15中，為了提高耐變色性、鑄造性、耐脫鋅腐蝕性，Al是必要的。

於專利文獻15中，為了提高耐脫鋅腐蝕性，至少分別以0.1 mass%以上的量含有Sn及Al，為了獲得優異的被削性，需要含有大量的Pb、Bi。

於專利文獻16中，耐蝕性銅合金鑄件不含Pb，需要 γ 相，含有65 mass%以上的Cu，且含有Si，同時含有微量的Al、Sb、Sn、Mn、Ni、B等，藉此，具有良好的機械性質、鑄造性。

【0071】 專利文獻3~8均必須於澆鑄、凝固後或熱加工後的冷卻過程中，進行如約530°C至約450°C的溫度範圍內的平均冷卻速度為約0.1°C/分鐘以上且約70°C/分鐘以下般之處理，結果，所形成之P化合物存在於金屬組織中。又， γ 相對被削性有用，完全未涉及 β 相的改性，未介紹耐脫鋅腐蝕性、耐應力腐蝕開裂性，且未揭示資料。進而，亦未揭示與快速切削條件下的切削阻力相關之資料。於本案例中，於澆鑄、凝固後的冷卻過程中，於鑄件的溫度為500°C時、即高於500°C的溫度範圍內以超過300°C/分鐘的冷卻速度進行冷卻，較佳為於低於700°C的溫度且高於500°C的溫度開始冷卻處理，500°C至300°C的平均冷卻速度超過300°C/分鐘，進行與專利文獻3~8基本相反的冷卻。於本案例中，有時亦存在P與Zn或Si的化合物，但P化合物即便存在，其量亦為少量。

【0072】 本案與專利文獻3~8的最大的明顯不同在於，於專利文獻3~8的任一者中，均完全未提及 β 相被改性、及改性 β 相、即 β_1 相。凝固後進行冷卻時，在500°C時，以超過300°C/分鐘的冷卻速度進行冷卻，且於500°C至300°C的溫度範圍內，以至少超過300°C/分鐘的平均冷卻速度進行冷卻，由此將固溶有Si、P之 β 相改性為 β_1 相。當於約530°C

至約450℃的溫度範圍內以平均冷卻速度為約0.1℃/分鐘以上且約70℃/分鐘以下之方式進行冷卻時，β相不會被改性。然後，當用過氧化氫與氨水的混合液進行蝕刻時，可於β1相內觀察到晶界，但即便包含一定量的Si及P，若仍為改性前的β相，則於β相內亦觀察不到晶界。於專利文獻3~8中，揭示有用過氧化氫與氨水的混合液進行蝕刻所得之金屬組織，但於β相內均未觀察到晶界。

【0073】 與以往的β相不同，β1相的耐脫鋅腐蝕性、耐應力腐蝕開裂性得到大幅改善。且被削性進一步得到改善，β1相的存在超過除包含Si之β相以外還存在P化合物時之被削性。然而，為此，β1相需以超過25%的面積率存在於金屬組織中。又，於本案中，γ相的存在會損害被削性，但於專利文獻3~8中，γ相對被削性有用。

【0074】 <金屬組織>

Cu-Zn-Si合金中存在10種以上的相，從而引起複雜的相變，僅利用組成範圍、元素的關係式未必能獲得目標特性。可藉由最終指定並確定存在於金屬組織中之相的種類及其面積率的範圍，來獲得目標特性。因此，以如下方式規定了組織關係式。

$$20 \leq f_3 = (\alpha) < 75$$

$25 < f_4 = (\beta 1) \leq 80$ ，此處，β1相為將β相改性所得之相。

$$0 \leq f_5 = (\gamma) < 4$$

【0075】 (β1相)

本案的金屬組織由 α 相、 $\beta 1$ 相構成，視情況，還包含少量或0%的 γ 相。於金屬組織中，僅以上述構成相為對象。金屬組織中，除構成相以外，有時還存在包含P之化合物、包含Si之化合物等析出物、結晶物、Pb或Bi粒子、氧化物、硫化物、夾雜物。當為鑄件時，大多數較熱擠壓件包含更多的氧化物或結晶物。

β 相與 $\beta 1$ 相容易識別， $\beta 1$ 相在用過氧化氫與氨水的混合液蝕刻時，若 β 相被改性為 $\beta 1$ 相，則於 $\beta 1$ 相內觀察到晶界圖案、即結晶晶界，但當為 β 相時，於 β 相內觀察不到結晶晶界。

【0076】 本實施方式中的 $\beta 1$ 相是藉由如下方式獲得：凝固後，針對固溶有一定量以上的Si、P之 β 相，保持超過500°C的高溫狀態、即約500~700°C的狀態，自該溫度範圍進行冷卻處理（以500°C時的冷卻速度、及500°C至300°C的平均冷卻速度至少超過300°C/分鐘之方式進行冷卻，並繼續冷卻至接近常溫），來使500~700°C的金屬組織的狀態恢復至常溫。詳細而言，加快500~700°C的冷卻處理開始溫度至300°C的溫度範圍內的冷卻速度進行急冷，冷卻至100°C以下的常溫。藉此，使500~700°C的金屬組織的狀態恢復至常溫。結果，獲得 $\beta 1$ 相。對於不含特定量的Si及P這兩者之Cu-Zn系合金的 β 相，即便進行同樣的冷卻處理亦無法獲得 $\beta 1$ 相。同樣地，若以500°C時的冷卻速度為300°C/分鐘以下之方式對包含特定量的Si及P之合金進行冷卻，則無法獲得 $\beta 1$ 相。若於500°C至300°C的溫度範圍

內以 300°C / 分鐘以下的平均冷卻速度進行冷卻，則無法獲得 $\beta 1$ 相。即便自低於 500°C 的溫度、例如 450°C 進行冷卻處理，亦無法獲得 $\beta 1$ 相。又， β 相的改性需要特定量的 α 相，當 α 相較少時， β 相未改性，無法獲得 $\beta 1$ 相。進而， β 相的改性程度亦受 Si 、 P 的量、 Fe 、 Al 等不可避免的雜質的量、 500°C 時的冷卻速度、 500°C 至 300°C 的平均冷卻速度、冷卻處理開始溫度的影響。若 β 相的改性程度提高，即 $\beta 1$ 相更多地被改性，則可獲得具有更佳的可削性、耐脫鋅腐蝕性、耐應力腐蝕開裂性良好的材料。 β 相的改性程度在 Si 的量約為 $1 \text{ mass}\%$ 、 P 的量約為 $0.1 \text{ mass}\%$ 時大致開始飽和，若該等的量過多，則可能會引起熱傳導性及電傳導性、延性、出現 γ 相等弊端。

【0077】 改性 $\beta 1$ 相能夠克服 $\text{Cu}-\text{Zn}$ 系合金的 β 相的缺點、大問題、即合金的耐脫鋅腐蝕性、耐應力腐蝕開裂性。即，作為一例，若以具體數字表示，則能夠使脫鋅腐蝕的腐蝕進展延遲至約 $1/2$ 或 $1/2$ 以下。如專利文獻 2 所述，包含 β 相之 $\text{Cu}-\text{Zn}$ 系合金的脫鋅腐蝕問題較大，由於脫鋅腐蝕會沿 β 相發生，因此將 β 相的量限制為 25% 以下或 20% 以下，進而實施 $350 \sim 550^{\circ}\text{C}$ 的熱處理，以減少 β 相的量，並將 β 相分斷。

於強度方面，很大程度上取決於構成相的面積率，但改性 β 相、即 $\beta 1$ 相的強度高於 β 相，且具有較 β 相更佳的延性、衝擊特性，因此作為合金，強度-延性平衡良好

【0078】 ($\beta 1$ 相、組織關係式 f4)

於作為本實施方式的快削性銅合金之Cu-Zn-Si-P-Pb合金中，需要 $\beta 1$ 相的面積率至少超過25%，以使Pb的含量為最少量，同時使被削性良好。進而，為了提高被削性、強度， $\beta 1$ 相較佳為30%以上，更佳為33%以上。另一方面，若 $\beta 1$ 相過多，例如為95%，則 β 相不會被改性。由於在 α 相的存在下進行 β 相的改性，因此需要一定量的 α 相。進而，關於脫鋅腐蝕、應力腐蝕開裂，相較於 β 相， $\beta 1$ 相會使脫鋅腐蝕、應力腐蝕開裂的進展大幅延遲，但耐脫鋅腐蝕性、耐應力腐蝕開裂性依然較 α 相差。具體而言，關於脫鋅腐蝕，進行ISO 6509的脫鋅腐蝕試驗時，於金屬組織由 α 相、 β 相構成之Cu-Zn系合金中，首先，對 β 相選擇性地進行脫鋅腐蝕，脫鋅腐蝕進展，最終，脫鋅腐蝕深度達到約500~550 μm 。另一方面，於金屬組織由 α 相、 $\beta 1$ 相構成之本案合金中，雖對 $\beta 1$ 相選擇性地進行脫鋅腐蝕，但其脫鋅腐蝕深度為約20~240 μm ，相較於金屬組織由 α 相、 β 相構成時，脫鋅腐蝕的進展得到大幅抑制。如此，藉由 β 相被改性為 $\beta 1$ 相，耐脫鋅腐蝕性大幅改善，但耐脫鋅腐蝕性、衝擊特性仍較 α 相差，因此，若 $\beta 1$ 相的面積率較高，則作為合金的耐脫鋅腐蝕性、衝擊特性變差。基於以上，經過深入研究，結果發現， $\beta 1$ 相的面積率需設定為80%以下，較佳為70%以下，更佳為65%以下。

再者，未改性之 β 相以組織關係式f4A加以區分。

【0079】（ α 相、組織關係式f3）

本案的金屬組織基本由 α 相及 β 1相構成，雖實施用於將 β 相改性為 β 1相之冷卻處理，但 α 相幾乎不受該冷卻處理的影響。又，為了將 β 相改性，需要一定量以上的 α 相。並且，若 β 1相過多，則合金的延性、衝擊特性有問題，需要適量的富有延性之 α 相。反之，若 α 相過多，則強度降低。又，相較於不含Si之 α 相，含有Si之 α 相的被削性僅略有提高，尤其是就被削性的觀點而言， α 相的量亦受到限制。但，即便由具有優異的被削性能之 β 1相、及略缺乏被削性之 α 相構成，切削時，軟質的 α 相亦起到緩衝材料的作用，或切削時，亦於與硬質的 β 1相的邊界處起到應力集中源的作用，即便大致包含最多75%的量的 α 相，合金的切削阻力亦維持得較低，切屑被分斷。再者，由於 α 相在切削時起到緩衝材料的作用、或於與 β 1相的邊界處起到應力集中源的作用，因此 α 相較佳為細小的粒狀形狀。

以上，對 β 相的改性、作為合金的耐脫鋅腐蝕性、耐應力腐蝕開裂性、被削性、機械性質進行了深入研究，結果發現， α 相的量需為20%以上，較佳為30%以上，更佳為35%以上。另一方面， α 相的上限為未達75%，較佳為70%以下，更佳為67%以下。

【0080】（ γ 相、組織關係式f5）

如專利文獻9、11所述，於Cu濃度為約69~80 mass%、Si濃度為約2~4 mass%之Cu-Zn-Si合金中， γ 相為有助於被削性之相。於專利文獻16中，不含Pb之Cu-Zn-Si合金中， γ 相是必要的，進而，於專利文獻3~7中，含有Si

之 β 相的被削性亦良好，同時含有Si之 γ 相亦有助於被削性。

於本實施方式中， γ 相會阻礙合金的被削性，因此於下述組織及組成關係式f6中，賦予較 β 1相的量的係數大之負係數。進而， γ 相損害衝擊特性，使耐脫鋅腐蝕性變差。其原因在於，於本實施方式中， β 相被改性，但 γ 相不會被改性。於Cu-Zn-Si合金中，有時亦無法避免 γ 相的出現，但至少需進行限制。即，需使 γ 相所佔之比例（面積率）未達4%，較佳為未達2%，更佳為未達1%，最佳為 γ 相不存在，即f5 = 0。

【0081】（組織及組成關係式f6）

$$f6 = (\beta 1) \times (-0.5 \times [Si]^2 + 1.5 \times [Si]) - 2 \times (\gamma) + ([Pb] + [Bi])^{1/2} \times 25 + ([P])^{1/2} \times 12$$

組織及組成關係式f6是用於獲得作為合金的良好的被削性之簡單條件式。f6中， β 1相的量、於本案的組成範圍內包含在合金中之Si的量、Pb與Bi的量、P的量被處理為積極作用，而 γ 相的量被處理為消極作用。即，f6是藉由含有Si、P之 β 1相的量乘以 $(-0.5 \times [Si]^2 + 1.5 \times [Si])$ 得到之量、Pb與Bi的量和的1/2次方乘以係數25得到之量、P的量的1/2次方乘以係數12得到之量相加，並從中減去 γ 相的量乘以係數2得到之量來得到。

【0082】 β 1相的性能直接受Si濃度影響，同樣受P濃度影響。並且，若含有極少量的Pb或Bi，則被削性提高。另一方面，於本案例中， γ 相會阻礙被削性。發現Pb或Bi的被削

性的提高程度和 P b 與 B i 的量的 1/2 次方具有深刻關係。P b、B i 均以極少的含量發揮顯著效果，且隨著含量增加，被削性的提高效果會增加，但增幅逐漸變緩。藉由由將 β 相改性所得之 $\beta 1$ 相構成之合金，微量的 P b 或 B i 對被削性發揮顯著效果，該效果根本無法根據以往的 C u - Z n - P b 合金的 P b 量與被削性的關係來獲得。

【0083】 經深入研究，結果發現，為了獲得良好的被削性，組織及組成關係式 $f 6$ 超過 2 8，較佳為超過 3 5，進而較佳為超過 4 0，接近添加有 3 m a s s % 的 P b 之快削黃銅棒的被削性。另一方面，被削性在組織及組成關係式 $f 6$ 的值為約 5 5 ~ 8 0 時最高，進而，隨著 $f 6$ 的值增加，被削性反而降低。其原因在於， $\beta 1$ 相的量對被削性的效果在約 6 0 % 時飽和，S i 對被削性的效果大約在 1 m a s s % 時飽和。

再者，關於由未改性之 β 相構成之合金，將 β 相的量 $f 4 A$ (β 相) 代入至 $\beta 1$ 相的量的部分 $f 4$ ($\beta 1$ 相)，套用 $f 6$ 的公式式，作為參考值進行計算，並規定為 $f 6 A$ 。

【0084】 此處，第 1 A 圖 ~ 第 5 B 圖中示出各種合金鑄件的金屬組織照片及 I S O 6 5 0 9 的脫鋅腐蝕試驗結果的照片。第 1 A 圖是實施方式中的銅合金鑄件的組織觀察照片，銅合金鑄件是藉由對合金 N o . S 0 2 實施工序 N o . A 1 而獲得。詳細而言，合金 N o . S 0 2 具有 Z n - 6 2 . 9 m a s s % C u - 0 . 9 4 m a s s % S i - 0 . 0 8 2 m a s s % P - 0 . 0 6 7 m a s s % P b - 0 . 0 3 m a s s % S n 的組成。於工序 N o . A 1 中，於 1 0 8 0 ° C 將金屬溶液出爐並澆鑄至砂模中，於 6 5 0 ° C 自砂模拆下，於 5 6 0 ° C 開

始冷卻處理，使 550 °C 至 500 °C 的溫度範圍內的平均冷卻速度為 900 °C / 分鐘，使 500 °C 至 300 °C 的溫度範圍內的平均冷卻速度為 900 °C / 分鐘。

第 1 B 圖是根據 ISO 6509 的試驗方法對第 1 A 圖的合金鑄件實施脫鋅腐蝕試驗之結果，是包含呈現最大腐蝕深度之部分之剖面金屬組織照片。

第 2 A 圖是實施方式中的銅合金鑄件的組織觀察照片，銅合金鑄件是藉由對合金 No.S02 實施工序 No.A14H 而獲得。詳細而言，合金 No.S02 具有 Zn-62.9 mass % Cu-0.94 mass % Si-0.082 mass % P-0.067 mass % Pb-0.03 mass % Sn 的組成。於工序 No.A14H 中，於 1080 °C 將金屬溶液出爐並澆鑄至砂模中，於 650 °C 自砂模拆下，直接自然冷卻，500 °C 至 300 °C 的溫度範圍內的平均冷卻速度為 20 °C / 分鐘。

第 2 B 圖是根據 ISO 6509 的試驗方法對第 2 A 圖的合金鑄件實施脫鋅腐蝕試驗之結果，是包含呈現最大腐蝕深度之部分之剖面金屬組織照片。

【0085】 第 3 A 圖是實施方式中的銅合金鑄件的組織觀察照片，銅合金鑄件是藉由對合金 No.S12 實施工序 No.B1 而獲得。詳細而言，合金 No.S12 具有 Zn-63.6 mass % Cu-1.04 mass % Si-0.070 mass % P-0.062 mass % Pb 合金-0.003 mass % Bi 的組成。於工序 No.B1 中，於 960 °C 將金屬溶液出爐並澆鑄至模具中，於 750 °C 自模具拆下，於 560 °C 開始冷卻處理，使 550 °C 至 500 °C 的溫

度範圍內的平均冷卻速度為 $1020^{\circ}\text{C}/\text{分鐘}$ ，使 500°C 至 300°C 的溫度範圍內的平均冷卻速度為 $1020^{\circ}\text{C}/\text{分鐘}$ 。

第3B圖是根據ISO 6509的試驗方法對第3A圖的合金鑄件實施脫鋅腐蝕試驗之結果，是包含呈現最大腐蝕深度之部分之剖面金屬組織照片。

第4A圖是實施方式中的銅合金鑄件的組織觀察照片，銅合金鑄件是藉由對合金No.S12實施工序No.B11H而獲得。詳細而言，合金No.S12具有Zn-63.6 mass% Cu-1.04 mass% Si-0.070 mass% P-0.062 mass% Pb-0.003 mass% Bi的組成。於工序No.B11H中，於 960°C 將金屬溶液出爐並澆鑄至模具中，於 750°C 自模具拆下，使 500°C 至 300°C 的溫度範圍內的平均冷卻速度為 $40^{\circ}\text{C}/\text{分鐘}$ 。

第4B圖是根據ISO 6509的試驗方法對第4A圖的合金鑄件實施脫鋅腐蝕試驗之結果，是包含呈現最大腐蝕深度之部分之剖面金屬組織照片。

【0086】 第5A圖是實施方式中的銅合金鑄件的組織觀察照片，銅合金鑄件是藉由對合金No.S02實施工序No.A14H及工序No.G1而獲得。詳細而言，合金No.S02具有Zn-62.9 mass% Cu-0.94 mass% Si-0.082 mass% P-0.067 mass% Pb-0.03 mass% Sn的組成。於工序No.A14H中，於 1080°C 將金屬溶液出爐並澆鑄至砂模中，於 650°C 自砂模拆下，直接自然冷卻， 500°C 至 300°C 的溫度範圍內的平均冷卻速度為 $20^{\circ}\text{C}/\text{分鐘}$ 。然後，對所得

到之鑄件實施工序 No. G1。於工序 No. G1 中，於 580 °C 將鑄件加熱 20 分鐘，自 575 °C 開始冷卻處理，使 550 °C 至 500 °C 的溫度範圍內的平均冷卻速度為 1200 °C / 分鐘，使 500 °C 至 300 °C 的溫度範圍內的平均冷卻速度為 1200 °C / 分鐘。

第 5 B 圖是根據 ISO 6509 的試驗方法對第 5 A 圖的合金鑄件實施脫鋅腐蝕試驗之結果，是包含呈現最大腐蝕深度之部分之剖面金屬組織照片。

【0087】 如第 1 A 圖、第 3 A 圖、第 5 A 圖所示，基於砂模鑄件、模具鑄件、及對砂模鑄件進行熱處理後所得之鑄件，於 β 1 相內清晰地識別出結晶晶界圖案，觀察到結晶晶界。此處，結晶晶界是指如第 1 A 圖所示之於 β 1 相內觀察到之貫穿 β 1 相晶粒內之線狀圖案。另一方面，於第 2 A 圖及第 4 A 圖中，均於 β 相內觀察不到如晶界般之圖案，兩者的不同顯而易見。反而，於第 2 A 圖及第 4 A 圖中，主要於 β 相內、 β 相與 α 相之相界處觀察到大量的黑色微細粒狀析出物等。反之，於第 1 A 圖、第 3 A 圖、第 5 A 圖中，僅觀察到少量的黑色粒狀析出物等。

【0088】 第 2 A 圖及第 4 A 圖中觀察到之大小約 0.5 ~ 3 μ m 的黑色粒狀析出物主要大量存在於 β 相內、及 β 相與 α 相的相界處。粒狀析出物主要為 P 與 Zn 及 Si 中的任一者或兩者的化合物、即所謂的 P 化合物。進而，亦部分包含 Pb 粒子、Pb 與 Bi 的混合粒子、Fe、Mn 等與 P 或 Si 的化合物、Al 與 P 或 Si 的化合物、氧化物等夾雜物。可利用顯微鏡觀察來辨

別該等化合物、夾雜物等，但於印刷出之照片中略難以辨別。於第2 A圖、第4 A圖中，於印刷出之照片的視野內，均主要存在約300多個P化合物。於第1 A圖、第3 A圖、第5 A圖中，微細的粒狀P化合物等為不存在、或少量存在之程度，至少較第2 A圖、第4 A圖的化合物等的數量少1/10。根據各試料的冷卻歷史，於 $\beta 1$ 相內或 β 相內是否存在晶界、及是否存在較多的P化合物取決於鑄件的溫度為500°C時、即高於500°C的溫度範圍內的冷卻速度、及500°C至300°C的平均冷卻速度是快於還是慢於300°C/分鐘。再者，於本案中，鑄件的溫度為500°C時、即高於500°C的溫度範圍內的冷卻速度為550°C至500°C的平均冷卻速度。當冷卻處理開始溫度低於550°C時，設為冷卻處理開始溫度至500°C的平均冷卻速度。

【0089】 然後，將對該等合金實施ISO 6509的脫鋅腐蝕試驗後之結果示於第1 B圖、第2 B圖、第3 B圖、第4 B圖、第5 B圖、。第1 B圖、第3 B圖、第5 B圖的放大倍率是第2 B圖、第4 B圖的兩倍。於 $\beta 1$ 相內觀察到晶界之試料（第1 A圖、第3 A圖、第5 A圖）的最大腐蝕深度均為110 μm 以下（第1 B圖、第3 B圖、第5 B圖），但於 β 相內未觀察到晶界之試料（第2 A圖、第4 A圖）的最大腐蝕深度為480 μm 、420 μm （第2 B圖、第4 B圖），存在3倍以上的腐蝕深度差。但，脫鋅腐蝕的形態均為 $\beta 1$ 相、 β 相的選擇性腐蝕。即便為改性 $\beta 1$ 相，亦與 β 相同樣地對 $\beta 1$ 相優先進行脫鋅腐

蝕，但相較於 β 相， $\beta 1$ 相的脫鋅腐蝕的進展至少未達約 $1/2$ ，進而可使進展延遲至約 $1/3$ 以下。

【0090】 <特性>

(強度、韌性、延性)

一般而言，相較於如熱擠壓棒等經過熱加工之材料，鑄件存在成分偏析，晶粒更大，包含些許氧化物等夾雜物或微觀缺陷。因此，可以說鑄件較熱加工材料更「脆」，於韌性、延性的評價方面，期望衝擊值較高。另一方面，切削中切屑的分斷性優異的材料需要某種脆性。衝擊特性與被削性在某些方面為相反之特性。

【0091】 對與飲用水相關之器具等作為本實施方式的使用對象之構件、零件，強烈要求薄壁化、輕量化。例如，於與飲用水相關之器具中具有使用材料的良好的耐蝕性、高強度，由此可達成薄壁化、輕量化。如上所述，鑄件有時會產生成分偏析或微觀缺陷，於用途上不常用於需實施填隙等冷加工之零件或使用過程中需要延性之構件。於本實施方式中，根據鑄件的性質，採用硬度（維氏硬度、洛氏硬度）作為強度的評價方法，採用衝擊試驗值（U型切口）來評價韌性、延性。

【0092】 為了使銅合金鑄件具有高強度，較佳為至少維氏硬度為 100 Hv 以上，洛氏B標尺硬度為52以上。更佳為維氏硬度為 110 Hv 以上，洛氏B標尺硬度為60以上。硬度與拉伸強度、耐力具有相關關係，於本實施方式中， 100 Hv 的維氏硬度相當於大致 400 N/mm^2 的拉伸強度、大致120

N/mm^2 的耐力。順便提及，就含有 $1 \sim 2 \text{ mass\%}$ 的 Pb 之黃銅鑄件 CAC203 而言，大致上維氏硬度約為 75 Hv ，洛氏 B 標尺硬度約為 30 ，拉伸強度約為 350 N/mm^2 ，耐力約為 80 N/mm^2 。

【0093】 如上所述，鑄件需為一種強韌材料，需不僅具有高強度，且至少不脆、即耐受衝擊。因此，當利用 U 型切口試驗片進行夏比衝擊試驗時，夏比衝擊試驗值較佳為 25 J/cm^2 以上，更佳為 30 J/cm^2 以上。另一方面，例如，若夏比衝擊試驗值超過約 70 J/cm^2 ，則所謂的材料黏性增加，因此，切削阻力增大，導致被削性變差，如切屑容易連在一起等。

【0094】 （導電率）

於本實施方式的用途中，包括電氣及家電零件、汽車零件等，且是添加有 Pb 之黃銅鑄件 CAC203 、青銅鑄件 CAC406 的代替材料。目前，該用途中，多使用伸銅品中以 6 mass\% 或 8 mass\% 的量含有 Sn 之磷青銅（日本 JIS 規格、 C5191 、 C5210 ），該等的導電率分別為約 $14\% \text{ IACS}$ 、約 $12\% \text{ IACS}$ ， CAC203 、 CAC406 的導電率分別為約 $24\% \text{ IACS}$ 、約 $15\% \text{ IACS}$ 。因此，若本實施方式的銅合金的導電率為 $15\% \text{ IACS}$ 以上，則電傳導性不會有問題。再者，由於幾乎不會因傳導性提高而導致實際使用時出現問題，因此導電率的上限並無特別規定。

【0095】 （鑄造性）

本實施方式的快削性銅合金鑄件是以獲得健全的鑄件為大前提。首先，藉由含有Si，來抑制熔解時Zn的蒸氣，從而進行良好的熔解及鑄造。並且，藉由含有Si並限制Cu、Zn及f1，而具有良好的熔液流動性，熔融金屬流動至薄壁部，可鑄造成複雜的形狀，從而不易發生多孔縮孔(porous shrinkage cavities)等鑄件缺陷。進而，鑄件不能有裂紋。關於鑄造裂紋，第一點是於凝固後的高溫狀態下，低熔點金屬是否以熔體形式存在，當存在低熔點金屬時，由其量及於高溫狀態下基體是否具有延性來決定。

於本實施方式中，於鑄件的凝固、冷卻過程中，將基體中以熔體形式存在之低熔點金屬Pb與Bi的量大幅限制在總計未達0.20 mass%，因此不易導致鑄造裂紋。並且，若滿足本實施方式的組成、各種關係式，則含有大量於高溫具有優異的延性之 β 1相，因此可覆蓋由少量含有低熔點金屬引起之不良影響，從而無鑄件開裂的問題。

【0096】 <製造製程>

接著，對本發明的實施方式的快削性銅合金鑄件的製造方法進行說明。

本實施方式的快削性銅合金鑄件的金屬組織不僅根據組成發生變化，還根據製造製程發生變化。作為鑄件的製造方法，有金屬模具、砂模、連續鑄造、壓鑄、失蠟等各種鑄造方法，根據鑄件的厚度或形狀、金屬模具或砂模的材質、厚度等，大致確定凝固後的鑄件的冷卻速度。冷卻速度可利用保溫、水冷、油冷、強制空冷等冷卻方法的手段來變

更。另一方面，於凝固後的冷卻過程中，各種金屬組織發生變化，金屬組織會根據冷卻速度發生大幅變化。金屬組織的變化表示構成相的種類、該等構成相的量（面積率）發生大幅變化。對凝固後的冷卻過程進行了深入研究，結果可知，於冷卻處理過程中， 500°C 時的冷卻速度、 500°C 至 300°C 的溫度範圍內的平均冷卻速度最重要，會大幅影響耐脫鋅腐蝕性、被削性。

【0097】（熔解鑄造）

雖取決於鑄造方法，但熔解是於較本實施方式的合金的熔點（液相線溫度）高出約 $100\sim 300^{\circ}\text{C}$ 的溫度、即約 $950\sim 1200^{\circ}\text{C}$ 進行。將較熔點高出約 $50\sim 250^{\circ}\text{C}$ 的溫度、即約 $900\sim 1150^{\circ}\text{C}$ 的熔融金屬澆鑄至金屬模具、砂模、模具等特定的鑄模中，並進行冷卻。然後，凝固後，構成相發生各種變化。

【0098】（澆鑄（鑄造）及凝固）

澆鑄後及凝固後的冷卻速度根據所澆鑄之銅合金的重量、厚度、熱傳導性、及砂模、金屬模具等鑄模的材質發生各種變化。

當將以往的銅合金鑄件澆鑄至由銅合金或鐵製作之金屬模具中時，即當為金屬模具鑄造時，澆鑄後，於約 750°C 或更低的溫度自金屬模具取下鑄件，進行空冷或緩冷，於 500°C 至 300°C 的溫度範圍內，以約 $10\sim 200^{\circ}\text{C}/\text{分鐘}$ 的平均冷卻速度進行冷卻。當為銅合金鑄件時，由於多數含有 $1\text{ mass}\%$ 以上的Pb或Bi，因此於Pb或Bi凝固之約 300°C 或

較約 250 °C 高的溫度範圍內，幾乎不會以 300 °C / 分鐘以上的冷卻速度進行冷卻。其原因在於，鑄件的溫度為 300 °C 以上時，Pb 粒子或 Bi 粒子處於熔融狀態，若冷卻速度過快，則可能因熱收縮而導致鑄件產生裂紋。

【0099】 當為連續鑄造時，進行大致與金屬模具鑄造相同的冷卻，自鐵製模具中出來之鑄造棒一般進行空冷，冷卻速度主要由連續鑄造棒的截面面積、鑄造速度來決定。當為直徑 20 mm 的連續鑄造棒時，於 500 °C 至 300 °C 的溫度範圍內，以約 40 ~ 100 °C / 分鐘的平均冷卻速度進行冷卻。另一方面，當為砂模鑄造時，對於澆鑄至砂模中之銅合金，雖取決於鑄件的大小、或砂模的材質、大小，但多數情況下，於 500 °C 至 300 °C 的溫度範圍內，以約 0.6 ~ 60 °C / 分鐘的平均冷卻速度進行冷卻，若成為約 300 °C 或低於約 250 °C 的溫度，則自砂模取下鑄件並進行空冷，或保持澆鑄於砂模中之狀態將鑄件放置至接近常溫。再者，該等鑄件在 500 °C 時的冷卻速度大致與 500 °C 至 300 °C 的溫度範圍的平均冷卻速度相同，或以稍快的速度進行冷卻。

【0100】 於本實施方式的快削性銅合金鑄件中，於澆鑄、凝固後，例如於 800 °C 的高溫狀態下，金屬組織為 β 單相。於之後的冷卻中，形成 α 相、 γ 相等各種相。並且，於本實施方式的快削性銅合金鑄件中，於凝固後的冷卻過程中，於鑄件的溫度為 500 °C 時冷卻速度超過 300 °C / 分鐘，且將 500 °C 至 300 °C 的平均冷卻速度調整至超過 300 °C / 分鐘並進行冷卻，藉此將 β 相改性為 β_1 相。並且，即便於低於 300 °C

的溫度，亦直接繼續進行冷卻處理。此處，當冷卻處理開始溫度低於 550°C 時，將 500°C 時的冷卻速度設為冷卻處理開始溫度至 500°C 的平均冷卻速度。

【0101】 作為較佳的冷卻方法，於凝固後的冷卻過程中於 700°C 至 500°C 的溫度範圍內開始冷卻處理。再者，冷卻處理開始溫度至 500°C 的平均冷卻速度與 500°C 至 300°C 的平均冷卻速度大致相同，當鑄件的溫度達到 300°C 後，即便於低於 300°C 的溫度，亦直接繼續進行冷卻處理，雖較 500°C 至 300°C 的平均冷卻速度稍慢，但大致相同。

有時無法指定冷卻處理開始溫度，冷卻時，鑄件的溫度為 500°C 時的冷卻速度超過 $300^{\circ}\text{C}/\text{分鐘}$ ，且之後，將 500°C 至 300°C 的平均冷卻速度設為超過 $300^{\circ}\text{C}/\text{分鐘}$ 進行冷卻，並且，只要滿足金屬組織的要求， β 相便被改性為 β_1 相。

【0102】 藉由該等冷卻處理，將 β 相改性為 β_1 相，若用過氧化氫與氨的混合液進行蝕刻，則於 β_1 相內出現晶界，改性並替換為性質與以往的 β 相不同之 β_1 相。結果，被削性提高，且以往 β 相的問題、即耐脫鋅腐蝕性大幅提高。

【0103】 β 相的改性程度受Si、P的量、Al、Fe、Sn的量、組成關係式 f_1 的值、 α 相的量影響，進而，受凝固後的冷卻過程中之 500°C 至 300°C 的平均冷卻速度、 500°C 時的冷卻速度、冷卻處理開始溫度影響。

若冷卻處理開始溫度為 700°C 以上，則有時 β 相所佔之比例增多，導致 β 相的改性不充分。較佳的冷卻處理開始溫度低於 700°C ，更佳為 650°C 以下。另一方面，若於鑄件的溫度

為 500 °C 時冷卻速度為 300 °C / 分鐘以下，或冷卻處理開始溫度為 500 °C 以下，則 β 相不會被改性。若自冷卻處理開始溫度較佳為 530 °C 以上、更佳為 550 °C 以上的溫度開始冷卻處理，則 β 相被改性得更多，合金的耐脫鋅腐蝕性、被削性提高。

【0104】 進而，冷卻處理開始後，若 500 °C 至 300 °C 的平均冷卻速度為 300 °C / 分鐘以下，則 β 相不會被改性。將 500 °C 至 300 °C 的溫度範圍內的平均冷卻速度設為至少超過 300 °C / 分鐘、較佳為超過 600 °C / 分鐘、進而較佳為 900 °C / 分鐘以上來進行冷卻。若以較佳的冷卻速度進行冷卻，則 β 相成為改性更多的 β_1 相，耐脫鋅腐蝕性、被削性更佳。500 °C 時的冷卻速度及 500 °C 至 300 °C 的溫度範圍內的平均冷卻速度的上限並無特別規定，只要是通常的生產設備中可實現之冷卻速度即可，若硬要提及，冷卻速度較佳為約 9000 °C / 分鐘以下。

再者，雖有時使用由鑄件製作之鑄錠作為鑄件的原料，但 β 相的改性不受使用原料的熱歷史影響，於最終的鑄件凝固後的冷卻過程中，決定 β 相是否被改性。

【0105】 (熱處理)

於鑄件的製作中，在澆鑄後冷卻時，使 500 °C 時的冷卻速度超過 300 °C / 分鐘來進行冷卻、及使 500 °C 至 300 °C 的平均冷卻速度超過 300 °C / 分鐘來進行冷卻有時很困難。能夠藉由對此種鑄件實施熱處理，而使 β 相改性。

具體而言，於高於 520°C 的溫度且低於 650°C 的溫度將鑄件加熱1分鐘至5小時，於低於 650°C 的溫度且高於 520°C 的溫度開始冷卻處理，以於鑄件的溫度為 500°C 時冷卻速度超過 $300^{\circ}\text{C}/\text{分鐘}$ 、及於 500°C 至 300°C 的溫度範圍內以超過 $300^{\circ}\text{C}/\text{分鐘}$ 的平均冷卻速度進行冷卻，由此能夠使 β 相改性為 $\beta 1$ 相。

【0106】 對本實施方式的熱處理後的鑄件進行鏡面拋光（鏡面研磨），並用過氧化氫與氨的混合液進行蝕刻時，可於 $\beta 1$ 相內觀察到晶界，可知已替換為性質與以往的 β 相不同之 $\beta 1$ 相。再者，熱處理時的加熱溫度、冷卻處理開始溫度較佳為 540°C 以上，更佳為 550°C 以上。另一方面，若冷卻處理開始溫度高於 650°C ，則 $\beta 1$ 相所佔之比例增大，導致耐脫鋅腐蝕性、衝擊特性變差，因此較佳為 620°C 以下。又， 500°C 時的冷卻速度、及 500°C 至 300°C 的平均冷卻速度愈快， β 相愈能被改性，較佳為以超過 $600^{\circ}\text{C}/\text{分鐘}$ 、更佳為 $900^{\circ}\text{C}/\text{分鐘}$ 以上來進行冷卻。 500°C 時的冷卻速度及 500°C 至 300°C 的溫度範圍內的平均冷卻速度的上限並無特別規定，只要是通常的生產設備中可實現之冷卻速度即可，若硬要提及，冷卻速度較佳為約 $9000^{\circ}\text{C}/\text{分鐘}$ 以下。再者，即便於該熱處理中形成 $\beta 1$ 相，進而，若實施不滿足追加的上述條件之熱處理、或將鑄件再次加熱至 300°C 以上，則 β 相的改性喪失， $\beta 1$ 相恢復為普通的 β 相。若對實施最終的特定冷卻處理後之鑄件、或實施最終的該特定熱處理後之鑄件施加 300°C 以上的熱量，則 β 相的改性喪失，該

特定的鑄件中存在之 $\beta 1$ 相恢復為普通的 β 相。結果，當觀察金屬組織時，不再能觀察到 $\beta 1$ 相內存在之晶界。

【0107】 利用此種製造方法來製造本發明的第一至第三實施方式的快削性銅合金鑄件。

【0108】 根據具有如上構成之本發明的第一至第三實施方式的快削性銅合金鑄件，由於以上述方式規定合金組成、組成關係式、金屬組織、組織關係式、組織及組成關係式，因此即便Pb的含量較少，亦可獲得優異的被削性，且可具有良好的耐脫鋅腐蝕性、高強度、良好的衝擊特性。

【0109】 以上對本發明的實施方式進行了說明，但本發明並不限於此，在不脫離本發明的技術要求的範圍內可適當變更。

[實施例]

【0110】 以下示出為了確認本實施方式的效果所進行之確認實驗的結果。再者，以下實施例用於說明本實施方式的效果，實施例所記載之構成要件、製程、條件並不限定本實施方式的技術範圍。

【0111】 利用實際操作中使用之低頻熔解爐進行銅合金砂模鑄件的試製試驗。

又，使用實驗室設備進行銅合金鑄件的試製，使用實際操作的金屬模具連續鑄造機製作連續鑄造棒。進而，於實驗室內對部分試料進行熱處理。

將合金組成示於表 5 ~ 7。又，將製造工序示於表 8 ~ 11。
再者，於組成中，「M m」表示稀土合金(misch metal)，
表示稀土類元素的總量。將各製造工序示於以下。

【0112】 [表5]

合金 No.	成分組成(mass%)							組成關係式			雜質(mass%)									
	Cu	Si	P	Pb	Bi	Sn	Zn	f1	f2	f0	Fe	Mn	Cr	Co	Al	Ni	Ag	Sb	As	Mm
S01	64.0	1.02	0.059	0.058	0.021	0.04	剩餘	59.1	0.079	-	0.05	0.01	0.00	0.00	0.02	0.03	0.01	0.00	0.00	0.00
S02	62.9	0.94	0.082	0.067	0.000	0.03	剩餘	58.3	0.067	-	0.10	0.00	0.01	0.00	0.03	0.07	0.01	0.00	0.01	0.00
S11	62.6	0.98	0.074	0.058	0.001	0.00	剩餘	57.9	0.059	-	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00
S12	63.6	1.04	0.070	0.062	0.003	0.00	剩餘	58.6	0.065	-	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00
S13	64.5	0.98	0.088	0.075	0.000	0.00	剩餘	59.7	0.075	-	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00
S14	64.8	0.94	0.067	0.059	0.000	0.00	剩餘	60.3	0.059	-	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00
S21	64.2	1.03	0.120	0.019	0.008	0.03	殘餘	59.1	0.027	-	0.02	0.07	0.00	0.01	0.00	0.03	0.01	0.01	0.00	0.00
S22	62.8	0.88	0.072	0.057	0.000	0.01	剩餘	58.5	0.057	-	0.05	0.02	0.01	0.00	0.01	0.02	0.01	0.00	0.01	0.00
S23	64.4	1.12	0.049	0.026	0.000	0.04	剩餘	59.0	0.026	-	0.01	0.12	0.01	0.00	0.00	0.09	0.01	0.02	0.01	0.01
S24	62.6	0.78	0.112	0.066	0.023	0.01	剩餘	58.8	0.089	-	0.06	0.01	0.00	0.01	0.00	0.00	0.01	0.00	0.01	0.01
S25	64.6	0.92	0.066	0.062	0.020	0.00	剩餘	60.2	0.082	-	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00
S26	63.5	0.99	0.017	0.073	0.000	0.00	剩餘	58.8	0.073	-	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00
S27	63.7	1.00	0.039	0.068	0.000	0.00	剩餘	58.9	0.068	-	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00

							餘														
S28	63.7	0.94	0.135	0.070	0.000	0.00	剩餘	59.1	0.070	-	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00

【0113】 [表 6]

合金 No.	成分組成(mass%)							組成關係式			雜質(mass%)										
	Cu	Si	P	Pb	Bi	Sn	Zn	f1	f2	f0	Fe	Mn	Cr	Co	Al	Ni	Ag	Sb	As	Mm	
S29	63.6	0.88	0.070	0.005	0.002	0.00	剩餘	59.3	0.007	-	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00
S30	61.9	0.66	0.102	0.086	0.000	0.00	殘餘	58.7	0.086	-	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00
S31	64.7	1.05	0.092	0.080	0.000	0.00	殘餘	59.6	0.080	-	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00
S32	61.1	0.69	0.083	0.008	0.073	0.00	剩餘	57.7	0.081	-	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00
S33	64.1	1.06	0.079	0.055	0.000	0.13	剩餘	58.8	0.055	0.12	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00
S34	63.7	0.97	0.065	0.067	0.000	0.29	剩餘	58.7	0.067	0.30	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00
S35	63.4	0.92	0.067	0.071	0.000	0.44	剩餘	58.5	0.071	0.48	0.05	0.00	0.00	0.01	0.02	0.13	0.00	0.02	0.00	0.01	0.01
S36	62.7	0.87	0.080	0.076	0.000	0.01	剩餘	58.5	0.076	-	0.01	0.00	0.00	0.00	0.19	0.01	0.01	0.00	0.00	0.00	0.00
S37	63.2	0.97	0.074	0.058	0.020	0.00	剩餘	58.5	0.078	-	0.04	0.00	0.01	0.00	0.08	0.03	0.02	0.00	0.00	0.00	0.00
S38	62.8	0.85	0.067	0.042	0.20	0.03	剩餘	58.7	0.062	-	0.23	0.13	0.00	0.02	0.00	0.02	0.01	0.01	0.01	0.01	0.01
S39	63.0	0.90	0.071	0.069	0.000	0.00	剩餘	58.6	0.069	-	0.12	0.09	0.00	0.00	0.07	0.10	0.00	0.00	0.00	0.00	0.02

S40	62.7	0.87	0.084	0.082	0.025	0.00	剩餘	58.5	0.107	-	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00
S41	63.8	0.71	0.056	0.070	0.024	0.00	剩餘	60.4	0.094	-	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00
S42	61.1	0.54	0.075	0.079	0.028	0.00	剩餘	58.5	0.107	-	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00

【0114】 [表 7]

合金 No.	成分組成(mass%)							組成關係式			雜質(mass%)									
	Cu	Si	P	Pb	Bi	Sn	Zn	f1	f2	f0	Fe	Mn	Cr	Co	Al	Ni	Ag	Sb	As	Mm
S51	64.9	1.30	0.080	0.070	0.000	0.00	剩餘	58.6	0.070	-	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00
S52	61.0	0.46	0.075	0.090	0.011	0.00	剩餘	58.8	0.101	-	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00
S53	64.9	0.77	0.074	0.045	0.030	0.00	剩餘	61.2	0.075	-	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00
S54	62.8	0.87	0.004	0.081	0.011	0.00	剩餘	58.7	0.092	-	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00
S55	65.6	1.08	0.048	0.030	0.015	0.00	剩餘	60.4	0.045	-	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00
S56	59.3	0.21	0.096	0.095	0.036	0.00	剩餘	58.3	0.131	-	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00
S57	61.5	0.96	0.070	0.050	0.000	0.00	剩餘	56.8	0.050	-	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00
S58	63.6	1.08	0.220	0.072	0.020	0.00	剩餘	58.2	0.092	-	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00
S59	63.7	0.82	0.042	0.001	0.000	0.00	剩餘	59.7	0.001	-	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00
S60	63.5	0.66	0.089	0.	0.033	0.59	剩餘	59.7	0.061	0.89	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00

				028			餘													
S61	64.6	1.06	0.047	0.073	0.007	0.80	剩餘	58.7	0.080	0.75	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00
S62	62.4	0.90	0.068	0.058	0.000	0.03	剩餘	58.0	0.058	-	0.02	0.00	0.00	0.00	0.38	0.02	0.01	0.00	0.00	0.00
S63	63.1	0.86	0.061	0.055	0.004	0.01	剩餘	58.9	0.059	-	0.38	0.16	0.03	0.00	0.00	0.01	0.01	0.00	0.00	0.00
S64	62.6	0.58	0.027	0.013	0.000	0.00	剩餘	59.8	0.013	-	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00
S65	60.1	0.55	0.055	0.090	0.025	0.00	剩餘	57.5	0.115	-	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00
X	58.9	0.00	0.001	3.100	0.002	0.29	剩餘	-	3.100	-	0.24	0.01	0.00	0.00	0.00	0.06	0.01	0.00	0.00	0.00
Y	60.1	0.00	0.001	2.100	0.000	0.33	剩餘	-	2.100	-	0.29	0.00	0.00	0.02	0.09	0.05	0.00	0.01	0.00	0.00

【0115】 [表 8]

實機製造工序 A：砂模鑄件 金屬熔液出爐溫度 1080 °C

	砂模拆卸溫度 (°C)	冷卻開始前的 平均冷卻 速度 (°C/分鐘)	冷卻處理開 始溫度 (°C)	550°C至 500°C的平均 冷卻速度 (°C/分鐘)	500°C至 300°C的平均 冷卻速度 (°C/分鐘)
A1	650	35	560	900	900
A2	750	35	620	900	900
A3	650	35	560	660	660
A4	650	35	570	420	420
A5	650	35	530	780	780
A6	750	35	660	900	900
A11H	750	35	720	900	900
A12H	650	35	460	-	660
A13H	650	35	515	210	210
A14H	650	-	-	-	20

【0116】 [表 9]

實驗室製造工序 B：金屬模具鑄件 金屬熔液出爐溫度
960 °C

	金屬模具拆 卸溫度 (°C)	冷卻開始前的 平均冷卻 速度 (°C/分鐘)	冷卻處理開 始溫度 (°C)	550°C至 500°C的平均 冷卻速度 (°C/分鐘)	500°C至 300°C的平均 冷卻速度 (°C/分鐘)
B1	750	60	560	1020	1020
B2	750	60	610	1200	1200
B3	750	60	570	480	480
B4	750	60	525	1020	1020
B5	750	60	670	1200	1200
B11H	750	-	-	-	40
B12H	750	60	730	1200	1200
B13H	750	60	470	-	900
B14H	750	60	525	240	240

【0117】 [表 10]

實驗室製造工序 C：連續鑄造鑄件 金屬熔液出爐溫度
960 °C

	550°C至 500°C的平均冷卻速 度 (°C/分鐘)	500°C至 300°C的平均冷卻速 度 (°C/分鐘)
C1	900	900
C2	660	660

C3	480	480
C11H	60	60

【0118】 [表 11]

實驗室製造工序 G：熱處理

	前一工序件	熱處理	冷卻處理開始溫度 (°C)	550°C至500°C的平均冷卻速度 (°C/分鐘)	500°C至300°C的平均冷卻速度 (°C/分鐘)
G1	A14H	580°C×20 分鐘	575	1200	1200
G2	B11H	580°C×20 分鐘	575	1200	1200
G3	C11H	580°C×20 分鐘	575	1200	1200
G11H	A14H	580°C×20 分鐘	470	-	900
G12H	B11H	580°C×20 分鐘	470	-	900
G13H	A14H	580°C×20 分鐘	-	-	25
G14H	B11H	580°C×20 分鐘	-	-	25

【0119】 工序 A：實機製造、砂模鑄件

(工序 No. A 1 ~ A 6、A 11 H ~ A 14 H)

利用實際操作之內部容積 1 噸的低頻熔解爐，裝入約 400 kg 的原料，於 1080 °C 熔解，移至澆桶，於約 970 °C 澆鑄至日本 JIS H 5120、7.2 項所記載之獲得 A 號供試件之砂模（由添加有樹脂之砂砂製作而成）中。

以約 30 °C / 分鐘的冷卻速度對澆鑄成之鑄件進行冷卻，當鑄件的溫度成為 650 °C 或 750 °C 時，自砂模中取出 A 號供試件的鑄件，自然冷卻。以 35 °C / 分鐘的平均冷卻速度對自砂模中取出之鑄件進行冷卻，接著，於 460 °C 至 720 °C 開始冷卻處理，將 500 °C 至 300 °C 的平均冷卻速度調整為 20 °C / 分鐘、210 °C / 分鐘、420 °C / 分鐘、660 °C / 分鐘、780 °C / 分鐘或 900 °C / 分鐘來進行冷卻。冷卻處理開始溫度至 500 °C 的平均冷卻速度調整為與 500 °C 至 300 °C 的平均冷卻速度相同，當冷卻處理開始為 550 °C 以上時，測定 550 °C 至

500 °C 的平均冷卻速度，當鑄件的冷卻處理開始溫度低於 550 °C 時，測定冷卻處理開始溫度至 500 °C 的平均冷卻速度。

【0120】 其中，於工序 No. A12H 中，自取出鑄件後的時間點至 460 °C 的平均冷卻速度為 35 °C / 分鐘，460 °C 至 300 °C 的平均冷卻速度為 660 °C / 分鐘。

於工序 No. A14H 中，自取出鑄件後的時間點至 500 °C 的平均冷卻速度為 35 °C / 分鐘，500 °C 至 300 °C 的平均冷卻速度為 20 °C / 分鐘。

作為冷卻方法，採用自然空冷、強制空冷、噴淋水冷、水冷、簡易保溫等。溫度測定主要使用輻射溫度計來進行，部分併用接觸式溫度計，測定自從砂模中取出 A 號供試件的鑄件時起至成為 300 °C 為止的鑄件的溫度。溫度測定中使用之輻射溫度計為 LumaSense Technologies Inc 製造的型號 IGA8Pro/MB20。並且，所得到之 A 號供試件供金屬顯微鏡觀察、切削試驗、脫鋅腐蝕試驗、硬度試驗、衝擊試驗使用。

【0121】 工序 B：實驗室製造、金屬模具鑄造

(工序 No. B1 ~ B5、B11H ~ B14H)

於實驗室內，以特定成分比熔解原料。此時，考慮到實際操作，於部分試料中有意地添加 Fe 等不可避免的雜質。然後，將約 950 °C 的熔融金屬澆鑄至內徑 40 mm、深度 200 mm 的鐵製鑄模中。

鑒於實際的鑄造，當鑄件成為約 750°C 時，自金屬模具中取出試料，以約 $60^{\circ}\text{C}/\text{分鐘}$ 的冷卻速度進行冷卻，之後，於 730°C 至 470°C 的溫度範圍內開始冷卻處理。然後，使 500°C 至 300°C 的溫度範圍內的平均冷卻速度變為 $1200^{\circ}\text{C}/\text{分鐘}$ 、 $1020^{\circ}\text{C}/\text{分鐘}$ 、 $900^{\circ}\text{C}/\text{分鐘}$ 、 $480^{\circ}\text{C}/\text{分鐘}$ 、 $240^{\circ}\text{C}/\text{分鐘}$ 或 $40^{\circ}\text{C}/\text{分鐘}$ ，並冷卻至室溫。 500°C 時的冷卻速度、即 550°C 或冷卻處理開始溫度至 500°C 的平均冷卻速度調整為與 500°C 至 300°C 的平均冷卻速度大致相同。

【0122】 其中，於工序No. B13H中，自取出鑄件後的時間點至 470°C 的平均冷卻速度為 $60^{\circ}\text{C}/\text{分鐘}$ ， 470°C 至 300°C 的平均冷卻速度為 $900^{\circ}\text{C}/\text{分鐘}$ 。

於工序No. B11H中，自取出鑄件後的時間點至 500°C 的平均冷卻速度為 $45^{\circ}\text{C}/\text{分鐘}$ ， 500°C 至 300°C 的平均冷卻速度調整為 $40^{\circ}\text{C}/\text{分鐘}$ 。

關於溫度測定，併用輻射溫度計與接觸溫度計來測定鑄件的溫度，將各溫度範圍內的平均冷卻速度調整為特定的值。並且，所得到之金屬模具鑄件供金屬顯微鏡觀察、切削試驗、脫鋅腐蝕試驗、硬度試驗、衝擊試驗使用。

【0123】 工序C：連續鑄造

(工序No. C1~C3、C11H)

使用實際操作之內部容積2噸的低頻熔解爐，裝入約900kg的原料，於 1080°C 熔解，將 1010°C 的保持爐中之熔融金屬通入至連續鑄造設備的模具中，以鑄造速度 $200\text{ mm}/\text{分鐘}$ 製作 $\phi 21\text{ mm}$ 的連續鑄造棒。關於冷卻，有模具本身

的水冷、空冷，或將噴淋器設置於距模具適當的位置，藉由該噴淋器將連續鑄造棒直接水冷。調整噴淋器位置及噴淋器水量。關於溫度測定，併用輻射溫度計與接觸溫度計來測定連續鑄造棒的溫度。調整為 500°C 時的冷卻速度與 500°C 至 300°C 的平均冷卻速度相同，設為 $900^{\circ}\text{C}/\text{分鐘}$ 、 $660^{\circ}\text{C}/\text{分鐘}$ 、 $480^{\circ}\text{C}/\text{分鐘}$ 或 $60^{\circ}\text{C}/\text{分鐘}$ 。再者，於本方法中，冷卻處理開始溫度並無特別規定。並且，所得到之連續鑄造棒供金屬顯微鏡觀察、切削試驗、脫鋅腐蝕試驗、硬度試驗、衝擊試驗使用。

【0124】 工序G：熱處理

(工序No. G1 ~ G3、G11H ~ G14H)

於工序G中，進一步對於工序A、B、C中製作之砂模鑄件、金屬模具鑄件的一部分進行熱處理。使用工序No. A14H、B11H、C11H中得到之砂模鑄件、金屬模具鑄件、連續鑄造棒，加熱均於在 580°C 保持20分鐘之條件下進行。

於工序No. G1、G2、G3中，加熱後，於 575°C 開始冷卻處理，以 550°C 至 500°C 與 500°C 至 300°C 的平均冷卻速度同為 $1200^{\circ}\text{C}/\text{分鐘}$ 之方式進行冷卻。

於工序No. G11H、G12H中，將冷卻處理開始溫度設為 470°C ，將 580°C 至 470°C 的平均冷卻速度設為 $50^{\circ}\text{C}/\text{分鐘}$ ，且將 470°C 至 300°C 的平均冷卻速度設為 $900^{\circ}\text{C}/\text{分鐘}$ 來實施。

於工序No. G13H、G14H中，於 580°C 熱處理後，不實施特別的冷卻處理，而以 500°C 至 300°C 的平均冷卻速度為

25 °C / 分鐘之方式實施。該等熱處理件供金屬顯微鏡觀察、切削試驗、脫鋅腐蝕試驗、硬度試驗、衝擊試驗使用。

【0125】 (對比件)

作為對比件，準備含有 3 mass % 的 Pb 之快削黃銅 C 3 6 0 4 的 ϕ 4 0 mm 的棒作為合金 X。又，準備含有 2 mass % 的 Pb 之鑄造用黃銅 C A C 2 0 3 的鑄錠作為合金 Y。以與工序 No. B 1、工序 No. B 1 1 H 相同的要領進行熔解、鑄造，得到 ϕ 4 0 mm、長度 2 0 0 mm 的金屬模具鑄件。合金 X、Y 均為市售的合金。該等合金供金屬顯微鏡觀察、切削試驗、脫鋅腐蝕試驗、硬度試驗、衝擊試驗使用。

【0126】 對上述試驗件實施了以下項目的評價。將評價結果示於表 1 0 ~ 2 1。

【0127】 (金屬組織的觀察)

利用以下方法觀察金屬組織，利用影像解析來測定 α 相、 β 相、 γ 相等各相的面積率 (%)。再者，於 β 相內觀察到晶界的相設為 β 1 相，與 β 相加以區分。 α' 相、 β' 相、 γ' 相分別包含於 α 相、 β 相、 γ 相中。

再者，自表 1 2 至表 2 0 中， β 相、即未改性之 β 相記為 f 4 A，與 β 1 相 (f 4) 加以區分。並且，關於 f 6，當 $f 4 = (\beta 1) = 0$ 時，於 ($\beta 1$) 的項中不使用 ($\beta 1$)，而是將使用 $f 4 A = (\beta)$ 的值計算得到之數值記為參考值 f 6 A。

【0128】 與長度方向平行地切斷各試驗件的鑄件。接著，對表面進行鏡面拋光 (鏡面研磨)，用過氧化氫與氨水的混合液進行蝕刻。於蝕刻時，使用將 3 vol % 的過氧化氫水

3 mL與14 vol%的氨水22 mL混合而成之水溶液。於約15~25°C的室溫，將金屬的研磨面浸漬於該水溶液中約2~10秒。再者，當存在 $\beta 1$ 相時，耐蝕性較存在 β 相時有所改善，因此需要將蝕刻的浸漬時間延長至5~10秒。

【0129】 使用金屬顯微鏡，以倍率500倍觀察金屬組織，求出各相的比例。根據金屬組織的狀況以1000倍進行觀察，來確認相及化合物。於五個視野的顯微鏡照片中，使用影像處理軟體「Photoshop CC」手動塗抹各相（ α 相、 β 相、 $\beta 1$ 相、 γ 相）。關於 β 相與 $\beta 1$ 相的區別，當於一個視野內觀察到一處以上 β 相的晶界時，將該視野內的 β 相全部塗抹為 $\beta 1$ 相。接著，利用影像處理軟體「WinROOF 2013」進行二值化，求出各相的面積率。詳細而言，對於各相，求出五個視野的面積率的平均值，並將平均值作為各相的相比率。除包含P、Si之化合物、析出物、氧化物、Pb或Bi的粒子、硫化物、結晶物以外，將所有構成相的總面積率設為100%。相較於由量產設備製作之熱擠壓棒，鑄件供試件中觀察到除金屬以外之氧化物、硫化物的頻率更多。

【0130】 若 β 相被改性，則當使用該蝕刻液並用金屬顯微鏡觀察時，於 β 相內觀察到晶界圖案、即結晶晶界，於本案中，當於 β 相內觀察到結晶晶界時，將該 β 相設為 $\beta 1$ 相，與通常的 β 相加以區分。此處，結晶晶界是指如第1A圖所示之於 $\beta 1$ 相內觀察到之貫穿 $\beta 1$ 相晶粒內之線狀圖案。

於金屬組織中，除相以外，有時還存在P、Si的化合物、析出物。於500倍的顯微鏡下，P與Zn或Si的化合物作為黑

灰色的約 $0.5 \sim 2 \mu\text{m}$ 的粒子，主要存在於 β 相內、 β_1 相內、 β 相與 α 相的相界處，Fe、Mn、Cr與P或Si的化合物可視為約 $1 \sim 5 \mu\text{m}$ 的淺藍色粒子。Pb或Bi的粒子、Pb與Bi化合而成之粒子以 $2 \mu\text{m}$ 以下的細小黑色粒子存在。於顯微鏡內可大致區分該等化合物等。

於表10至表15中，當於金屬組織的 β_1 相（ β 相）內觀察到晶界時，記為「B」，當未觀察到晶界時，記為「D」。

【0131】 關於P化合物，當P的量為 $0.06 \text{ mass}\%$ ，且以 500°C 至 300°C 的平均冷卻速度為 $15 \sim 60^\circ\text{C}/\text{分鐘}$ 之方式進行冷卻時，於倍率500倍的視野（印刷時為 $80 \text{ mm} \times 120 \text{ mm}$ ）內觀察到約 $250 \sim 500$ 個P化合物。然而，於印刷出之金屬組織中，難以區分P化合物、與Fe、Mn、Cr與P或Si的化合物、Pb粒子、氧化物粒子等。由此，當根據印刷出之金屬組織照片判斷有無P化合物時，包括P化合物及可能為P化合物之化合物在內，於照片的視野內少於25個時，設為P化合物不存在，評價為「D」，當為25個以上且少於125個時，認為P化合物存在但較少，評價為「C」。當為125個以上時，設為P化合物存在，評價為「B」。P化合物的有無、多少為是否實施適當的處理之指標之一。

【0132】 當相的鑒別、化合物、析出物的鑒別較為困難時，使用場發射掃描式電子顯微鏡（field emission scanning electron microscope, FE-SEM）（日本電子株式會社（JEOL Ltd.）製造的JSM-7000F）及附屬的能量分散式光譜儀（energy dispersive

spectrometer, EDS), 於加速電壓 15 kV、電流值 (設定值 15) 的條件下, 利用 FE-SEM-EBSP (Electron Back Scattering Diffracton Pattern) 法, 以倍率 500 倍或 2000 倍確定相、析出物。

【0133】 (導電率)

使用日本 Foerster 株式會社 (FOERSTER JAPAN LIMITED.) 製造的導電率測定裝置 (SIGMATEST D2.068) 測定導電率。再者, 於本說明書中, 用語「電傳導」與「導電」具有相同含義。又, 熱傳導性與電傳導性強相關, 因此, 顯示導電率愈高, 熱傳導性愈佳。

【0134】 (利用車床進行之被削性試驗)

被削性的評價是以如下方式藉由使用車床之切削試驗來進行。

關於工序 A 的砂模鑄造中得到之 A 號供試件、工序 B 中得到之金屬模具鑄件、工序 C 中得到之連續鑄造棒及工序 G 的熱處理件, 首先, 對該等材料實施切削加工, 使直徑為 18 mm 來製作試驗件。將不帶斷屑槽之 K10 超硬工具 (刀尖) 安裝於車床。使用該車床, 於乾式下, 於前角: 0° 、刀口半徑 (nose radius): 0.4 mm、後角 (relief angle): 6° 、切削速度: 40 m/分鐘或 110 m/分鐘兩種條件、切削深度: 1.0 mm、進給速度: 0.11 mm/rev. 的條件下, 在直徑 18 mm 的試驗件的圓周上進行切削。於本案的實施方式中亦調查了切削速度的影響。

【0135】 將自安裝於工具之由三個部分構成之測力計（三保電機製作所（MIHODENKI Co., Ltd.）製造、AST式工具測力計AST-TL1003）發出之訊號轉換成電氣電壓訊號，並記錄於記錄儀。接著，將該等訊號轉換成切削阻力（主切削力、進給力、推力、N）。切削試驗中，為了抑制刀尖磨損的影響，在將相當於試驗No.之試料名設為A、B、C、...時，按照試驗順序A → B → C → ...、... C → B → A往復實施兩次，對各試料測定四次。切削阻力由下式求出。

切削阻力（主切削力、進給力、推力的合力）= $\left((\text{主切削力})^2 + (\text{進給力})^2 + (\text{推力})^2 \right)^{1/2}$

此處，切削阻力中，主切削力最大，切削阻力大致由主切削力的大小決定，因此採用主切削力作為切削阻力，並算出四次測定值的平均值作為切削阻力。

【0136】 將由 Zn-59 mass% Cu-3 mass% Pb-0.2 mass% Fe-0.3 mass% Sn之合金組成之市售的快削黃銅棒C3604（合金X、φ40 mm）的切削阻力（主切削力）設為100，算出試料的切削阻力的相對值（被削性指數），進行相對評價。即，被削性指數愈高，切削阻力愈低，從而具有良好的被削性。

再者，被削性指數是以如下方式求出。

試料的切削試驗結果的指數（被削性指數）= $\left(\text{C3604的切削阻力(主切削力)} / \text{試料的切削阻力(主切削力)} \right) \times 100$

【0137】 切削阻力（主切削力）取決於材料的剪切強度、或拉伸強度，有材料強度愈高，切削阻力愈高之趨勢。例如當銅合金具有與 C 3 6 0 4 同等的被削性，但強度為 C 3 6 0 4 的約 1.2 倍時，切削阻力較 C 3 6 0 4 高出大致 20%。因此，當為具有高強度之銅合金時，若切削阻力為較 C 3 6 0 4 高出約 40% 之程度，則認為實用性良好。於本實施方式中，維氏硬度大致是 C 3 6 0 4 的擠壓棒件、含有 2% 的 Pb 之 C A C 2 0 3 的鑄件的 1.2 倍、1.4 倍，因此，關於本實施方式中的被削性的評價基準，以 70 的被削性指數為界限（邊界值）來進行評價。詳細而言，若被削性指數為 78 以上，則評價為被削性優異（評價：A、excellent），且具有與 C 3 6 0 4 大致同等的被削性。若被削性指數為 70 以上且未達 78，則評價為被削性良好（評價：B、good）。若被削性指數為 63 以上且未達 70，則評價為被削性尚可（評價：C、fair）。若被削性指數未達 63，則評價為被削性差（評價：D、poor）。於本案中，目標是良好的被削性，因此將被削性指數 70 以上視為合格。

【0138】 （脫鋅腐蝕試驗：ISO 6509 脫鋅腐蝕試驗）

作為脫鋅腐蝕試驗方法，利用 ISO 6509 脫鋅腐蝕試驗進行評價。該試驗方法已被許多國家採用，日本 JIS 規格中亦於日本 JIS H 3250 中進行了規定。

脫鋅腐蝕試驗的順序如下：首先，將試驗件嵌入至酚醛樹脂件中。用 1200 號之前的砂紙研磨試料表面，接著，於純水中超音波清洗並乾燥。

將各試料浸漬於 1.0% 的氯化銅二水合物 ($\text{CuCl}_2 \cdot 2\text{H}_2\text{O}$) 的水溶液 (12.7 g/L) 中，於 75 °C 的溫度條件下保持 24 小時。然後，自水溶液中取出試料。

將試料再次嵌入至酚醛樹脂件中。接著，以獲得腐蝕部的剖面最長的切斷部之方式切斷試料。繼而，對試料進行研磨。

使用金屬顯微鏡，於顯微鏡視野中的十個部位，以 100 ~ 500 倍的倍率觀察脫鋅腐蝕深度。將最深的腐蝕點記錄為最大脫鋅腐蝕深度。

【0139】 若利用代表性的含 Pb 的快削性黃銅棒 C3604、快削性黃銅鑄件 CAC203 進行 ISO 6509 的試驗，則最大腐蝕深度為約 500 μm 或超過 500 μm 。於本案中，若較 C3604 或 CAC203 的最大腐蝕深度減少 50%，即最大腐蝕深度未達 250 μm ，則認為實際使用中具有良好的耐脫鋅腐蝕性，評價為良好（評價：B、good）。尤其是若最大腐蝕深度為 100 μm 以下，則認為實際使用中具有優異的耐脫鋅腐蝕性，評價為優秀（評價：A、excellent）。

另一方面，當最大腐蝕深度超過 400 μm 時，脫鋅腐蝕性與 C3604 或 CAC203 同等，視情況較差，因此認為未保持耐脫鋅腐蝕性，評價為「D」(poor)。當最大腐蝕深度為 250 μm 以上 400 μm 以下時，評價為耐脫鋅腐蝕性尚可（評價：C、fair）。

於本案例中，目標是具有良好的耐脫鋅腐蝕性，因此將良好（評價：B、good）、優秀（評價：A、excellent）視為合格。

【0140】 （機械特性）

（硬度）

於觀察了金屬組織之試料中，使用維氏硬度計於荷重49 kN測定各試驗件的硬度。又，使用切削試驗後的試驗片，利用洛氏B標尺測定其硬度。若維氏硬度較佳為100 Hv以上，更佳為110 Hv以上，則於強度方面，可以說是快削性銅合金鑄件中較高的水準。同樣地，若以洛氏B標尺計為52以上，更佳為60以上，則於強度方面，可以說是快削性銅合金鑄件中較高的水準。若該耐脫鋅腐蝕性良好，強度高，則會減少使用材料。

【0141】 （衝擊特性）

衝擊試驗以如下方法進行。採用基於日本JIS Z 2242之U型切口試驗片（切口深度2 mm，切口底半徑1 mm）。利用半徑2 mm的衝擊刀進行夏比衝擊試驗，並測定衝擊值。為了保持良好韌性、衝擊特性，夏比衝擊試驗值較佳為25 J/cm²以上，更佳為30 J/cm²以上。

【0142】 [表12]

試驗 No.	合金 No.	工序 No.	金屬組織							
			f3	f4	f4A	f5	f6	f6A	有無 P 化合物	有無 β 相晶界
1	S01	A1	55	45	-	0	55	-	D	B
2		A2	41	59	-	0	70	-	D	B
3		A3	59	41	-	0	51	-	D	B
4		A4	61	39	-	0	49	-	D	B

5		A5	63	37	-	0	47	-	C	B
6		A6	30	70	-	0	80	-	D	B
7		A11H	9	-	91	0	-	102	D	D
8		A12H	70	-	30	0	-	40	B	D
9		A13H	67	-	33	0	-	44	B	D
10		A14H	72	-	28	0	-	38	B	D
11		G1	51	49	-	0	60	-	D	B
12		G11H	70	-	30	0	-	40	B	D
13		G13H	73	-	27	0	-	37	B	D

【0143】 [表 1 3]

試驗 No.	合金 No.	工序 No.	金屬組織							
			f3	f4	f4A	f5	f6	f6A	有無 P 化合物	有無 β 相晶界
14	S02	A1	42	58	-	0	67	-	D	B
15		A2	30	70	-	0	77	-	D	B
16		A3	46	54	-	0	63	-	D	B
17		A4	48	52	-	0	61	-	D	B
18		A5	50	50	-	0	58	-	D	B
19		A6	23	77	-	0	85	-	D	B
20		A11H	3	-	97	0	-	104	D	D
21		A12H	58	-	42	0	-	50	B	D
22		A13H	55	-	45	0	-	54	B	D
23		A14H	60	-	40	0	-	48	B	D
24		G1	39	61	-	0	69	-	D	B
25		G11H	57	-	43	0	-	51	B	D
26		G13H	61	-	39	0	-	47	B	D

【0144】 [表 1 4]

試驗 No.	合金 No.	工序 No.	金屬組織							
			f3	f4	f4A	f5	f6	f6A	有無 P 化合物	有無 β 相晶界
101	S11	B1	34	66	-	0	74	-	D	B
102		B2	25	75	-	0	84	-	D	B
103		B3	36	64	-	0	72	-	D	B
104		B4	43	57	-	0	66	-	D	B
106		B11H	51	-	49	0	-	58	B	D
107		G2	30	70	-	0	79	-	D	B
108		S12	B1	46	54	-	0	64	-	D
109	B2		34	66	-	0	77	-	D	B
110	B3		48	52	-	0	62	-	D	B
111	B4		52	48	-	0	58	-	C	B
112	B5		20	80	-	0	91	-	D	B
113	B11H		62	-	38	0	-	48	B	D
114	B12H		2	-	98	0	-	110	D	D
115	B13H		61	-	39	0	-	49	B	D
116	B14H		57	-	43	0	-	53	C	D

117		G2	42	58	-	0	69	-	D	B
118		G12H	61	-	39	0	-	49	B	D
119		G14H	69	-	31	0	-	41	B	D

【0145】 [表 15]

試驗 No.	合金 No.	工序 No.	金屬組織							
			f3	f4	f4A	f5	f6	f6A	有無 P 化合物	有無 β 相晶界
120	S13	B1	66	34	-	0	44	-	D	B
121		B2	55	45	-	0	55	-	D	B
122		B3	69	31	-	0	41	-	D	B
123		B4	72	28	-	0	38	-	C	B
124		B5	37	63	-	0	72	-	D	B
125		B11H	82	-	18	0	-	28	B	D
126		B12H	17	83	-	0	92	-	D	B
127		B13H	80	-	20	0	-	30	B	D
128		B14H	76	-	24	0	-	34	C	D
129		G2	61	39	-	0	49	-	D	B
130		G14H	83	-	17	0	-	27	B	D
131		S14	B1	74	26	-	0	35	-	D
132	B2		62	38	-	0	46	-	D	B
133	B3		75	25	-	0	33	-	D	B
135	B5		44	56	-	0	63	-	D	B
136	B11H		88	-	12	0	-	21	B	D
137	B12H		24	76	-	0	83	-	D	B
138	B13H		86	-	14	0	-	23	B	D
139	B14H		83	-	17	0	-	26	C	D
140	G2		69	31	-	0	39	-	D	B

【0146】 [表 16]

試驗 No.	合金 No.	工序 No.	金屬組織							
			f3	f4	f4A	f5	f6	f6A	有無 P 化合物	有無 β 相晶界
201	S21	C1	50	50	-	0	59	-	D	B
202		C2	53	47	-	0	56	-	D	B
203		C3	58	42	-	0	51	-	D	B
204		C1H	70	-	30	0	-	38	B	D
205		G3	47	53	-	0	62	-	D	B
206	S22	C1	44	56	-	0	62	-	D	B
207		C2	47	53	-	0	59	-	D	B
208		C1H	60	-	40	0	-	47	B	D
209	S23	B1	52	48	-	0	58	-	D	B
210		B11H	68	-	32	0	-	40	B	D
211	S24	B1	49	51	-	0	55	-	D	B
212		B11H	66	-	34	0	-	41	B	D
213	S25	B1	71	29	-	0	38	-	D	B
214		B11H	87	-	13	0	-	22	B	D

215	S26	B1	52	48	-	0	56	-	D	B
216		B11H	69	-	31	0	-	39	C	D
217	S27	B1	52	48	-	0	57	-	D	B
218	S28	B1	55	45	-	0	54	-	D	B
219	S29	B1	60	40	-	0	43	-	D	B
220	S30	B1	46	54	-	0	33	-	D	B

【0147】 [表 17]

試驗 No.	合金 No.	工序 No.	金屬組織							
			f3	f4	f4A	f5	f6	f6A	有無 P 化合物	有無 β 相晶界
221	S31	B1	64	36	-	0	47	-	D	B
222	S32	B1	33	67	-	0	64	-	D	B
223		B11H	50	-	50	0	-	50	B	D
224	S33	B1	54	46	-	0	57	-	D	B
225	S34	B1	49	51	-	0	60	-	D	B
226		B2	37	63	-	0	71	-	D	B
227		B3	49	51	-	0	60	-	D	B
228		B4	56	44	-	0	53	-	C	B
229		B5	21	79	-	0	87	-	D	B
230		B11H	66	-	34	0	-	43	B	D
231		B12H	1	-	99	0	-	107	D	D
232		B13H	64	-	36	0	-	45	B	D
233		B14H	60	-	40	0	-	49	B	D
234		G2	45	55	-	0	64	-	D	B

【0148】 [表 18]

試驗 No.	合金 No.	工序 No.	金屬組織							
			f3	f4	f4A	f5	f6	f6A	有無 P 化合物	有無 β 相晶界
235	S35	B1	45	55	-	0	62	-	D	B
236	S36	B1	41	59	-	0	65	-	C	B
237		B11H	58	-	42	0	-	49	B	D
238	S37	B1	44	56	-	0	65	-	D	B
239		B11H	61	-	39	0	-	48	B	D
240	S38	B1	53	47	-	0	52	-	C	B
241		B11H	69	-	31	0	-	38	B	D
242	S39	B1	50	50	-	0	57	-	D	B
243		B11H	67	-	33	0	-	41	B	D
244	S40	B1	45	55	-	0	62	-	D	B
245	S41	B1	74	26	-	0	31	-	D	B
246	S42	B1	45	55	-	0	48	-	D	B

【0149】 [表 19]

試驗 No.	合金 No.	工序 No.	金屬組織							
			f3	f4	f4A	f5	f6	f6A	有無 P 化合	有無 β 相晶

									物	界
501	S51	B1	59	38	-	3	46	-	D	B
502	S52	B1	50	-	50	0	-	41	D	D
503		B11H	67	-	33	0	-	31	B	D
504	S53	B1	84	16	-	0	24	-	D	B
505	S54	B1	49	-	51	0	-	56	D	D
506	S55	B1	77	23	-	0	31	-	D	B
507	S56	B1	41	-	59	0	-	30	D	D
508	S57	B1	12	88	-	0	95	-	D	B
509		B11H	29	-	71	0	-	78	B	D
510	S58	B1	39	61	-	0	77	-	D	B
511	S59	B1	67	33	-	0	33	-	D	B
512	S60	B1	68	-	31	1	-	31	C	D

【0150】 [表 2 0]

試驗 No.	合金 No.	工序 No.	金屬組織							
			f3	f4	f4A	f5	f6	f6A	有無 P 化合物	有無 β 相晶 界
513	S61	B1	62	33	-	5	34	-	D	B
514		B11H	76	-	18	6	-	17	B	D
515	S62	B1	29	-	71	0	-	76	C	D
516		B11H	46	-	54	0	-	60	B	D
517	S63	B1	62	38	-	0	44	-	C	B
518		B11H	76	-	24	0	-	32	C	D
519	S64	B1	69	31	-	0	26	-	D	B
520	S65	B1	26	-	74	0	-	61	D	D
521	X	-	86	-	14	0	-	-	D	D
522	Y	B1H	94	-	6	0	-	-	D	D
523	Z	B1	83	-	17	0	-	-	D	D

【0151】 [表 2 1]

試驗 No.	合金 No.	工序 No.	導電率 %IACS	被削性			
				切削速度			
				40 m/分鐘		110 m/分鐘	
				指數	判定	指數	判定
1	S01	A1	16.5	82	A	78	A
2		A2	16.6	83	A	78	A
3		A3	16.4	80	A	76	B
4		A4	16.4	79	A	72	B
5		A5	16.2	78	A	73	B
6		A6	16.6	83	A	76	B
7		A11H	16.9	79	A	65	C
8		A12H	16.4	72	B	62	D
9		A13H	16.4	71	B	61	D
10		A14H	16.3	70	B	58	D
11		G1	16.5	79	A	74	B
12		G11H	16.3	70	B	61	D
13		G13H	16.3	67	C	56	D

【0152】 [表 2 2]

試驗 No.	合金 No.	工序 No.	ISO 脫鋅腐蝕試驗		硬度		衝擊試驗 J/cm ²
			脫鋅腐蝕深度		HV	HRB	
			μm	判定			
1	S01	A1	80	A	116	65	45
2		A2	90	A	127	69	38
3		A3	100	A	113	64	47
4		A4	170	B	112	63	48
5		A5	150	B	111	63	49
6		A6	120	B	134	72	33
7		A11H	350	C	150	77	24
8		A12H	430	D	106	59	53
9		A13H	480	D	108	62	48
10		A14H	480	D	104	56	54
11		G1	80	A	116	64	46
12		G11H	360	C	103	56	57
13		G13H	460	D	100	51	62

【0153】 [表 2 3]

試驗 No.	合金 No.	工序 No.	導電率 %IACS	被削性			
				切削速度			
				40 m/分鐘		110 m/分鐘	
				指數	判定	指數	判定
14	S02	A1	17.3	84	A	79	A
15		A2	17.4	84	A	78	A
16		A3	17.2	82	A	78	A
17		A4	17.3	81	A	73	B
18		A5	17.2	82	A	74	B
19		A6	17.5	82	A	73	B
20		A11H	17.8	76	B	63	C
21		A12H	17.2	79	A	69	C
22		A13H	17.3	74	B	64	C
23		A14H	17.1	78	A	65	C
24		G1	17.3	80	A	74	B
25		G11H	17.1	77	B	65	C
26		G13H	17.1	75	B	61	D

【0154】 [表 2 4]

試驗 No.	合金 No.	工序 No.	ISO 脫鋅腐蝕試驗		硬度		衝擊試驗 J/cm ²
			脫鋅腐蝕深度		HV	HRB	
			μm	判定			
14	S02	A1	90	A	124	68	41
15		A2	130	B	132	71	34
16		A3	110	B	121	67	42

17		A4	180	B	120	66	44
18		A5	160	B	118	65	43
19		A6	160	B	138	73	31
20		A11H	460	D	152	78	20
21		A12H	440	D	112	63	46
22		A13H	470	D	114	64	45
23		A14H	480	D	111	62	45
24		G1	100	A	123	68	41
25		G11H	410	D	110	61	49
26		G13H	470	D	107	60	49

【0155】 [表 2 5]

試驗 No.	合金 No.	工序 No.	導電率 %IACS	被削性			
				切削速度			
				40 m/分鐘		110 m/分鐘	
				指數	判定	指數	判定
101	S11	B1	17.1	84	A	79	A
102		B2	17.3	83	A	76	B
103		B3	17.2	82	A	75	B
104		B4	17.1	83	A	74	B
106		B11H	16.8	81	A	68	C
107		G2	17.2	84	A	78	A
108		S12	B1	16.4	85	A	81
109	B2		16.6	84	A	78	A
110	B3		16.3	83	A	76	B
111	B4		16.2	82	A	75	B
112	B5		16.7	82	A	71	B
113	B11H		16.0	75	B	63	C
114	B12H		17.1	77	B	63	C
115	B13H		16.2	76	B	64	C
116	B14H		16.2	75	B	64	C
117	G2		16.3	83	A	77	B
118	G12H		16.2	75	B	62	D
119	G14H		16.4	71	B	59	D

【0156】 [表 2 6]

試驗 No.	合金 No.	工序 No.	ISO 脫鋅腐蝕試驗		硬度		衝擊試驗 J/cm ²
			脫鋅腐蝕深度		HV	HRB	
			μm	判定			
101	S11	B1	120	B	131	72	34
102		B2	160	B	138	75	28
103		B3	180	B	130	71	34
104		B4	170	B	125	70	37
106		B11H	510	D	119	67	40
107		G2	130	B	130	71	35
108		S12	B1	110	B	126	71
109	B2		120	B	135	74	30

110		B3	160	B	124	70	36
111		B4	160	B	121	69	37
112		B5	220	B	146	79	22
113		B11H	420	D	113	65	44
114		B12H	420	D	161	84	16
115		B13H	390	C	115	66	41
116		B14H	380	C	118	67	40
117		G2	90	A	125	69	39
118		G12H	460	D	111	62	48
119		G14H	440	D	105	58	54

【0157】 [表 27]

試驗 No.	合金 No.	工序 No.	導電率 %IACS	被削性				
				切削速度				
				40 m/分鐘		110 m/分鐘		
				指數	判定	指數	判定	
120	S13	B1	16.7	80	A	76	B	
121		B2	16.9	83	A	78	A	
122		B3	16.7	78	A	73	B	
123		B4	16.6	76	B	72	B	
124		B5	16.9	84	A	79	A	
125		B11H	16.5	61	D	53	D	
126		B12H	17.2	83	A	70	B	
127		B13H	16.5	64	C	55	D	
128		B14H	16.6	65	C	55	D	
129		G2	16.7	81	A	75	B	
130		G14H	16.4	59	D	51	D	
131		S14	B1	16.9	76	B	72	B
132			B2	16.2	81	A	77	B
133	B3		17.0	71	B	66	C	
135	B5		17.3	84	A	80	A	
136	B11H		16.7	48	D	45	D	
137	B12H		17.4	83	A	73	B	
138	B13H		16.8	53	D	47	D	
139	B14H		16.9	61	D	54	D	
140	G2		17.1	78	A	73	B	

【0158】 [表 28]

試驗 No.	合金 No.	工序 No.	ISO 脫鋅腐蝕試驗		硬度		衝擊試驗 J/cm ²
			脫鋅腐蝕深度		HV	HRB	
			μm	判定			
120	S13	B1	80	A	110	64	49
121		B2	90	A	119	67	43
122		B3	150	B	108	62	51
123		B4	140	B	106	60	52
124		B5	110	B	131	72	34
125		B11H	450	D	101	51	66

126	S14	B12H	230	B	146	78	24
127		B13H	380	C	100	52	65
128		B14H	430	D	103	54	62
129		G2	70	A	110	62	51
130		G14H	440	D	95	50	67
131		B1	70	A	104	60	54
132		B2	80	A	112	63	49
133		B3	160	B	102	57	56
135		B5	90	A	125	68	40
136		B11H	410	D	93	46	74
137		B12H	170	B	140	74	29
138		B13H	360	C	95	49	72
139		B14H	390	C	98	50	63
140		G2	60	A	107	60	53

【0159】 [表 29]

試驗 No.	合金 No.	工序 No.	導電率 %IACS	被削性			
				切削速度			
				40 m/分鐘		110 m/分鐘	
				指數	判定	指數	判定
201	S21	C1	16.1	85	A	81	A
202		C2	16.0	84	A	78	A
203		C3	15.9	81	A	73	B
204		C1H	15.8	73	B	62	D
205		G3	15.9	84	A	80	A
206	S22	C1	17.8	85	A	80	A
207		C2	17.9	83	A	77	B
208		C1H	17.8	80	A	68	C
209	S23	B1	15.5	83	A	78	A
210		B11H	15.3	74	B	61	D
211	S24	B1	18.9	82	A	76	B
212		B11H	18.7	74	B	61	D
213	S25	B1	17.3	78	A	73	B
214		B11H	16.9	50	D	45	D
215	S26	B1	16.9	77	B	72	B
216		B11H	17.0	72	B	58	D
217	S27	B1	16.7	82	A	76	B
218	S28	B1	16.8	84	A	79	A
219	S29	B1	17.8	76	B	72	B
220	S30	B1	19.8	79	A	72	B

【0160】 [表 30]

試驗 No.	合金 No.	工序 No.	ISO 脫鋅腐蝕試驗		硬度		衝擊試驗 J/cm ²
			脫鋅腐蝕深度		HV	HRB	
			μm	判定			
201	S21	C1	100	A	125	69	41
202		C2	130	B	121	68	42

203	S22	C3	180	B	117	67	43
204		C1H	440	D	108	61	53
205		G3	80	A	123	67	45
206		C1	120	B	123	68	40
207		C2	150	B	121	67	42
208	S23	C1H	460	D	112	64	48
209		B1	80	A	125	70	36
210		B11H	420	D	113	65	43
211	S24	B1	110	B	118	65	45
212		B11H	480	D	105	58	54
213	S25	B1	90	A	105	60	54
214		B11H	430	D	93	48	71
215	S26	B1	170	B	120	66	47
216		B11H	500	D	108	61	55
217	S27	B1	130	B	119	66	45
218	S28	B1	90	A	121	68	34
219	S29	B1	110	B	112	64	50
220	S30	B1	140	B	115	63	48

【0161】 [表 3 1]

試驗 No.	合金 No.	工序 No.	導電率 %IACS	被削性			
				切削速度			
				40 m/分鐘		110 m/分鐘	
				指數	判定	指數	判定
221	S31	B1	16.1	80	A	76	B
222	S32	B1	20.0	80	A	72	B
223		B11H	19.0	76	B	64	C
224	S33	B1	16.0	84	A	80	A
225	S34	B1	17.1	84	A	79	A
226		B2	17.2	84	A	78	A
227		B3	16.9	81	A	74	B
228		B4	16.9	82	A	75	B
229		B5	17.3	83	A	72	B
230		B11H	16.8	73	B	61	D
231		B12H	17.8	77	B	64	C
232		B13H	16.8	74	B	63	C
233		B14H	16.9	74	B	62	D
234		G2		17.0	82	A	76

【0162】 [表 3 2]

試驗 No.	合金 No.	工序 No.	ISO 脫鋅腐蝕試驗		硬度		衝擊試驗 J/cm ²
			脫鋅腐蝕深度		HV	HRB	
			μm	判定			
221	S31	B1	80	A	113	65	45
222	S32	B1	150	B	128	68	41
223		B11H	530	D	114	61	50
224	S33	B1	60	A	120	68	40

225	S34	B1	30	A	123	68	41
226		B2	50	A	131	71	35
227		B3	110	B	123	68	40
228		B4	130	B	118	66	42
229		B5	160	B	143	76	27
230		B11H	430	D	110	63	48
231		B12H	410	D	160	83	18
232		B13H	400	C	112	63	47
233		B14H	420	D	115	65	46
234		G2	30	A	123	67	42

【0163】 [表 3 3]

試驗 No.	合金 No.	工序 No.	導電率 %IACS	被削性			
				切削速度			
				40 m/分鐘		110 m/分鐘	
				指數	判定	指數	判定
235	S35	B1	17.5	83	A	77	B
236	S36	B1	18.0	79	A	71	B
237		B11H	17.7	74	B	62	D
238	S37	B1	16.9	82	A	76	B
239		B11H	16.7	77	B	65	C
240	S38	B1	18.0	77	B	72	B
241		B11H	17.8	68	C	59	D
242	S39	B1	17.6	82	A	77	B
243		B11H	17.3	74	B	63	C
244	S40	B1	17.9	84	A	80	A
245	S41	B1	19.3	75	B	72	B
246	S42	B1	20.4	76	B	71	B

【0164】 [表 3 4]

試驗 No.	合金 No.	工序 No.	ISO 脫鋅腐蝕試驗		硬度		衝擊試驗 J/cm ²
			脫鋅腐蝕深度		HV	HRB	
			μm	判定			
235	S35	B1	50	A	126	70	37
236	S36	B1	170	B	127	69	36
237		B11H	500	D	114	64	45
238	S37	B1	120	B	128	70	35
239		B11H	480	D	116	65	41
240	S38	B1	180	B	117	66	43
241		B11H	490	D	105	61	49
242	S39	B1	140	B	122	67	41
243		B11H	460	D	110	62	48
244	S40	B1	110	B	120	66	42
245	S41	B1	130	B	102	55	63
246	S42	B1	180	B	114	60	56

【0165】 [表 3 5]

試驗 No.	合金 No.	工序 No.	導電率 %IACS	被削性			
				切削速度			
				40 m/分鐘		110 m/分鐘	
				指數	判定	指數	判定
501	S51	B1	13.6	79	A	70	B
502	S52	B1	22.0	67	C	59	D
503		B11H	22.0	61	D	51	D
504	S53	B1	18.6	62	D	58	D
505	S54	B1	18.6	68	C	56	D
506	S55	B1	15.6	73	B	67	C
507	S56	B1	24.5	56	D	51	D
508	S57	B1	17.3	81	A	67	C
509		B11H	17.2	82	A	65	C
510	S58	B1	14.9	85	A	78	A
511	S59	B1	18.5	74	B	65	C
512	S60	B1	19.8	72	B	62	D

【0166】 [表 3 6]

試驗 No.	合金 No.	工序 No.	ISO 脫鋅腐蝕試驗		硬度		衝擊試驗 J/cm ²
			脫鋅腐蝕深度		HV	HRB	
			μm	判定			
501	S51	B1	220	B	133	72	28
502	S52	B1	320	C	110	62	48
503		B11H	510	D	98	57	64
504	S53	B1	100	A	93	49	71
505	S54	B1	450	D	114	62	60
506	S55	B1	80	A	104	56	58
507	S56	B1	470	D	103	56	54
508	S57	B1	300	C	150	79	22
509		B11H	520	D	136	75	31
510	S58	B1	100	A	137	76	20
511	S59	B1	110	B	106	59	60
512	S60	B1	300	C	117	68	34

【0167】 [表 3 7]

試驗 No.	合金 No.	工序 No.	導電率 %IACS	被削性			
				切削速度			
				40 m/分鐘		110 m/分鐘	
				指數	判定	指數	判定
513	S61	B1	16.1	75	B	66	C
514		B11H	15.9	68	C	54	D
515	S62	B1	17.2	74	B	62	D
516		B11H	17.1	73	B	60	D
517	S63	B1	17.8	73	B	63	C
518		B11H	17.6	63	C	54	D
519	S64	B1	20.6	71	B	64	C
520	S65	B1	21.1	74	B	63	C

521	X	-	26.0	100	A	100	A
522	Y	B1H	25.6	89	A	88	A
523	Z	B1	25.9	87	A	88	A

【0168】 [表 3 8]

試驗 No.	合金 No.	工序 No.	ISO 脫鋅腐蝕試驗		硬度		衝擊試驗 J/cm ²
			脫鋅腐蝕深度		HV	HRB	
			μm	判定			
513	S61	B1	260	C	133	72	24
514		B11H	410	D	117	63	29
515	S62	B1	480	D	136	73	30
516		B11H	510	D	123	68	37
517	S63	B1	330	C	114	64	43
518		B11H	460	D	105	60	48
519	S64	B1	190	B	102	57	63
520	S65	B1	500	D	126	68	42
521	X	-	530	D	98	51	62
522	Y	B1H	490	D	74	28	68
523	Z	B1	570	D	82	37	56

【0169】 根據上述測定結果，獲得如下見解。

1) 可確認到，藉由滿足本實施方式的組成，且滿足組成關係式 f1、f2、f0、組織關係式 f3 ~ f5、組織及組成關係式 f6，獲得如下鑄件：Pb 含量較少，可獲得良好的被削性，耐脫鋅腐蝕性良好，具有 15% IACS 以上的良好的傳導性，且強度高，具有良好的衝擊特性（合金 No. S01、S02、S11 ~ S14、S21 ~ S42）。

【0170】 2) 藉由含有超過 0.50 mass% 的 Si，將 β 相改性，且於 β1 相內觀察到晶界。結果，耐脫鋅腐蝕性、被削性良好。Si 的量為 0.65 mass% 以上時，耐脫鋅腐蝕性、被削性進一步提高。另一方面，若含有超過 1.20 mass% 的 Si，則導電率降低（合金 No. S01、S30、S32、S42、S51、S52 等）。

3) 藉由含有超過 0.01 mass% 的 P，將 β 相改性，且於 β 1 相內觀察到晶界。結果，耐脫鋅腐蝕性、被削性良好。P 的量為 0.03 mass% 以上時，耐脫鋅腐蝕性、被削性進一步提高。若 P 的量超過 0.18 mass%，則衝擊特性變差（合金 No. S01、S26 ~ S28、S54、S58 等）。

4) 藉由 Cu 含量超過 60.5 mass%，將 β 相改性，且於 β 1 相內觀察到晶界。結果，耐脫鋅腐蝕性、被削性良好。Cu 的量為 61.5 mass% 以上時，耐脫鋅腐蝕性、被削性進一步提高。若 Cu 含量高於 65.0 mass%，則 β 1 相變少，視情況會出現 γ 相，導致被削性差（合金 No. S01、S32、S24、S14、S42、S55、S65 等）。

【0171】 5) 若 Pb 的含量未達 0.002 mass%，則被削性差（合金 No. S59）。若 Pb 的量為 0.003 mass% 以上，進一步為 0.01 mass% 以上，則被削性較佳（合金 No. S29、S21）。可確認到，若含有 Bi，則具有與 Pb 同等的被削性（合金 No. S01、S24 等）。

6) 若含有超過 0.05 mass% 的 Sn，則耐脫鋅腐蝕性進一步變佳。藉由含有超過 0.10 mass% 的 Sn，耐脫鋅腐蝕性進一步變佳。另一方面，若含有 0.70 mass% 以上的 Sn，則 γ 相出現，反而導致耐脫鋅腐蝕性變差，衝擊特性下降，被削性指數降低。又，若 Sn/Si 為 0.8 以上，則 β 相未被改性，耐脫鋅腐蝕性、被削性指數變差（合金 No. S33 ~ S35、S60、S61 等）。

【0172】 7)可確認到，即便含有實際操作中出現之程度的不可避免的雜質，亦不會對諸特性產生較大影響（合金 No. S01、S02、S21、S22、S37、S39等）。

8)若不可避免的雜質 Fe、Mn、Cr、Co的總含量為 0.50 mass% 以上，則β相被改性，但被削性差，耐脫鋅腐蝕性亦略差。隨著 Fe、Mn、Cr、Co的總含量減少至未達 0.50 mass%，進而，Fe、Mn、Cr、Co的總含量減少至未達 0.35 mass%，被削性、耐脫鋅腐蝕性變佳。認為被削性、耐脫鋅腐蝕性的下降的原因在於，Fe、Mn等與 Si、P的一部分化合，形成 Fe、Mn等與 Si、P的金屬間化合物。結果，可認為存在 Fe等與 Si、P的化合物，且發揮有效作用之 Si濃度、P濃度減小，導致被削性、耐蝕性變差（合金 No. S02、S38、S39、S63等）。

9)若不可避免的雜質 Al的量為 0.30 mass% 以上，則β相未被改性，耐脫鋅腐蝕性、被削性、衝擊特性較差。若 Al的量未達 0.30 mass%，則耐脫鋅腐蝕性、被削性良好，並且，若 Al的量未達 0.15 mass%，則 Al的影響進一步減少，被削性、耐脫鋅腐蝕性良好（合金 No. S01、S62、S36、S37等）。

【0173】 10)若組成關係式 f1 小於 57.3，則β相未被改性，或改性不充分，導致耐脫鋅腐蝕性、快速切削時的被削性變差。若組成關係式 f1 大於 60.8，則β1相的面積率減少，被削性差（合金 No. S57、S53）。若組成關係式 f1 的值為 57.3 以上，則β相被改性，耐脫鋅腐蝕性、被削性

變佳，為58.0以上時進一步變佳。另一方面，若組成關係式f1的值為60.8以下，則 β 1相的面積率增加，為60.5以下時進一步增多，包括快速切削在內的被削性指數增大（例如合金No.S14、S32、S25）。

【0174】 11)若 β 1相的面積率f4少於25%，則無法獲得良好的被削性。硬度指數亦降低。若 β 1相的面積率超過25%，進一步為30%以上，則包括快速切削在內的被削性變佳。另一方面，若 β 1相的面積率超過80%，則 β 相未被改性之情形增加，結果導致尤其是快速切削（110 m/分鐘）時的被削性指數降低，耐脫鋅腐蝕性較差。又，衝擊值亦降低。若 β 1相的面積率為80%以下，進一步為70%以下，則 β 相更多地被改性，耐脫鋅腐蝕性、被削性較佳。關於脫鋅腐蝕，雖藉由進行 β 相的改性，使得脫鋅腐蝕的進展大幅延遲，但對 β 1相優先進行脫鋅腐蝕。因此，若 β 1相的面積率較高，則略加快脫鋅腐蝕的進展（合金No.S57、S55、S53、S14、S11、工序No.A6、No.B5、工序No.A11H、No.B12H等）。

【0175】 12)若 γ 相的面積率為4%以上，則 γ 對被削性起到負作用，因此，即便滿足f4、f6，被削性指數亦下降。又，衝擊值較低（合金No.S61）。

13)即便滿足f1、f4，若組織及組成關係式f6的值小於28，則被削性亦較差。若f6的值為28以上，進一步超過35，則被削性更佳（合金No.S64、S41）。另一方面，f6的值為55~80時，被削性顯示出最高值。認為其原因在

於，被削性在 $\beta 1$ 相的量(f_4)為45~60%、Si的量為1 mass%時大致飽和(例如，合金No.S02、S12、工序No.A1、A2等)。

14)即便未改性為 $\beta 1$ 相之 β 相的量(f_{4A})為45以上， f_{6A} 超過40，脫鋅腐蝕深度亦增加，尤其是快速時的被削性較差(試驗No.S22、S106、S223等)。

【0176】 15)若於澆鑄後進行冷卻時，冷卻處理開始溫度低於700°C且超過500°C，且500°C至300°C的平均冷卻速度超過300°C/分鐘，則 β 相被改性，且於 $\beta 1$ 相內觀察到晶界。若 β 相被改性，則切削阻力降低，耐脫鋅腐蝕性得到大幅改善，強度高。關於被削性，若 β 相被改性，則即便切削速度加快，被削性的下降幅度亦較小，與 β 相未改性之試料產生較大差異(工序No.A1~A6、A11H~A14H、B1~B5、B11H~B14H等)。

16)當冷卻處理開始溫度超過500°C且低於約550°C時，於 $\beta 1$ 相內觀察到晶界，且P化合物少量存在。當P化合物少量存在時，相較於不存在P化合物時，切削阻力略增大，耐脫鋅腐蝕性略差(工序No.A1、A5、B1、B4等)。

17)當冷卻處理開始溫度為550°C至650°C時，被削性、耐脫鋅腐蝕性更佳。並且，500°C時的冷卻速度、及500°C至300°C的平均冷卻速度超過600°C/分鐘，進而超過900°C/分鐘時，冷卻速度愈快，被削性、尤其是110 m/分鐘時的被削性指數愈大，耐脫鋅腐蝕性更佳。如此，可認為冷卻處理開始溫度、500°C時的冷卻速度、及500°C至300°C的

冷卻速度會影響 β 相的改性。即，認為 β 相更多地被改性（工序 No. A 1 ~ A 6、B 1 ~ B 5、C 1 ~ C 6 等）。

【0177】 18) 500 °C 時的冷卻速度：約 300 °C / 分鐘、及 500 °C 至 300 °C 的平均冷卻速度：約 300 °C / 分鐘為是否於 β 相內觀察到晶界、即 β 相是否被改性之邊界值，尤其是快速時的被削性、耐脫鋅腐蝕性急劇變化（工序 No. A 4、A 13、B 3、B 14 H 等）。

19) 當冷卻處理開始溫度高於 700 °C 時， β 1 相所佔之比例增多，被削性指數略下降，尤其是快速時的被削性變差，耐脫鋅腐蝕性亦變差。若 β 1 相所佔之比例超過 80 %，則有時 β 相亦不會被改性。再者，脫鋅腐蝕的形態為 β 1 相的選擇性腐蝕，若 β 1 相所佔之比例較大，則脫鋅腐蝕的進展速度亦稍快（工序 No. A 1 ~ A 6、A 11 H、B 1 ~ B 5、B 12 H 等）。

20) 當 500 °C 至 300 °C 的平均冷卻速度為約 200 ~ 250 °C / 分鐘時，於 β 相內未觀察到晶界，往往存在少量的 P 化合物。於 β 相內未觀察到晶界、即 β 相未被改性這一結果表明，被削性、尤其是 110 m / 分鐘時的被削性較差，耐脫鋅腐蝕性較差（工序 No. A 13 H、B 14 H 等）。

【0178】 21) 可確認到，於澆鑄後進行冷卻時，尤其是在未指定冷卻處理開始溫度時，藉由以 550 °C 至 500 °C 的冷卻速度、及 500 °C 至 300 °C 的溫度範圍內的平均冷卻速度這兩者均超過 300 °C / 分鐘之方式進行冷卻， β 相亦被改性，耐

脫鋅腐蝕性、被削性得到大幅改善（工序 No. C1 ~ C3、C11H）。

22) 澆鑄後，即便自超過 500 °C 的高溫進行冷卻速度較快之冷卻處理，於鑄件亦未見裂紋（工序 No. A1 ~ A6、B1 ~ B5、C1 ~ C3）。

23) 可確認到，於 580 °C 將 β 相未改性之鑄件退火 20 分鐘，若 500 °C 時的冷卻速度、及 500 °C 至 300 °C 的平均冷卻速度超過 300 °C / 分鐘，則 β 相被改性，耐脫鋅腐蝕性、被削性得到大幅改善（工序 No. G1 ~ G3、C11H）。

【0179】 根據以上，如本實施方式的合金般，本實施方式的合金的各添加元素的含量及組成關係式、各組織關係式處於合適的範圍內，其被削性、耐脫鋅腐蝕性、機械特性良好。又，能夠藉由將澆鑄後的冷卻條件、熱處理的條件設為合適的範圍，使得本實施方式的合金獲得優異的特性。（產業上的可利用性）

【0180】 本實施方式的快削性銅合金鑄件使 Pb 含量為少量，被削性、耐脫鋅腐蝕性、鑄造性優異，強度高，且衝擊性良好。因此，本實施方式的快削性銅合金適用於與飲用水及衛生設備相關之器具及零件、食品器具、電氣及家電零件、汽車零件、機械零件、文具、玩具、樂器、滑動零件、儀器零件、精密機械零件、醫療用零件、水錶及與工業用水、排水、氫等液體或氣體相關之零件。

具體而言，可適合用作以於該領域中使用之水龍頭、熱水混合龍頭、止水龍頭、水錶、蓮蓬頭、閥門、接頭、旋塞、

齒輪、軸、軸承、轉軸、套筒、心軸、感測器、螺栓、螺帽、連接器等名稱使用之零件的構成件等。

【符號說明】

無

【生物材料寄存】

國內寄存資訊(請依寄存機構、日期、號碼順序註記)

無

國外寄存資訊(請依寄存國家、機構、日期、號碼順序註記)

無

【發明申請專利範圍】

【請求項1】 一種快削性銅合金鑄件，其特徵在於，

包含超過 60.5 mass% 且未達 65.0 mass% 的 Cu、超過 0.50 mass% 且未達 1.20 mass% 的 Si、0.002 mass% 以上且未達 0.20 mass% 的 Pb、及超過 0.01 mass% 且未達 0.18 mass% 的 P，且包含 0.0001 mass% 以上且未達 0.20 mass% 的 Bi 作為任選元素，剩餘部分由 Zn 及不可避免的雜質組成，

該不可避免的雜質中，Fe、Mn、Co 及 Cr 的總含量未達 0.50 mass%，且 Al 的含量未達 0.30 mass%，

當將 Cu 的含量設為 [Cu] mass%，將 Si 的含量設為 [Si] mass%，將 Pb 的含量設為 [Pb] mass%，將 P 的含量設為 [P] mass%，將 Bi 的含量設為 [Bi] mass% 時，具有以下關係：

$$57.3 \leq f1 = [Cu] - 4.8 \times [Si] + 0.5 \times ([Pb] + [Bi]) - [P] \leq 60.8 ;$$

當包含 Bi 時，進一步具有以下關係： $0.003 \leq f2 = [Pb] + [Bi] < 0.20$ ；並且，

當將除非金屬夾雜物以外之金屬組織的構成相中 α 相的面積率設為 $(\alpha)\%$ ，將 γ 相的面積率設為 $(\gamma)\%$ ，將作為改性 β 相之 $\beta 1$ 相的面積率設為 $(\beta 1)\%$ 時，具有以下關係：

$$20 \leq f3 = (\alpha) < 75、$$

$$2.5 < f_4 = (\beta_1) \leq 8.0、$$

$$0 \leq f_5 = (\gamma) < 4、$$

$$2.8 < f_6 = (\beta_1) \times (-0.5 \times [\text{Si}]^2 + 1.5 \times [\text{Si}]) - 2 \times (\gamma) + ([\text{Pb}] + [\text{Bi}])^{1/2} \times 2.5 + ([\text{P}])^{1/2} \times 1.2；$$

於利用過氧化氫與氨水的混合液進行蝕刻時，於該 β_1 相內觀察到晶界。

【請求項 2】 一種快削性銅合金鑄件，其特徵在於，

包含 61.5 mass % 以上且 64.8 mass % 以下的 Cu、0.65 mass % 以上且 1.10 mass % 以下的 Si、0.003 mass % 以上且未達 0.10 mass % 的 Pb、及 0.03 mass % 以上且 0.15 mass % 以下的 P，且包含 0.001 mass % 以上且未達 0.10 mass % 的 Bi 作為任選元素，剩餘部分由 Zn 及不可避免的雜質組成，

該不可避免的雜質中，Fe、Mn、Co 及 Cr 的總含量未達 0.35 mass %，且 Al 的含量未達 0.15 mass %，

當將 Cu 的含量設為 [Cu] mass %，將 Si 的含量設為 [Si] mass %，將 Pb 的含量設為 [Pb] mass %，將 P 的含量設為 [P] mass %，將 Bi 的含量設為 [Bi] mass % 時，具有以下關係：

$$58.0 \leq f_1 = [\text{Cu}] - 4.8 \times [\text{Si}] + 0.5 \times ([\text{Pb}] + [\text{Bi}]) - [\text{P}] \leq 60.5；$$

當包含 Bi 時，進一步具有以下關係： $0.004 \leq f_2 = [\text{Pb}] + [\text{Bi}] < 0.10$ ；並且，

第 2 頁(發明申請專利範圍)

當將除非金屬夾雜物以外之金屬組織的構成相中 α 相的面積率設為 $(\alpha)\%$ ，將 γ 相的面積率設為 $(\gamma)\%$ ，將作為改性 β 相之 $\beta 1$ 相的面積率設為 $(\beta 1)\%$ 時，具有以下關係：

$$30 \leq f_3 = (\alpha) \leq 70、$$

$$30 \leq f_4 = (\beta 1) \leq 70、$$

$$0 \leq f_5 = (\gamma) < 1、$$

$$35 < f_6 = (\beta 1) \times (-0.5 \times [\text{Si}]^2 + 1.5 \times [\text{Si}]) - 2 \times (\gamma) + ([\text{Pb}] + [\text{Bi}])^{1/2} \times 25 + ([\text{P}])^{1/2} \times 12；$$

於利用過氧化氫與氨水的混合液進行蝕刻時，於該 $\beta 1$ 相內觀察到晶界。

【請求項 3】 一種快削性銅合金鑄件，其特徵在於，

包含超過 60.5 mass% 且未達 65.0 mass% 的 Cu、超過 0.50 mass% 且未達 1.20 mass% 的 Si、0.002 mass% 以上且未達 0.20 mass% 的 Pb、超過 0.01 mass% 且未達 0.18 mass% 的 P、及超過 0.05 mass% 且未達 0.70 mass% 的 Sn，且包含 0.0001 mass% 以上且未達 0.20 mass% 的 Bi 作為任選元素，剩餘部分由 Zn 及不可避免的雜質組成，

該不可避免的雜質中，Fe、Mn、Co 及 Cr 的總含量未達 0.50 mass%，且 Al 的含量未達 0.30 mass%，

當將 Cu 的含量設為 $[\text{Cu}] \text{ mass\%}$ ，將 Si 的含量設為 $[\text{Si}] \text{ mass\%}$ ，將 Pb 的含量設為 $[\text{Pb}] \text{ mass\%}$ ，將 P 的含量設為 $[\text{P}] \text{ mass\%}$ ，將 Bi 的含量設為 $[\text{Bi}] \text{ mass\%}$ ，

第 3 頁(發明申請專利範圍)

將 S_n 的含量設為 $[S_n]_{mass}\%$ 時，具有以下關係：

$$57.3 \leq$$

$$f_1 = [Cu] - 4.8 \times [Si] + 0.5 \times ([Pb] + [Bi]) - [P] - [Sn]$$

≤ 60.8 ；並且，進一步具有以下關係：

$$f_0 = [Sn] / [Si] < 0.8；$$

當包含 Bi 時，具有以下關係： $0.003 \leq$

$$f_2 = [Pb] + [Bi] < 0.20；並且，$$

當將除非金屬夾雜物以外之金屬組織的構成相中 α 相的面積率設為 $(\alpha)\%$ ，將 γ 相的面積率設為 $(\gamma)\%$ ，將作為改性 β 相之 β_1 相的面積率設為 $(\beta_1)\%$ 時，具有以下關係：

$$20 \leq f_3 = (\alpha) < 75、$$

$$25 < f_4 = (\beta_1) \leq 80、$$

$$0 \leq f_5 = (\gamma) < 4、$$

$$28 < f_6 = (\beta_1) \times (-0.5 \times [Si]^2 + 1.5 \times [Si]) - 2 \times (\gamma) + ([Pb] + [Bi])^{1/2} \times 25 + ([P])^{1/2} \times 12；$$

於利用過氧化氫與氨水的混合液進行蝕刻時，於該 β_1 相內觀察到晶界。

【請求項 4】 如請求項 1 至請求項 3 中任一項所述之快削性銅合金鑄件，其中，該快削性銅合金鑄件用於與飲用水及衛生設備相關之器具及零件、水錶、閥門、排水用器具及零件、工業用管道零件、汽車零件、電氣及家電零件、機械零件、文具、玩具、樂器、滑動零件、儀器零件、醫療用零件。

【請求項5】 一種快削性銅合金鑄件的製造方法，其製造請求項1至請求項3中任一項所述之快削性銅合金鑄件，其特徵在於，

具有鑄造工序，

於該鑄造工序中最終的鑄造工序的冷卻過程中，鑄件的溫度為 500°C 時的冷卻速度超過 $300^{\circ}\text{C}/\text{分鐘}$ ，且 500°C 至 300°C 的溫度範圍內的平均冷卻速度超過 $300^{\circ}\text{C}/\text{分鐘}$ 。

【請求項6】 一種快削性銅合金鑄件的製造方法，其製造請求項1至請求項3中任一項所述之快削性銅合金鑄件，其特徵在於，

具有鑄造工序，

於該鑄造工序中最終的鑄造工序的冷卻過程中，冷卻處理開始溫度為高於 500°C 且低於 700°C 的溫度，鑄件的溫度為 500°C 時的冷卻速度超過 $300^{\circ}\text{C}/\text{分鐘}$ ，且 500°C 至 300°C 的溫度範圍內的平均冷卻速度超過 $300^{\circ}\text{C}/\text{分鐘}$ 。

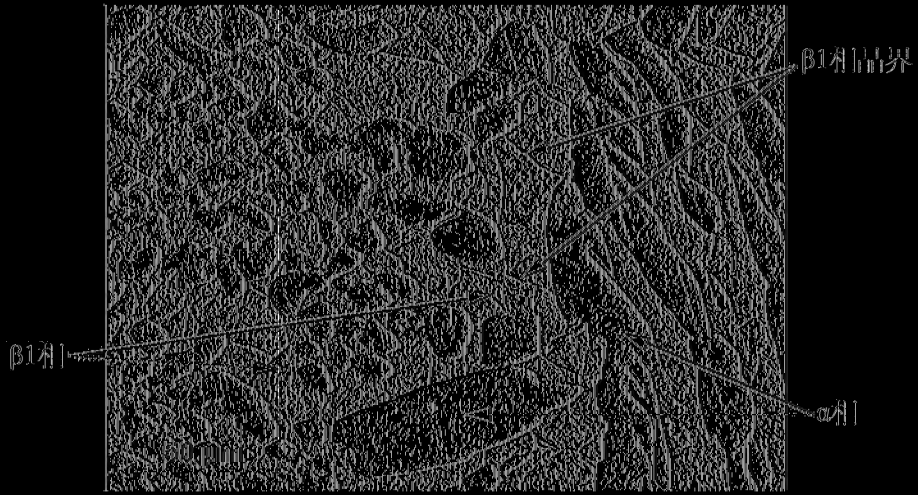
【請求項7】 一種快削性銅合金鑄件的製造方法，其製造請求項1至請求項3中任一項所述之快削性銅合金鑄件，其特徵在於，

具有鑄造工序及熱處理工序，

於最終的熱處理工序中，於在超過 520°C 且低於 650°C 的溫度保持1分鐘至5小時之條件下加熱，於熱處理後的冷卻處理工序中，於鑄件的溫度超過 520°C 的

溫度開始冷卻處理，鑄件的溫度為 500 °C 時的冷卻速度超過 300 °C / 分鐘，且 500 °C 至 300 °C 的溫度範圍內的平均冷卻速度超過 300 °C / 分鐘。

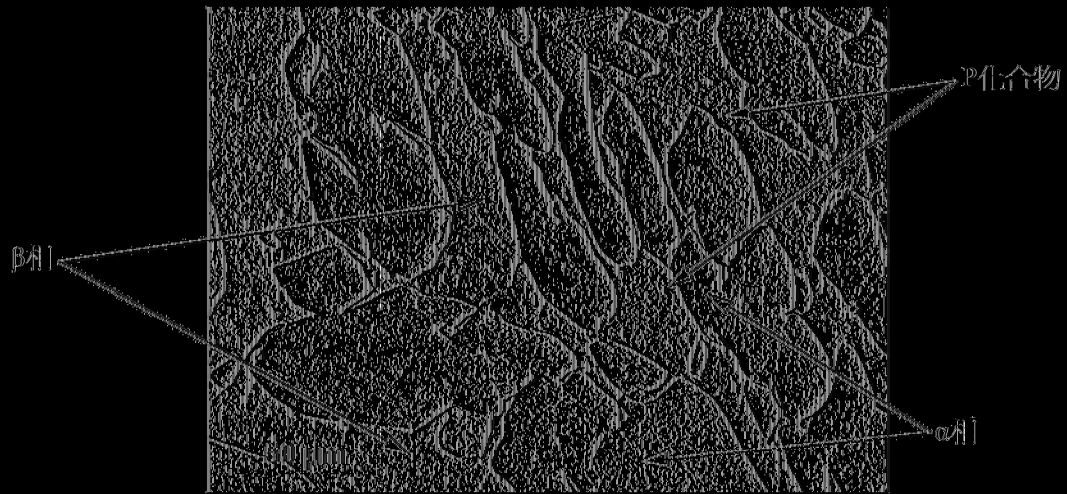
第1A圖



第1B圖



第2A圖



第2B圖



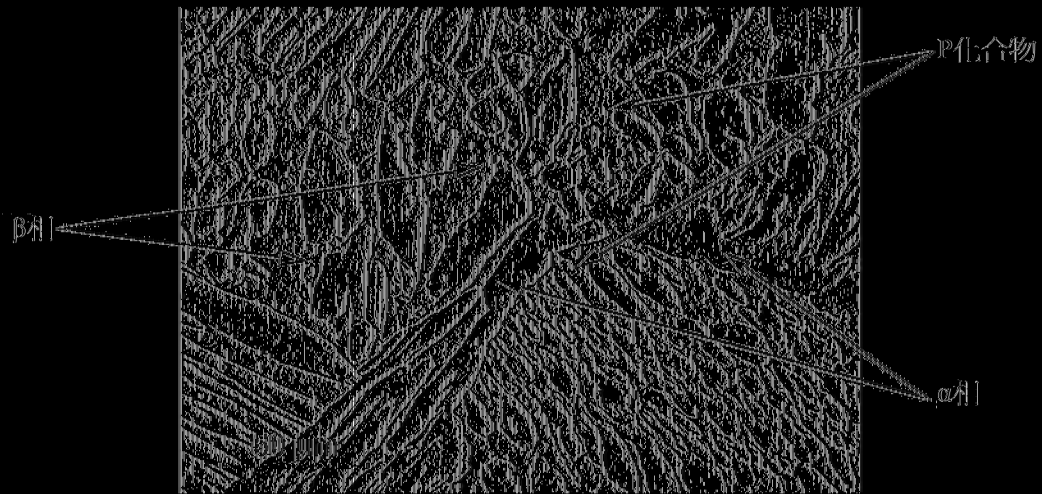
第3A圖



第3B圖



第4A圖



第4B圖



第5A圖



第5B圖

