

【發明說明書】

【中文發明名稱】快削性銅合金及快削性銅合金的製造方法

【英文發明名稱】FREE CUTTING COPPER ALLOY AND METHOD FOR MANUFACTURING FREE CUTTING COPPER ALLOY

【技術領域】

【0001】 本發明係關於一種具備優異之耐蝕性、高強度、高溫強度、良好的延展性及衝擊特性並且大幅減少鉛的含量之快削性銅合金及快削性銅合金的製造方法。尤其關於一種使用於水龍頭、閥、接頭等在人和動物每日攝取之飲用水中使用之器具以及在高速流體流過之惡劣環境中使用之閥、接頭等用於電氣/汽車/機械/工業用配管之快削性銅合金及快削性銅合金的製造方法。

本申請基於 2017 年 8 月 15 日申請之國際申請 PCT/JP 2017/29369、PCT/JP2017/29371、PCT/JP2017/29373、PCT/JP2017/29374、PCT/JP2017/29376 主張優先權，並將其內容援用於此。

【先前技術】

【0002】 一直以來，包括飲用水的器具類在內，作為使用於閥、接頭、壓力容器等電氣/汽車/機械/工業用配管之銅合金，一般使用含有 56～65mass%的 Cu 及 1～4mass%的 Pb 且剩餘部分設為 Zn 之 Cu-Zn-Pb 合金（所謂的快削黃銅）或含有 80～88mass%的 Cu、2～8mass%的 Sn 及 2～8mass%

的 Pb 且剩餘部分設為 Zn 之 Cu-Sn-Zn-Pb 合金（所謂的青銅：砲銅）。

然而，近年來 Pb 對人體和環境的影響變得另人擔憂，各國對 Pb 的限制運動越發活躍。例如，在美國加利福尼亞州自 2010 年 1 月起、又在全美自 2014 年 1 月起，關於將飲用水器具等中所含之 Pb 含量設為 0.25mass% 以下之限制已生效。又，關於向飲用水類浸出之 Pb 的浸出量，於不久的將來，如果考慮對嬰幼兒等的影響，據說會限制到 0.05 mass% 左右。在美國以外的國家，其限制運動亦快速發展，從而要求開發出應對 Pb 含量的限制，進而更加減少 Pb 含量之銅合金材料。

【0003】又，在其他產業領域、汽車、機械和電氣/電子設備領域中，例如在歐洲的 ELV 指令、RoHS 指令中快削性銅合金的 Pb 含量例外地達到 4mass%，但與飲用水領域相同地，正在積極討論包括消除例外情況在內之有關 Pb 含量的限制增強。

【0004】該種快削性銅合金的 Pb 限制增強動向中提倡的是具有切削性功能且含有 Bi 及 Se 之銅合金、或在 Cu 和 Zn 的合金中藉由增加 β 相來提高切削性且含有高濃度的 Zn 之銅合金等，來代替 Pb。

例如，專利文獻 1 中提出，如果僅含有 Bi 來代替 Pb 則耐蝕性不充分，為了減少 β 相而使 β 相孤立，將熱擠出

後的熱擠壓棒緩冷卻至成為 180℃ 進而實施熱處理。

又，專利文獻 2 中，藉由向 Cu-Zn-Bi 合金中添加 0.7 ~ 2.5mass% 的 Sn 來析出 Cu-Zn-Sn 合金的 γ 相，從而改善耐蝕性。

【0005】然而，如專利文獻 1 所示，含有 Bi 來代替 Pb 之合金在耐蝕性方面存在問題。而且，Bi 具有包括可能與 Pb 相同地對人體有害、由於是稀有金屬而在資源上存在問題、會使銅合金材料變脆之問題等在內的許多問題。此外，如專利文獻 1、2 中所提出的那樣，即使藉由熱擠出後的緩冷卻或熱處理來使 β 相孤立從而提高了耐蝕性，終究無法實現在惡劣環境下的耐蝕性的改善。

又，如專利文獻 2 所示，即使 Cu-Zn-Sn 合金的 γ 相析出，與 α 相相比，該 γ 相本來就缺乏耐蝕性，從而終究無法實現在惡劣環境下的耐蝕性的改善。又，在 Cu-Zn-Sn 合金中，含有 Sn 之 γ 相的切削性功能差到需要與具有切削性功能之 Bi 一同進行添加。

【0006】另一方面，對於含有高濃度的 Zn 之銅合金，與 Pb 相比， β 相的切削性功能較差，因此不僅終究無法代替含有 Pb 之快削性銅合金，而且因包含許多 β 相而耐蝕性尤其耐脫鋅腐蝕性、耐應力腐蝕破裂性非常差。又，該等銅合金由於高溫（例如 150℃）下的強度低，因此例如在烈日下且靠近發動機室的高溫下使用之汽車組件、在高溫/高壓

下使用之配管等中無法應對薄壁化、輕量化。

【0007】此外，Bi 使銅合金變脆，若包含許多 β 相則延展性降低，因此含有 Bi 之銅合金或包含許多 β 相之銅合金不適合作為汽車、機械、電氣用組件以及包括閥在內之飲用水器具材料。再者，對於 Cu-Zn 合金中含有 Sn 且包含 γ 相之黃銅，亦無法改善應力腐蝕破裂，在常溫及高溫下的強度低，衝擊特性差，因此不適合使用於該等用途中。

【0008】另一方面，作為快削性銅合金，例如專利文獻 3～9 中提出含有 Si 來代替 Pb 之 Cu-Zn-Si 合金。

專利文獻 3、4 中，係藉由主要具有 γ 相優異之切削性功能，從而藉由不含有 Pb 或者含有少量 Pb 來實現優異之切削性者。藉由含有 0.3mass% 以上的 Sn，增加並促進具有切削性功能之 γ 相的形成，從而改善切削性。又，專利文獻 3、4 中，藉由形成許多 γ 相來提高耐蝕性。

【0009】又，專利文獻 5 中，設為藉由含有 0.02mass% 以下的少量的 Pb，並且簡單地規定 γ 相和 κ 相的總計含有面積，從而得到優異之快削性者。此處，Sn 作用於形成和增加 γ 相，從而改善耐沖蝕腐蝕性。

此外，專利文獻 6、7 中提出 Cu-Zn-Si 合金的鑄件產品，為了實現鑄件晶粒的微細化，含有極微量的 P 和 Zr，並且重視 P/Zr 的比率等。

【0010】又，專利文獻 8 中提出在 Cu-Zn-Si 合金中含有 Fe

之銅合金。

此外，專利文獻 9 中提出在 Cu-Zn-Si 合金中含有 Sn、Fe、Co、Ni、Mn 之銅合金。

【0011】此處，如專利文獻 10 和非專利文獻 1 中所記載，已知在上述 Cu-Zn-Si 合金中，即使將組成限制於 Cu 濃度為 60mass%以上，Zn 濃度為 30mass%以下，Si 濃度為 10mass%以下，除了基地（matrix） α 相以外，亦存在 β 相、 γ 相、 δ 相、 ϵ 相、 ζ 相、 η 相、 κ 相、 μ 相、 χ 相這 10 種金屬相，根據情況亦存在包含 α' 、 β' 、 γ' 之 13 種金屬相。此外，根據經驗眾所周知的是，若增加添加元素，則金相組織變得更加複雜，可能會出現新的相和金屬間化合物，又，由平衡狀態圖得到之合金與實際生產之合金中，在所存在之金屬相的構成中會產生較大偏差。此外，眾所周知該等相的組成亦依銅合金的 Cu、Zn、Si 等的濃度和加工熱歷程（thermal history）而發生變化。

【0012】但是， γ 相雖然具有優異之切削性能，但由於 Si 濃度高且硬而脆，若包含許多 γ 相，則會在惡劣環境下的耐蝕性、延展性、衝擊特性、高溫強度（高溫潛變）等中產生問題。因此，對於包含大量 γ 相之 Cu-Zn-Si 合金，亦與含有 Bi 之銅合金或包含許多 β 相之銅合金相同地在其使用上受到限制。

【0013】再者，專利文獻 3～7 中所記載之 Cu-Zn-Si 合金在

基於 ISO-6509 之脫鋅腐蝕試驗中顯示比較良好的結果。然而，在基於 ISO-6509 之脫鋅腐蝕試驗中，為了判定在一般水質中的耐脫鋅腐蝕性的良好與否，使用與實際水質完全不同之氯化銅試劑，僅僅以 24 小時這一短時間進行了評價。亦即，使用與實際環境不同之試劑以短時間進行評價，因此未能充分評價惡劣環境下的耐蝕性。

【0014】又，專利文獻 8 中提出在 Cu-Zn-Si 合金中含有 Fe 之情況。但是，Fe 和 Si 形成比 γ 相硬而脆之 Fe-Si 的金屬間化合物。該金屬間化合物存在如下等問題：在切削加工時縮短切削工具的壽命，在拋光時形成硬點而產生外觀上的不良情況。又，將添加元素之 Si 作為金屬間化合物而進行消耗，從而導致合金的性能下降。

【0015】此外，專利文獻 9 中，雖然在 Cu-Zn-Si 合金中添加了 Sn 和 Fe、Co、Mn，但 Fe、Co、Mn 均與 Si 進行化合而生成硬而脆之金屬間化合物。因此，與專利文獻 8 相同地在切削和拋光時產生問題。此外，依專利文獻 9，藉由含有 Sn、Mn 而形成 β 相，但 β 相引起嚴重的脫鋅腐蝕，從而提高應力腐蝕破裂的感受性。

【先前技術文獻】

【專利文獻】

【0016】 【專利文獻 1】日本特開 2008-214760 號公報

【專利文獻 2】國際公開第 2008/081947 號

【專利文獻 3】日本特開 2000-119775 號公報

【專利文獻 4】日本特開 2000-119774 號公報

【專利文獻 5】國際公開第 2007/034571 號

【專利文獻 6】國際公開第 2006/016442 號

【專利文獻 7】國際公開第 2006/016624 號

【專利文獻 8】日本特表 2016-511792 號公報

【專利文獻 9】日本特開 2004-263301 號公報

【專利文獻 10】美國專利第 4,055,445 號說明書

【專利文獻 11】國際公開第 2012/057055 號

【專利文獻 12】日本特開 2013-104071 號公報

【非專利文獻】

【0017】 【非專利文獻 1】美馬源次郎、長谷川正治：銅及黃銅技術研究期刊，2（1963），62～77 頁

【發明內容】

【0018】 本發明係為了解決這樣的現有技術問題而完成者，其課題為提供一種在惡劣的水質環境下、流速快的流體下的耐蝕性、衝擊特性、延展性、常溫及高溫強度優異之快削性銅合金及快削性銅合金的製造方法。再者，本說明書中，除非另有說明，耐蝕性係指耐脫鋅腐蝕性。又，熱加工材料係指熱擠出材料、熱鍛材料、熱壓延材料。高溫特性係指約 150℃（100℃～250℃）下的高溫潛變、抗拉強度。冷卻速度係指在某一溫度範圍內的平均冷卻速度。

【0019】 為了解決該種課題來實現前述目的，本發明的第 1 態樣之快削性銅合金的特徵為，含有 76.0mass%以上且 78.7mass%以下的 Cu、3.1mass%以上且 3.6mass%以下的 Si、0.40mass%以上且 0.85mass%以下的 Sn、0.05mass%以上且 0.14mass%以下的 P、0.005mass%以上且小於 0.020mass%的 Pb，且剩餘部分包括 Zn 及不可避免的雜質，

將 Cu 的含量設為 [Cu]mass%、將 Si 的含量設為 [Si]mass%、將 Sn 的含量設為 [Sn]mass%、將 P 的含量設為 [P]mass%、將 Pb 的含量設為 [Pb]mass%時，具有如下關係：

$$75.0 \leq f1 = [Cu] + 0.8 \times [Si] - 7.5 \times [Sn] + [P] + 0.5 \times [Pb] \leq 78.2、$$

$$60.0 \leq f2 = [Cu] - 4.8 \times [Si] - 0.8 \times [Sn] - [P] + 0.5 \times [Pb] \leq 61.5、$$

$$0.09 \leq f3 = [P]/[Sn] \leq 0.30、$$

並且，在金相組織的構成相中，將 α 相的面積率設為 (α) %、將 β 相的面積率設為 (β) %、將 γ 相的面積率設為 (γ) %、將 κ 相的面積率設為 (κ) %、將 μ 相的面積率設為 (μ) %時，具有如下關係：

$$30 \leq (\kappa) \leq 65、$$

$$0 \leq (\gamma) \leq 2.0、$$

$$0 \leq (\beta) \leq 0.3、$$

$$0 \leq (\mu) \leq 2.0、$$

$$96.5 \leq f4 = (\alpha) + (\kappa) 、$$

$$99.4 \leq f5 = (\alpha) + (\kappa) + (\gamma) + (\mu) \text{ ,}$$

$$0 \leq f6 = (\gamma) + (\mu) \leq 3.0 \text{ ,}$$

$$35 \leq f7 = 1.05 \times (\kappa) + 6 \times (\gamma)^{1/2} + 0.5 \times (\mu) \leq 70 \text{ ,}$$

並且， α 相內存在 κ 相， γ 相的長邊的長度為 $50\mu\text{m}$ 以下， μ 相的長邊的長度為 $25\mu\text{m}$ 以下。

【0020】本發明的第 2 態樣之快削性銅合金的特徵為，在本發明的第 1 態樣的快削性銅合金中，還含有選自 $0.01\text{mass}\%$ 以上且 $0.08\text{mass}\%$ 以下的 Sb、 $0.02\text{mass}\%$ 以上且 $0.08\text{mass}\%$ 以下的 As、 $0.01\text{mass}\%$ 以上且 $0.10\text{mass}\%$ 以下的 Bi 之 1 種或 2 種以上。

【0021】本發明的第 3 態樣之快削性銅合金的特徵為，含有 $76.5\text{mass}\%$ 以上且 $78.3\text{mass}\%$ 以下的 Cu、 $3.15\text{mass}\%$ 以上且 $3.5\text{mass}\%$ 以下的 Si、 $0.45\text{mass}\%$ 以上且 $0.77\text{mass}\%$ 以下的 Sn、 $0.06\text{mass}\%$ 以上且 $0.13\text{mass}\%$ 以下的 P、 $0.006\text{mass}\%$ 以上且 $0.018\text{mass}\%$ 以下的 Pb，且剩餘部分包括 Zn 及不可避免的雜質，

將 Cu 的含量設為 $[\text{Cu}]\text{mass}\%$ 、將 Si 的含量設為 $[\text{Si}]\text{mass}\%$ 、將 Sn 的含量設為 $[\text{Sn}]\text{mass}\%$ 、將 P 的含量設為 $[\text{P}]\text{mass}\%$ 、將 Pb 的含量設為 $[\text{Pb}]\text{mass}\%$ 時，具有如下關係：

$$75.5 \leq f1 = [\text{Cu}] + 0.8 \times [\text{Si}] - 7.5 \times [\text{Sn}] + [\text{P}] + 0.5 \times [\text{Pb}] \leq 77.$$

7、

$$60.2 \leq f2 = [\text{Cu}] - 4.8 \times [\text{Si}] - 0.8 \times [\text{Sn}] - [\text{P}] + 0.5 \times [\text{Pb}] \leq 61.3 \text{ ,}$$

$$0.10 \leq f_3 = [P]/[Sn] \leq 0.27 ,$$

並且，在金相組織的構成相中，將 α 相的面積率設為 $(\alpha)\%$ 、將 β 相的面積率設為 $(\beta)\%$ 、將 γ 相的面積率設為 $(\gamma)\%$ 、將 κ 相的面積率設為 $(\kappa)\%$ 、將 μ 相的面積率設為 $(\mu)\%$ 時，具有如下關係：

$$33 \leq (\kappa) \leq 60 ,$$

$$0 \leq (\gamma) \leq 1.5 ,$$

$$0 \leq (\beta) \leq 0.1 ,$$

$$0 \leq (\mu) \leq 1.0 ,$$

$$97.5 \leq f_4 = (\alpha) + (\kappa) ,$$

$$99.6 \leq f_5 = (\alpha) + (\kappa) + (\gamma) + (\mu) ,$$

$$0 \leq f_6 = (\gamma) + (\mu) \leq 2.0 ,$$

$$38 \leq f_7 = 1.05 \times (\kappa) + 6 \times (\gamma)^{1/2} + 0.5 \times (\mu) \leq 65 ,$$

並且， α 相內存在 κ 相， γ 相的長邊的長度為 $40\mu\text{m}$ 以下， μ 相的長邊的長度為 $15\mu\text{m}$ 以下。

【0022】 本發明的第 4 態樣之快削性銅合金的特徵為，在本發明的第 1～3 態樣中任一態樣的快削性銅合金中，作為前述不可避免的雜質之 Fe、Mn、Co 及 Cr 的總量小於 0.08mass%。

【0023】 本發明的第 5 態樣之快削性銅合金的特徵為，在本發明的第 1～4 態樣中任一態樣的快削性銅合金中， κ 相中所含之 Sn 的量為 0.43mass% 以上且 0.90mass% 以下， κ 相

中所含之 P 的量為 0.06mass%以上且 0.22mass%以下。

【0024】本發明的第 6 態樣之快削性銅合金的特徵為，在本發明的第 1～5 態樣中任一態樣的快削性銅合金中，U 形凹口形狀的夏比衝擊試驗（Charpy impact test）值為 $12\text{J}/\text{cm}^2$ 以上且 $45\text{J}/\text{cm}^2$ 以下，並且在負載有相當於室溫下的 0.2%保證應力（proof stress）之荷載之狀態下於 150°C 下保持 100 小時之後的潛變應變為 0.4%以下。

再者，夏比衝擊試驗值為 U 形凹口形狀的試片中的值。

【0025】本發明的第 7 實施形態之快削性銅合金的特徵為，在本發明的第 1～5 態樣中任一態樣的快削性銅合金中，該快削性銅合金為熱加工材料，抗拉強度 S (N/mm^2) 為 $550\text{N}/\text{mm}^2$ 以上，伸長率 E (%) 為 12%以上，U 形凹口形狀的夏比衝擊試驗值 I (J/cm^2) 為 $12\text{J}/\text{cm}^2$ 以上且 $45\text{J}/\text{cm}^2$ 以下，並且

$$650 \leq f8 = S \times \{ (E + 100) / 100 \}^{1/2} \text{、或}$$

$$665 \leq f9 = S \times \{ (E + 100) / 100 \}^{1/2} + I \text{。}$$

【0026】本發明的第 8 態樣之快削性銅合金的特徵為，在本發明的第 1～7 態樣中任一態樣的快削性銅合金中，使用於自來水管用器具、工業用配管構件、與液體接觸之器具、壓力容器和接頭、或與液體接觸之汽車用組件及電氣產品組件中。

【0027】本發明的第 9 態樣之快削性銅合金的製造方法係

本發明的第 1～8 態樣中任一態樣的快削性銅合金的製造方法，該方法的特徵為，具有：

冷加工製程和熱加工製程中的任意一者或兩者；以及在前述冷加工製程或前述熱加工製程之後實施之退火製程，

前述退火製程中，在以下（1）～（4）中任一條件下保持銅合金，

（1）於 525℃ 以上且 575℃ 以下的溫度下保持 20 分鐘至 8 小時，或

（2）於 515℃ 以上且小於 525℃ 的溫度下保持 100 分鐘至 8 小時，或

（3）最高到達溫度為 525℃ 以上且 610℃ 以下，並且於 575℃ 至 525℃ 的溫度區域內保持 20 分鐘以上，或者

（4）將 575℃ 至 525℃ 的溫度區域以 0.1℃/分鐘以上且 2.5℃/分鐘以下的平均冷卻速度進行冷卻，

繼而，將 460℃ 至 400℃ 的溫度區域以 2.5℃/分鐘以上且 500℃/分鐘以下的平均冷卻速度進行冷卻。

【0028】本發明的第 10 態樣之快削性銅合金的製造方法係本發明的第 1～6 態樣中任一態樣的快削性銅合金的製造方法，該方法的特徵為，具有：

鑄造製程；以及在前述鑄造製程之後實施之退火製程，

前述退火製程中，在以下（1）～（4）中任一條件下保持銅合金，

(1) 於 525°C 以上且 575°C 以下的溫度下保持 20 分鐘至 8 小時，或

(2) 於 515°C 以上且小於 525°C 的溫度下保持 100 分鐘至 8 小時，或

(3) 最高到達溫度為 525°C 以上且 610°C 以下，並且於 575°C 至 525°C 的溫度區域內保持 20 分鐘以上，或者

(4) 將 575°C 至 525°C 的溫度區域以 $0.1^{\circ}\text{C}/\text{分鐘}$ 以上且 $2.5^{\circ}\text{C}/\text{分鐘}$ 以下的平均冷卻速度進行冷卻，

繼而，將 460°C 至 400°C 的溫度區域以 $2.5^{\circ}\text{C}/\text{分鐘}$ 以上且 $500^{\circ}\text{C}/\text{分鐘}$ 以下的平均冷卻速度進行冷卻。

【0029】本發明的第 11 態樣之快削性銅合金的製造方法係本發明的第 1～8 態樣中任一態樣的快削性銅合金的製造方法，該方法的特徵為，

包括熱加工製程，進行熱加工時的材料溫度為 600°C 以上且 740°C 以下，

在熱塑性加工後的冷卻過程中，將 575°C 至 525°C 的溫度區域以 $0.1^{\circ}\text{C}/\text{分鐘}$ 以上且 $2.5^{\circ}\text{C}/\text{分鐘}$ 以下的平均冷卻速度進行冷卻，將 460°C 至 400°C 的溫度區域以 $2.5^{\circ}\text{C}/\text{分鐘}$ 以上且 $500^{\circ}\text{C}/\text{分鐘}$ 以下的平均冷卻速度進行冷卻。

【0030】本發明的第 12 態樣之快削性銅合金的製造方法係本發明的第 1～8 態樣中任一態樣的快削性銅合金的製造方法，該方法的特徵為，具有：

冷加工製程和熱加工製程中的任意一者或兩者；以及在前述冷加工製程或前述熱加工製程之後實施之低溫退火製程，

在所述低溫退火製程中，將材料溫度設為 240°C 以上且 350°C 以下的範圍、將加熱時間設為 10 分鐘以上且 300 分鐘以下的範圍、將材料溫度設為 $T^{\circ}\text{C}$ 、將加熱時間設為 t 分鐘時，設為 $150 \leq (T-220) \times (t)^{1/2} \leq 1200$ 的條件。

【發明效果】

【0031】 依本發明的態樣，規定了極力減少切削性功能優異但耐蝕性、延展性、衝擊特性、高溫強度（高溫潛變）差之 γ 相，且還盡可能減少對切削性有效之 μ 相，並且 α 相內存在對強度、切削性、延展性、耐蝕性有效之 κ 相而成之金相組織。還規定了用於得到該金相組織之組成、製造方法。因此，依據本發明的態樣，能夠提供一種切削性、包含高速的流體之惡劣環境下的耐蝕性、耐孔蝕性、耐沖蝕腐蝕性、常溫強度、高溫強度、耐磨耗性優異之快削性銅合金及快削性銅合金的製造方法。

【圖式簡單說明】

【0032】

圖 1 係實施例 1 中的快削性銅合金（試驗 No.T05）的組織的電子顯微照片。

圖 2 係實施例 1 中的快削性銅合金（試驗 No.T03）的

組織的金屬顯微照片。

圖 3 係實施例 1 中的快削性銅合金（試驗 No.T03）的組織的電子顯微照片。

圖 4 係實施例 2 中的試驗 No.T401 的、在惡劣的水環境下使用了 8 年之後的截面的金屬顯微鏡照片。

圖 5 係實施例 2 中的試驗 No.T402 的、脫鋅腐蝕試驗 1 之後的截面的金屬顯微鏡照片。

圖 6 係實施例 2 中的試驗 No.T63 的、脫鋅腐蝕試驗 1 之後的截面的金屬顯微鏡照片。

【實施方式】

【0033】 以下，對本發明的實施形態之快削性銅合金及快削性銅合金的製造方法進行說明。

本實施形態之快削性銅合金係作為水龍頭、閥、接頭等在人和動物每日攝取之飲用水中使用之器具、閥、接頭等電氣/汽車/機械/工業用配管構件、與液體接觸之器具、組件、壓力容器/接頭而使用者。

【0034】 此處，在本說明書中，如[Zn]這種帶有括弧之元素記號設為表示該元素的含量（mass%）者。

而且，本實施形態中，利用該含量的表示方法如下規定複數個組成關係式。

組成關係式 $f1=[Cu]+0.8\times[Si]-7.5\times[Sn]+[P]+0.5\times[Pb]$

組成關係式 $f2=[Cu]-4.8\times[Si]-0.8\times[Sn]-[P]+0.5\times[Pb]$

組成關係式 $f3=[P]/[Sn]$

【0035】此外，本實施形態中，在金相組織的構成相中設為如下者，亦即，用 $(\alpha)\%$ 表示 α 相的面積率，用 $(\beta)\%$ 表示 β 相的面積率，用 $(\gamma)\%$ 表示 γ 相的面積率，用 $(\kappa)\%$ 表示 κ 相的面積率，用 $(\mu)\%$ 表示 μ 相的面積率。再者，金相組織的構成相係指 α 相、 γ 相、 κ 相等，並且不含有金屬間化合物、析出物、非金屬夾雜物等。又，存在於 α 相內之 κ 相包含於 α 相的面積率中。 α' 相包含於 α 相中。所有構成相的面積率之和設為100%。

而且，本實施形態中，如下規定複數個組織關係式。

組織關係式 $f4=(\alpha)+(\kappa)$

組織關係式 $f5=(\alpha)+(\kappa)+(\gamma)+(\mu)$

組織關係式 $f6=(\gamma)+(\mu)$

組織關係式 $f7=1.05\times(\kappa)+6\times(\gamma)^{1/2}+0.5\times(\mu)$

【0036】本發明的第1實施形態之快削性銅合金含有76.0mass%以上且78.7mass%以下的Cu、3.1mass%以上且3.6mass%以下的Si、0.40mass%以上且0.85mass%以下的Sn、0.05mass%以上且0.14mass%以下的P、0.005mass%以上且小於0.020mass%的Pb，且剩餘部分包括Zn及不可避免的雜質。組成關係式f1設在 $75.0\leq f1\leq 78.2$ 的範圍內，組成關係式f2設在 $60.0\leq f2\leq 61.5$ 的範圍內，組成關係式f3設在 $0.09\leq f3\leq 0.30$ 的範圍內。 κ 相的面積率設在 $30\leq (\kappa)$

≤ 65 的範圍內， γ 相的面積率設在 $0 \leq (\gamma) \leq 2.0$ 的範圍內， β 相的面積率設在 $0 \leq (\beta) \leq 0.3$ 的範圍內， μ 相的面積率設在 $0 \leq (\mu) \leq 2.0$ 的範圍內。組織關係式 f4 設為 $96.5 \leq f4$ ，組織關係式 f5 設在 $99.4 \leq f5$ 的範圍內，組織關係式 f6 設在 $0 \leq f6 \leq 3.0$ 的範圍內，組織關係式 f7 設在 $35 \leq f7 \leq 70$ 的範圍內。 α 相內存在 κ 相。 γ 相的長邊的長度為 $50\mu\text{m}$ 以下， μ 相的長邊的長度設為 $25\mu\text{m}$ 以下。

【0037】本發明的第 2 實施形態之快削性銅合金含有 76.5mass% 以上且 78.3mass% 以下的 Cu、3.15mass% 以上且 3.5mass% 以下的 Si、0.45mass% 以上且 0.77mass% 以下的 Sn、0.06mass% 以上且 0.13mass% 以下的 P、0.006mass% 以上且 0.018mass% 以下的 Pb，且剩餘部分包括 Zn 及不可避免的雜質。組成關係式 f1 設在 $75.5 \leq f1 \leq 77.7$ 的範圍內，組成關係式 f2 設在 $60.2 \leq f2 \leq 61.3$ 的範圍內，組成關係式 f3 設在 $0.1 \leq f3 \leq 0.27$ 的範圍內。 κ 相的面積率設在 $33 \leq (\kappa) \leq 60$ 的範圍內， γ 相的面積率設在 $0 \leq (\gamma) \leq 1.5$ 的範圍內， β 相的面積率設為 $0 \leq (\beta) \leq 0.1$ ， μ 相的面積率設在 $0 \leq (\mu) \leq 1.0$ 的範圍內。組織關係式 f4 設為 $97.5 \leq f4$ ，組織關係式 f5 設在 $99.6 \leq f5$ 的範圍內，組織關係式 f6 設在 $0 \leq f6 \leq 2.0$ 的範圍內，組織關係式 f7 設在 $38 \leq f7 \leq 65$ 的範圍內。 α 相內存在 κ 相。 γ 相的長邊的長度設為 $40\mu\text{m}$ 以下， μ 相的長邊的長度設為 $15\mu\text{m}$ 以下。

【0038】 又，本發明的第 1 實施形態之快削性銅合金中，可以還含有選自 0.01mass%以上且 0.08mass%以下的 Sb、0.02mass%以上且 0.08mass%以下的 As、0.01mass%以上且 0.10mass%以下的 Bi 之 1 種或 2 種以上。

【0039】 本發明的第 1、2 實施形態之快削性銅合金中，作為不可避免的雜質之 Fe、Mn、Co 及 Cr 的總量小於 0.08mass%為較佳。

【0040】 此外，本發明的第 1、2 實施形態之快削性銅合金中， κ 相中所含之 Sn 的量為 0.43mass%以上且 0.90mass%以下，且 κ 相中所含之 P 的量為 0.06mass%以上且 0.22mass%以下為較佳。

【0041】 又，本發明的第 1、2 實施形態之快削性銅合金中，U 形凹口形狀的夏比衝擊試驗值為 $12\text{J}/\text{cm}^2$ 以上且 $45\text{J}/\text{cm}^2$ 以下，並且在負載有室溫下的 0.2%保證應力（相當於 0.2%保證應力之荷載）之狀態下將銅合金於 150°C 下保持 100 小時之後的潛變應變為 0.4%以下為較佳。

本發明的第 1、2 實施形態之經由熱加工之快削性銅合金（熱加工材料）中，在與抗拉強度 S (N/mm^2)、伸長率 E (%)、夏比衝擊試驗值 I (J/cm^2) 之間的關係中，抗拉強度 S 為 $550\text{N}/\text{mm}^2$ 以上，伸長率 E 為 12%以上，U 形凹口形狀的夏比衝擊試驗值 I 為 $12\text{J}/\text{cm}^2$ 以上且 $45\text{J}/\text{cm}^2$ 以下，並且作為抗拉強度 (S) 與 $\{(伸長率 (E) + 100) / 100\}$ 的

$1/2$ 次冪的積之 $f8 = S \times \{(E+100)/100\}^{1/2}$ 的值為 650 以上，或者作為 $f8$ 與 I 的和之 $f9 = S \times \{(E+100)/100\}^{1/2} + I$ 的值為 665 以上為較佳。

【0042】 以下，對如上述那樣規定組成關係式 $f1$ 、 $f2$ 、 $f3$ 、金相組織、組織關係式 $f4$ 、 $f5$ 、 $f6$ 、 $f7$ 以及機械特性之理由進行說明。

【0043】 < 成分組成 >

(Cu)

Cu 為本實施形態的合金的主要元素，為了克服本發明的課題，需要至少含有 76.0mass% 以上的量的 Cu。Cu 含量小於 76.0mass% 時，雖然依 Si、Zn、Sn 的含量、製造製程而不同，但 γ 相所佔之比例超過 2%，不僅耐脫鋅腐蝕性變差，而且耐應力腐蝕破裂性、衝擊特性、耐孔蝕性、耐沖蝕腐蝕性、延展性、常溫強度及高溫潛變亦差。在某些情況下，有時亦會出現 β 相。因此，Cu 含量的下限為 76.0mass% 以上，較佳為 76.5mass% 以上，更佳為 76.8mass% 以上。

另一方面，若 Cu 含量超過 78.7mass%，則不僅對耐蝕性、耐孔蝕性、耐沖蝕腐蝕性、強度的效果飽和，而且 κ 相所佔之比例亦可能變得過多。又，容易析出 Cu 濃度高的 μ 相，或在某些情況下容易析出 ζ 相、 χ 相。其結果，雖然依金相組織的要件而不同，但可能導致切削性、衝擊特性、延展性、熱加工性變差。因此，Cu 含量的上限為 78.7mas

s%以下，較佳為 78.3mass%以下，在重視延展性和衝擊特性時，較佳為 78.0mass%以下，更佳為 77.7mass%以下。

【0044】 (Si)

Si 係為了得到本實施形態的合金的許多優異之特性而所需之元素。Si 有助於形成 κ 相、 γ 相、 μ 相等金屬相。Si 提高本實施形態的合金的切削性、耐蝕性、耐應力腐蝕破裂性、耐孔蝕性、耐沖蝕腐蝕性、耐磨耗性、常溫強度及高溫特性。關於切削性，即使含有 Si 亦幾乎不會改善 α 相的切削性。但是，由於藉由含有 Si 而形成之 γ 相、 κ 相、 μ 相等比 α 相更硬的相的存在，即使不含有大量的 Pb，亦能夠具有優異之切削性。然而，隨著 γ 相或 μ 相等金屬相所佔之比例增加，延展性、衝擊特性下降。惡劣環境下的耐蝕性變差。進而在可以承受長期使用之高溫潛變特性上產生問題。另一方面， κ 相有助於提高切削性、強度、耐孔蝕性、耐磨耗性，但若 κ 相過多，則降低延展性、衝擊特性、加工性，在某些情況下亦使切削性變差。因此，需要將 κ 相、 γ 相、 μ 相、 β 相規定在適當的範圍內。

【0045】 為了解決該等金相組織的問題並滿足所有各種特性，雖然依 Cu、Zn、Sn 等的含量而不同，但 Si 需要含有 3.1mass%以上。Si 含量的下限較佳為 3.15mass%以上，更佳為 3.17mass%以上，進一步較佳為 3.2mass%以上。表面上，為了減少 Si 濃度高的 γ 相和 μ 相所佔之比例，認為應

降低 Si 含量。但是，深入研究了與其他元素的摻合比例及製造製程之結果，需要如上述那樣規定 Si 含量的下限。又，雖然依其他元素、組成關係式、製造製程而不同，但若 Si 含量超過約 3%，則能夠使 α 相內存在細長的針狀 κ 相。而且，以 Si 含量 3.1mass%~3.15mass%為界，針狀 κ 相的量增加。以下，還將存在於 α 相內之 κ 相稱為 κ_1 相。藉由存在於 α 相內之 κ 相， α 相增強，並且能夠不損害延展性而提高抗拉強度、高溫強度、切削性、耐孔蝕性、耐沖蝕腐蝕性、耐蝕性、耐磨耗性及衝擊特性。

另一方面，若 Si 含量過多，則 κ 相變得過多，延展性、衝擊特性以及切削性變差。因此，Si 含量的上限為 3.6mass%以下，較佳為 3.5mass%以下，如果重視延展性或衝擊特性，則較佳為 3.45mass%以下，更佳為 3.4mass%以下。

【0046】 (Zn)

Zn 與 Cu、Si 一同為本實施形態的合金的主要構成元素，係為了提高切削性、耐蝕性、強度、鑄造性所需之元素。再者，Zn 雖然作為剩餘部分而存在，但如果執意要記載，Zn 含量的上限約為 20.5mass%以下，下限約為 16.5mass%以上。

【0047】 (Sn)

Sn 大幅提高在惡劣環境下的耐脫鋅腐蝕性、耐孔蝕性、耐沖蝕腐蝕性，並提高耐應力腐蝕破裂性、切削性、耐磨

耗性。包括複數個金屬相（構成相）之銅合金中，各金屬相的耐蝕性存在優劣，即使最終成為 α 相和 κ 相這 2 相，亦會從耐蝕性差的相開始腐蝕而腐蝕進展。Sn 提高耐蝕性最優異之 α 相的耐蝕性，並且還同時改善耐蝕性第二優異之 κ 相的耐蝕性。就 Sn 而言，與分佈於 α 相之量相比，分佈於 κ 相之量約為 1.4 倍。亦即分佈於 κ 相之 Sn 量為分佈於 α 相之 Sn 量的約 1.4 倍。Sn 量增加多少， κ 相的耐蝕性隨之進一步提高。隨著 Sn 含量的增加， α 相與 κ 相的耐蝕性的優劣幾乎消失，或者至少縮小 α 相與 κ 相的耐蝕性之差，從而大幅提高作為合金的耐蝕性。

【0048】然而，含有 Sn 會促進 γ 相或 β 相的形成。Sn 自身不具有優異之切削性功能，但藉由形成具有優異之切削性能之 γ 相，結果提高合金的切削性。另一方面， γ 相使合金的耐蝕性、延展性、衝擊特性、高溫特性變差，且使強度下降。當含有約 0.5% 的 Sn 時，與 α 相相比，Sn 大多分佈於 γ 相中約 7 倍至約 15 倍。亦即分佈於 γ 相之 Sn 量為分佈於 α 相之 Sn 量的約 7 倍至約 15 倍。與不含 Sn 之 γ 相相比，在耐蝕性略有改善之程度下，含有 Sn 之 γ 相有所不足。這樣，儘管 κ 相、 α 相的耐蝕性提高，但在 Cu-Zn-Si 合金中含有 Sn 會促進 γ 相的形成。因此，如果不將 Cu、Si、P、Pb 這些必需元素設為更加適當的摻合比率並且設為包括製造製程之適當的金相組織狀態，則含有 Sn 將只能略微提高

κ 相、 α 相的耐蝕性。相反因 γ 相的增大而導致合金的耐蝕性、延展性、衝擊特性、高溫特性、抗拉強度降低。

藉由 α 相、 κ 相中的 Sn 濃度的增加，實現 α 相、 κ 相的增強，從而能夠提高耐孔蝕性、耐沖蝕腐蝕性、耐磨耗性。此外，存在於 α 相中之細長的 κ 相使 α 相增強，並更有效地作用於該等特性。

又，若 κ 相中含有 Sn，則 κ 相的切削性提高。其效果藉由與 P 一同添加而增加。

如上所述，依據如何利用 Sn，耐蝕性、耐孔蝕性、耐沖蝕腐蝕性、耐磨耗性、常溫強度、高溫特性、衝擊特性、切削性受到很大影響。如果其利用方法錯誤，則隨著 γ 相的增加反而會使該等特性變差。

【0049】 藉由控制包括後述之關係式、製造製程在內的金相組織，能夠製成各種特性優異之銅合金。為了發揮該種效果，需要將 Sn 的含量的下限設為 0.40mass% 以上，較佳為 0.45mass% 以上，更佳為 0.48mass% 以上。

另一方面，若含有超過 0.85mass% 的 Sn，則無論在組成的摻合比例上花費精力還是在製造製程上花費精力， γ 相所佔之比例均亦增加。又，Sn 在 κ 相中的固溶量變得過多，從而對耐孔蝕性、耐沖蝕腐蝕性的效果亦飽和。 κ 相中存在過多的 Sn 會使 κ 相的韌性受損，並降低延展性、衝擊特性。Sn 含量的上限為 0.85mass% 以下，較佳為 0.77ma

ss%以下，更佳為 0.70mass%以下。

【0050】 (Pb)

含有 Pb 會提高銅合金的切削性。約 0.003mass%的 Pb 固熔於基地中，超過該量之 Pb 作為直徑 1 μ m 左右的 Pb 粒子而存在。本實施形態的合金的切削性基本上係利用了比 α 相硬的 κ 相的切削性功能者，若具備軟質的 Pb 粒子這樣的不同之作用，則切削性進一步提高。就本實施形態的合金而言，合金中藉由在 κ 相中含有 Sn、確保 κ 相的適當量、在 α 相中存在 κ_1 相等而具備高度的切削性能，因此能夠以微量 Pb 發揮充分的效果。以 0.005mass%以上的 Pb 發揮效果。較佳為 0.006mass%以上。

Pb 對人體有害，本實施形態的合金含有許多 κ 相並且很難將 γ 相設為 0%，因此隨著 Pb 含量的增加，對延展性、衝擊特性、常溫強度、高溫特性的影響變大。本實施形態的合金已具備高度的切削性，並且如果考慮人體等的影響，Pb 的含量小於 0.020mass%足以。較佳為 0.018mass%以下。

【0051】 (P)

P 提高惡劣環境下的耐脫鋅腐蝕性、切削性、耐孔蝕性、耐沖蝕腐蝕性及耐磨耗性。尤其，藉由與 Sn 一同添加 P 而使其效果顯著。

就 P 而言，與分佈於 α 相之量相比，分佈於 κ 相之量約為 2 倍。亦即，分佈於 κ 相之 P 量為分佈於 α 相之 P 量

的約 2 倍。又，P 具有提高 α 相的耐蝕性之較大效果，但單獨添加 P 時提高 κ 相的耐蝕性之效果較小。P 藉由與 Sn 共存，能夠提高 κ 相的耐蝕性，但幾乎不改善 γ 相的耐蝕性。又，P 的切削性效果藉由一同添加 P 和 Sn 而成為更有效者。

為了發揮該等效果，P 含量的下限為 0.05mass% 以上，較佳為 0.06mass% 以上，更佳為 0.07mass% 以上。

另一方面，即使含有超過 0.14mass% 的 P，不僅耐蝕性的效果飽和，而且由於 κ 相中的 P 濃度的上升，衝擊特性、延展性變差，亦對切削性產生不良影響。又，容易形成 P 與 Si 的化合物。因此，P 含量的上限為 0.14mass% 以下，較佳為 0.13mass% 以下，更佳為 0.12mass% 以下。

【0052】 (Sb、As、Bi)

Sb、As 這兩者與 P、Sn 相同地進一步提高尤其在惡劣環境下的耐脫鋅腐蝕性、耐應力腐蝕破裂性。

為了藉由含有 Sb 來提高耐蝕性，需要含有 0.01mass% 以上的 Sb，含有 0.015mass% 以上的量的 Sb 為較佳。另一方面，即使含有超過 0.08mass% 的 Sb，耐蝕性提高之效果亦會飽和， γ 相反而增加，因此 Sb 的含量為 0.08mass% 以下，較佳為 0.06mass% 以下。

又，為了藉由含有 As 來提高耐蝕性，需要含有 0.02mass% 以上的量的 As，0.025mass% 以上為較佳。另一方面，

即使含有超過 0.08mass% 的 As，耐蝕性提高之效果亦會飽和，因此 As 的含量為 0.08mass% 以下，較佳為 0.06mass% 以下。

藉由單獨含有 Sb 來提高 α 相的耐蝕性。Sb 係熔點比 Sn 高之低熔點金屬，顯示與 Sn 類似的動作，與 α 相相比，大多分佈於 γ 相、 κ 相，並提高 κ 相的耐蝕性。但是，Sb 不僅幾乎不具有改善 γ 相的耐蝕性之效果，而且含有過量的 Sb 可能會導致 γ 相增加。因此，即便為了利用 Sb，亦將 γ 相設為 2.0% 以下為較佳。

在 Sn、P、Sb、As 中，As 增強 α 相的耐蝕性。即使 κ 相被腐蝕，由於 α 相的耐蝕性得到提高，因此 As 發揮阻止在連鎖反應中發生之 α 相的腐蝕之作用。然而，無論在單獨添加 As 時還是在與 Sn、P、Sb 一同添加 As 時，提高 κ 相、 γ 相的耐蝕性之效果均較小。

再者，當一同含有 Sb、As 時，即使 Sb、As 的總計含量超過 0.10mass%，耐蝕性提高之效果亦會飽和，從而延展性、衝擊特性降低。因此，Sb、As 的總計含量設為 0.10mass% 以下為較佳。

Bi 進一步提高銅合金的切削性。為此，需要含有 0.01mass% 以上的量的 Bi，含有 0.02mass% 以上的 Bi 為較佳。另一方面，雖然 Bi 對人體的有害性尚不確定，但從對衝擊特性、高溫強度的影響考慮，Bi 的含量的上限設為 0.10ma

ss%以下，較佳設為 0.05mass%以下。

【0053】（不可避免的雜質）

作為本實施形態中的不可避免的雜質，例如可舉出 Al、Ni、Mg、Se、Te、Fe、Mn、Co、Ca、Zr、Cr、Ti、In、W、Mo、B、Ag 及稀土類元素等。

一直以來，快削性銅合金以回收之銅合金為主原料，而非以電解銅、電解鋅等優質原料為主。在該領域的下一製程（下游製程、加工製程）中，對大部分構件、組件實施切削加工，相對材料 100 以 40~80 的比例產生大量廢棄之銅合金。例如可舉出切屑、切邊、毛邊、橫流道（runner）及包含製造上不良之產品等。該等廢棄之銅合金成為主原料。若切削的切屑等的分離不充分，則從其他快削性銅合金混入 Pb、Fe、Mn、Se、Te、Sn、P、Bi、Sb、As、Ca、Al、Zr、Ni 及稀土類元素。又，切削切屑中含有從工具混入之 Fe、W、Co、Mo 等。由於廢料含有電鍍之產品，因此混入 Ni、Cr、Sn。純銅系廢料中混入 Mg、Fe、Te、Se、Cr、Ti、Co、In、Ni。從資源的再利用方面以及成本問題考慮，在至少不對特性產生不良影響的範圍內，含有該等元素之切屑等廢料在一定限度內被用作原料。

根據經驗，Ni 大多從廢料等中混入，Ni 的量被允許到小於 0.06mass%，Ni 的量係 0.05mass%以下為較佳。

Fe、Mn、Co、Cr 等與 Si 形成金屬間化合物，在某些

情況下與 P 形成金屬間化合物，從而影響切削性、耐蝕性及其他特性。雖然依 Cu、Si、Sn、P 的含量、關係式 f1、f2 而不同，但 Fe 容易與 Si 化合，並且含有 Fe 可能會消耗與 Fe 等量的 Si，並促進對切削性有不良影響之 Fe-Si 化合物的形成。因此，Fe、Mn、Co 及 Cr 各自的量係 0.05mass% 以下為較佳，0.04mass% 以下為更佳。又，Fe 亦容易與 P 形成金屬間化合物，不僅消耗 P，而且金屬間化合物還阻礙切削性。因此，將 Fe、Mn、Co 及 Cr 的總計含量設為小於 0.08mass% 為較佳。該總量（Fe、Mn、Co 及 Cr 的總量）更佳為小於 0.07mass%，如果原料情況允許，則進一步較佳為小於 0.06mass%。

另一方面，對於 Ag，一般 Ag 被視為 Cu，並對各種特性幾乎沒有影響，因此無需特別限制，但小於 0.05mass% 為較佳。

Te、Se 其元素自身具有快削性，雖然稀少但可能會大量混入。如果考慮對延展性和衝擊特性的影響，Te、Se 各自的含量小於 0.03mass% 為較佳，小於 0.02mass% 為進一步較佳。

作為其他元素之 Al、Mg、Ca、Zr、Ti、In、W、Mo、B 及稀土類元素各自的量小於 0.03mass% 為較佳，小於 0.02mass% 為更佳，小於 0.01mass% 為進一步較佳。

再者，稀土類元素的量為 Sc、Y、La、Ce、Pr、Nd、P

m、Sm、Eu、Gd、Tb、Dy、Ho、Er、Tm、Tb 及 Lu 中的 1 種以上的總量。

如果考慮對本實施形態的合金的特性的影響，管理和限制該等不可避免的雜質的量為較佳。

【0054】（組成關係式 f1）

組成關係式 f1 為表示組成與金相組織之間的關係之公式，即使各元素的量在上述規定之範圍內，如果不滿足該組成關係式 f1，則無法滿足本實施形態設為目標之各種特性。組成關係式 f1 中，Sn 被賦予較大係數 -7.5。若組成關係式 f1 小於 75.0，雖然依其他關係式而不同，但 γ 相所佔之比例增加，又， γ 相的長邊變長。藉此，不僅耐蝕性變差，而且常溫下的強度降低，延展性、衝擊特性、高溫特性變差，又，耐孔蝕性、耐沖蝕腐蝕性亦變差。因此，組成關係式 f1 的下限為 75.0 以上，較佳為 75.5 以上，更佳為 75.8 以上。隨著組成關係式 f1 成為更佳的範圍， γ 相的面積率減小，即使存在 γ 相， γ 相亦會粒狀化。亦即具有成為長邊的長度較短的 γ 相之傾向，耐蝕性、衝擊特性、延展性、常溫下的強度、高溫特性進一步提高。

另一方面，當 Sn 含量在本實施形態的範圍內時，組成關係式 f1 的上限主要影響 κ 相所佔之比例。若組成關係式 f1 大於 78.2，則 κ 相所佔之比例變得過多，又， μ 相變得容易析出。若 κ 相過多，則衝擊特性、延展性、切削性、

熱加工性、耐沖蝕腐蝕性變差。因此，組成關係式 f1 的上限為 78.2 以下，較佳為 77.7 以下，更佳為 77.3 以下。

這樣，藉由將組成關係式 f1 規定在上述範圍內，可得到特性優異之銅合金。再者，關於作為選擇元素之 As、Sb、Bi 及另外規定之不可避免的雜質，綜合考慮它們的含量，幾乎不影響組成關係式 f1，因此在組成關係式 f1 中並未規定。

【0055】（組成關係式 f2）

組成關係式 f2 為表示組成與加工性、各種特性、金相組織之間的關係之公式。若組成關係式 f2 小於 60.0，則金相組織中的 γ 相所佔之比例增加，包括 β 相在內容易出現其他金屬相，又容易殘留，從而耐蝕性、延展性、衝擊特性、冷加工性、高溫強度特性變差。又，在熱鍛造時晶粒變得粗大，且容易產生破裂。因此，組成關係式 f2 的下限為 60.0 以上，較佳為 60.2 以上，更佳為 60.3 以上。

另一方面，若組成關係式 f2 超過 61.5，則熱變形阻力增大，熱變形能力下降，熱擠出材料和熱鍛造品可能會產生表面破裂。又，可能會出現與熱加工方向平行的方向的長度超過 $500\mu\text{m}$ ，且寬度超過 $150\mu\text{m}$ 這樣的粗大的 α 相。若存在粗大的 α 相，則切削性下降，強度降低。而且，以粗大的 α 相與 κ 相的邊界為中心，容易存在長邊的長度長的 γ 相，耐蝕性、耐孔蝕性、耐沖蝕腐蝕性、高溫特性、

耐磨耗性變差。另一方面，亦對存在於 α 相內之針狀 κ 相的生成產生影響， f_2 的值越大， κ_1 相越難以存在。組成關係式 f_2 的上限為 61.5 以下，較佳為 61.3 以下，更佳為 61.2 以下。這樣，藉由將組成關係式 f_2 設定在狹小範圍內，能夠得到良好的耐蝕性、耐沖蝕腐蝕性、強度、切削性、熱加工性、衝擊特性及高溫特性。

再者，關於作為選擇元素之 As、Sb、Bi 及另外規定之不可避免的雜質，綜合考慮它們的含量，幾乎不影響組成關係式 f_2 ，因此組成關係式 f_2 中並未規定。

【0056】（組成關係式 f_3 ）

含有 0.40mass% 以上的量的 Sn 會尤其提高耐孔蝕性、耐沖蝕腐蝕性。本實施形態中，減少金相組織中的 γ 相，並且有效地使 κ 相或 α 相中含有更多的 Sn。此外，藉由與 P 一同添加 Sn，進一步提高其效果。組成關係式 f_3 與 P 和 Sn 的摻合比例相關，若 P/Sn 的值為 0.09 以上且 0.30 以下，亦即大概以原子濃度計，相對於 Sn1 原子，P 原子數為 $1/3 \sim 1.1$ ，則能夠提高耐蝕性、耐孔蝕性、耐沖蝕腐蝕性。 f_3 較佳為 0.10 以上。又， f_3 的較佳的上限值為 0.27 以下。若低於 P/Sn 的範圍的下限，則耐蝕性、耐孔蝕性、耐沖蝕腐蝕性尤其變差，若超過上限，則衝擊特性、延展性尤其變差。

【0057】（與專利文獻的比較）

此處，將上述專利文獻 3～12 中所記載之 Cu-Zn-Si 合金與本實施形態的合金的組成進行比較之結果示於表 1。

本實施形態與專利文獻 3 中，Pb 的含量不同。本實施形態與專利文獻 5 中，在是否規定 P/Sn 比方面不同。本實施形態與專利文獻 4 中，Pb 的含量不同。本實施形態與專利文獻 6、7 中，在是否含有 Zr 方面不同。本實施形態與專利文獻 8 中，在是否含有 Fe 方面不同。本實施形態與專利文獻 9 中，在是否含有 Pb 方面不同，且在是否含有 Fe、Ni、Mn 方面亦不同。專利文獻 10 在不含 Sn、P、Pb 方面與本實施形態不同。專利文獻 5 中，關於有助於強度、切削性及耐磨耗性且存在於 α 相中之 κ1 相、f2、f7 並未記載，並且強度平衡亦較低。專利文獻 11 係關於加熱到 700℃ 以上之釐焊且關於釐焊結構體者。專利文獻 12 係關於滾軋加工到螺釘或齒輪之原材料者。

如上所述，本實施形態的合金與專利文獻 3～12 中所記載之 Cu-Zn-Si 合金中，組成範圍不同。

【0058】 【表 1】

	Cu	Si	Sn	P	Pb	其他 必需元素
第 1 實施形態	76.0-78.7	3.1-3.6	0.40-0.85	0.05-0.14	0.005-小於 0.020	-
第 2 實施形態	76.5-78.3	3.15-3.5	0.45-0.77	0.06-0.13	0.006-0.018	-
專利文獻 3	69-79	2.0-4.0	0.3-3.5	0.02-0.25	-	-
專利文獻 4	69-79	2.0-4.0	0.3-3.5	0.02-0.25	0.02-0.4	-
專利文獻 5	71.5-78.5	2.0-4.5	0.1-1.2	0.01-0.2	0.005-0.02	-
專利文獻 6	69-88	2-5	0.1-2.5	0.01-0.25	0.004-0.45	Zr:0.0005-0.04
專利文獻 7	69-88	2-5	0.05-1.5	0.01-0.25	0.005-0.45	Zr:0.0005-0.04
專利文獻 8	74.5-76.5	3.0-3.5	0.05-0.2	0.04-0.10	0.01-0.25	Fe:0.11-0.2

專利文獻 9	70-83	1-5	0.01-2	0.1 以下	-	Fe、Co:0.01-0.3 Ni:0.01-0.3 Mn:0.01-0.3
專利文獻 10	-	0.25-3.0	-	-	-	-
專利文獻 11	73.0-79.5	2.5-4.0	0.03-1.0	0.015-0.2	0.003-0.25	-
專利文獻 12	73.5-79.5	2.5-3.7	0.03-1.0	0.015-0.2	0.003-0.25	-

【0059】 < 金相組織 >

Cu-Zn-Si 合金存在 10 種以上的相，會產生複雜的相變，僅由組成範圍、元素的關係式，未必一定可以得到目標特性。最終藉由指定並確定存在於金相組織中之金屬相的種類及其範圍，能夠得到目標特性。

在由複數個金屬相構成之 Cu-Zn-Si 合金的情況下，各相的耐蝕性並不相同而存在優劣。腐蝕從耐蝕性最差的相亦即最容易腐蝕的相，或者從耐蝕性差的相和與該相相鄰的相之間的邊界開始進展。在包括 Cu、Zn、Si 這 3 種元素之 Cu-Zn-Si 合金的情況下，例如若將 α 相、 α' 相、 β （包括 β' ）相、 κ 相、 γ （包括 γ' ）相、 μ 相的耐蝕性進行比較，則耐蝕性的順序從優異相起依次為 α 相 $>$ α' 相 $>$ κ 相 $>$ μ 相 $\geq$ γ 相 $>$ β 相。 κ 相與 μ 相之間的耐蝕性之差尤其大。

【0060】 此處，各相的組成的數值依據合金的組成及各相的佔有面積率而變動，可以說如下。

各相的 Si 濃度從濃度由高到低的順序依次為 μ 相 $>$ γ 相 $>$ κ 相 $>$ α 相 $>$ α' 相 $\geq$ β 相。 μ 相、 γ 相及 κ 相中的 Si 濃度比合金成分的 Si 濃度高。又， μ 相的 Si 濃度為 α 相的 Si 濃度的約 2.5～約 3 倍， γ 相的 Si 濃度為 α 相的 Si 濃度的約 2～約 2.5 倍。

各相的 Cu 濃度從濃度由高到低的順序依次為 μ 相 $>$ κ 相 $\geq$ α 相 $>$ α' 相 $\geq$ γ 相 $>$ β 相。 μ 相中的 Cu 濃度比合金的

Cu 濃度高。

【0061】專利文獻 3~6 所示之 Cu-Zn-Si 合金中，切削性功能最優異之 γ 相主要與 α' 相共存，或者存在於與 κ 相、 α 相之間的邊界中。 γ 相在對於銅合金而言惡劣的水質下或環境下，選擇性地成為腐蝕的產生源（腐蝕的起點）而腐蝕進展。當然，如果存在 β 相，則在 γ 相腐蝕之前 β 相開始腐蝕。當 μ 相與 γ 相共存時， μ 相的腐蝕比 γ 相略遲或幾乎同時開始。例如當 α 相、 κ 相、 γ 相、 μ 相共存時，若 γ 相和 μ 相選擇性地進行脫鋅腐蝕，則被腐蝕之 γ 相和 μ 相藉由脫鋅現象而成為富含 Cu 之腐蝕生成物，該腐蝕生成物使 κ 相或相鄰之 α' 相腐蝕，從而腐蝕連鎖反應性地進展。

【0062】再者，包括日本在內世界各地的飲用水的水質多種多樣，並且其水質逐漸成為銅合金容易腐蝕的水質。例如雖然具有上限，但由於對人體的安全性問題而用於消毒目的之殘留氯的濃度增加，作為自來水管用器具之銅合金成為容易腐蝕的環境。如還包含前述汽車組件、機械組件、工業用配管之構件的使用環境那樣，關於夾雜許多溶液之使用環境下的耐蝕性，亦可以說與飲用水相同或在其以上。又，從時代的要求考慮，為了確保高溫或高速流體下的耐蝕性、高壓容器、高壓閥的可靠性或應對薄壁/輕量化，需要高強度且高溫潛變優異、耐孔蝕性、耐沖蝕腐蝕性優異之銅合金構件。

【0063】 另一方面，即使控制 γ 相或 γ 相、 μ 相、 β 相的量，亦即大幅減少或消除該等各相的存在比例，由 α 相、 κ 相這兩相構成之 Cu-Zn-Si 合金的耐蝕性亦非萬無一失。依腐蝕環境，耐蝕性比 α 相差的 κ 相可能被選擇性地腐蝕，需要提高 κ 相的耐蝕性。進而，若 κ 相被腐蝕，則被腐蝕之 κ 相成為富含 Cu 之腐蝕生成物，藉由該腐蝕生成物而使 α 相腐蝕。因此亦需要提高 α 相的耐蝕性。

【0064】 又， γ 相是硬而脆的相，並且在對銅合金構件施加較大負載時，微觀上成為應力集中源。 γ 相成為應力集中源，因此在切削時成為切屑分割的起點並促進切屑分割，從而發揮降低切削阻力之作用。這樣，雖然可以提高切削性，但會增加應力腐蝕破裂感受性，降低延展性和衝擊特性。又，由於高溫潛變現象而降低高溫強度。與 γ 相相同地， μ 相為含有大量 Si 之硬質相，並且主要存在於 α 相的晶粒邊界、 α 相、 κ 相的相邊界。因此與 γ 相相同地， μ 相成為微觀應力集中源。由於成為應力集中源或晶界滑移現象， μ 相使延展性、衝擊特性降低，並且使高溫強度降低。又， γ 相和 μ 相使耐孔蝕性、耐沖蝕腐蝕性變差。再者，與 γ 相相同地，雖然成為應力集中源，但改善切削性之效果比 γ 相小。

【0065】 然而，若為了改善耐蝕性和前述各種特性而大幅減少或消除 γ 相或 γ 相與 μ 相的存在比例，則僅藉由含有少

量的 Pb 和 α 相、 κ 相這 2 相，可能無法得到令人滿意的切削性。因此，為了以含有少量的 Pb 且具有優異之切削性為前提而改善惡劣的使用環境下的耐蝕性及延展性、衝擊特性、強度、高溫強度、耐孔蝕性、耐沖蝕腐蝕性，需要如下規定金相組織的構成相（金屬相、結晶相）。

再者，以下，各相所佔之比例（存在比例）的單位為面積率（面積%）。

【0066】（ γ 相）

γ 相為最有助於 Cu-Zn-Si 合金的切削性之相，但為了使惡劣環境下的耐蝕性、耐孔蝕性、耐沖蝕腐蝕性、延展性、強度、高溫特性、衝擊特性成為優異者，不得不限制 γ 相。為了使耐蝕性、耐孔蝕性、耐沖蝕腐蝕性成為優異者，需要含有 Sn，但隨著 Sn 含量的增加， γ 相進一步增加。為了同時滿足該等矛盾之現象亦即切削性和耐蝕性，限定了 Sn、P 的含量、組成關係式 f1、f2、f3、後述組織關係式及製造製程。

【0067】（ β 相及其他相）

為了藉由獲得良好的耐蝕性、耐孔蝕性、耐沖蝕腐蝕性而得到高延展性、衝擊特性、強度及高溫特性，金相組織中所佔之 β 相、 γ 相、 μ 相及 ζ 相等其他相的比例尤為重要。 β 相所佔之比例至少需要設為 0% 以上且 0.3% 以下，係 0.1% 以下為較佳，最佳為不存在 β 相。

除 α 相、 κ 相、 β 相、 γ 相、 μ 相以外的 ζ 相等其他相所佔之比例，較佳為 0.3% 以下，更佳為 0.1% 以下。最佳為不存在 ζ 相等其他相。

【0068】首先，為了得到優異之耐蝕性，需要將 γ 相所佔之比例設為 0% 以上且 2.0% 以下，並且將 γ 相的長邊的長度設為 $50\mu\text{m}$ 以下。

γ 相的長邊的長度藉由以下方法來測定。例如利用 500 倍或 1000 倍的金屬顯微照片，在 1 個視場中測定 γ 相的長邊的最大長度。如後述，主要在 5 個視場中的任意視場中進行該操作。計算在各視場中得到之 γ 相的長邊的最大長度的平均值，並作為 γ 相的長邊的長度。因此， γ 相的長邊的長度亦可以說是 γ 相的長邊的最大長度。

γ 相所佔之比例較佳為 1.5% 以下，更佳為 1.0% 以下，進一步較佳為 0.5% 以下。即使具有優異之切削性功能之 γ 相所佔之比例為 0.5% 以下，藉由因含有 Sn、P 提高了切削性能之 κ 相、含有少量的 Pb、並且存在於 α 相內之 κ 相（ κ_1 相），亦能夠具備作為合金而優異之切削性。

由於 γ 相的長邊的長度影響耐蝕性，因此 γ 相的長邊的長度為 $50\mu\text{m}$ 以下，較佳為 $40\mu\text{m}$ 以下，更佳為 $30\mu\text{m}$ 以下，最佳為 $20\mu\text{m}$ 以下。

γ 相的量越多， γ 相越容易被選擇性地被腐蝕，有效元素 Sn、P 無法有效地分佈於 κ 相。又， γ 相連續得越長，

越容易與之相應地選擇性地被腐蝕，腐蝕向深度方向的進展越快。就 γ 相而言， γ 相的量和 γ 相的長邊的長度一同影響耐蝕性以外的特性。較長連續之 γ 相主要存在於 α 相與 κ 相的邊界，隨著延展性的下降，常溫下的強度下降，並且衝擊特性、高溫特性、耐磨耗性、耐孔蝕性變差。

【0069】 γ 相所佔之比例及 γ 相的長邊的長度與 Cu、Sn、Si 的含量及組成關係式 f_1 、 f_2 具有很大相關。

【0070】 若 γ 相增加，則延展性、衝擊特性、常溫下的強度、高溫強度、耐應力腐蝕破裂性及耐磨耗性變差，因此 γ 相需要為 2.0%以下，較佳為 1.5%以下，更佳為 1.0%以下，進一步較佳為 0.5%以下。存在於金相組織中之 γ 相在負載有高應力時成為應力集中源。又，結合 γ 相的結晶結構為 BCC 的情況，常溫下的強度、高溫強度降低，且衝擊特性、耐應力腐蝕破裂性降低。

【0071】 (μ 相)

由於 μ 相影響耐蝕性以及耐孔蝕性、耐沖蝕腐蝕性、延展性、衝擊特性、高溫特性，因此至少需要將 μ 相所佔之比例設為 0%以上且 2.0%以下。 μ 相所佔之比例較佳為 1.0%以下，更佳為 0.3%以下，不存在 μ 相為最佳。 μ 相主要存在於晶粒邊界、相邊界。因此，在惡劣環境下， μ 相在 μ 相所存在之晶粒邊界產生晶界腐蝕。又，若施加衝擊作用，則容易產生以存在於晶界之硬質 μ 相為起點之裂痕。又，

例如在用於汽車的發動機轉動之閥或在高溫高壓氣閥中使用銅合金時，若於 150°C 的高溫下長時間進行保持，則晶界容易產生滑移、潛變。因此，需要限制 μ 相的量，同時將主要存在於晶粒邊界之 μ 相的長邊的長度設為 $25\mu\text{m}$ 以下。 μ 相的長邊的長度較佳為 $15\mu\text{m}$ 以下，更佳為 $5\mu\text{m}$ 以下，最佳為 $2\mu\text{m}$ 以下。

μ 相的長邊的長度可藉由與 γ 相的長邊的長度的測定方法相同的方法來測定。亦即，依據 μ 相的大小，主要用 500 倍或 1000 倍的金屬顯微照片、或 2000 倍或 5000 倍的二次電子像照片（電子顯微照片），在 1 個視場中測定 μ 相的長邊的最大長度。在 5 個視場中的任意視場中進行該操作。計算在各視場中得到之 μ 相的長邊的最大長度的平均值，並作為 μ 相的長邊的長度。因此， μ 相的長邊的長度亦可以說是 μ 相的長邊的最大長度。

【0072】（ κ 相）

在近年來的高速切削條件下，包括切削阻力、切屑排出性在內的材料的切削性能很重要。但是，為了在將具有最優異之切削性功能之 γ 相所佔之比例限制為 2.0% 以下，並且將具有優異之切削性功能之 Pb 含量限制為小於 0.020 mass% 之狀態下具備優異之切削性， κ 相所佔之比例至少需要設為 30% 以上。 κ 相所佔之比例較佳為 33% 以上，更佳為 35% 以上。

與 γ 相、 μ 相、 β 相相比， κ 相不脆，並且更富有延展性，耐蝕性優異。 γ 相、 μ 相沿著 α 相的晶界和相邊界而存在，但 κ 相中未觀察到這種傾向。又，與 α 相相比， κ 相的除了延展性以外的強度、切削性、孔蝕性、耐磨耗性及高溫特性優異。作為本實施形態的合金之 α 相與 κ 相的混合組織藉由設為適當的相比率進而改善 α 相、 κ 相，能夠製成包含切削性之各種機械性質、各種耐蝕性優異之銅合金。

隨著 κ 相增加，切削性提高，由於 κ 相為硬質相，因此抗拉強度變高。另一方面，隨著 κ 相的增加，延展性和衝擊特性逐漸降低。而且，若 κ 相所佔之比例超過 60% 而達到約 2/3，則 κ 相為高強度，硬質性質優於切削性改善功能，切削阻力增大並且切屑的分割性變差。同時，引起延展性和衝擊特性的降低，隨著延展性的降低，抗拉強度亦飽和。因此，藉由在金相組織中使約 1/3 以上的軟質的 α 相與 2/3 以下的硬質的 κ 相共存， κ 相的切削性能和高強度之優異特性比 κ 相的延展性和衝擊特性的問題活躍。又，本實施形態中， κ 相中含有約 0.43mass% 至約 0.90mass% 的量的 Sn， κ 相的孔蝕性、耐沖蝕腐蝕性、耐蝕性、耐磨耗性、切削性功能成為更優異者，而於此相反， κ 相的延展性、衝擊特性進一步降低。因此，考慮到切削性、延展性和衝擊特性時， κ 相所佔之比例至少需要設定為 65% 以下。

κ 相所佔之比例較佳為 60%以下，更佳為 56%以下，進一步較佳為 52%以下。

同時，藉由組成和製造製程的條件，能夠使針狀 κ 相（ $\kappa 1$ 相）存在於 α 相中。藉由使 κ 相存在於 α 相中，能夠實現 α 相自身的切削性能、強度、高溫特性、耐磨耗性等機械性質方面的提高、以及耐孔蝕性、耐沖蝕腐蝕性的提高。其結果，作為合金的切削性、常溫下的強度、高溫特性、耐蝕性、耐孔蝕性、耐沖蝕腐蝕性及耐磨耗性提高。

【0073】（ α 相及其改善）

α 相為形成基地之主要相，係成為包含本實施形態的合金之所有銅合金的特性的來源之相。 α 相最富有延展性、韌性，係所謂的黏性相。然而， α 相的黏性增加合金的切削阻力，並使切屑成為連續者。為了使 α 相的切削性功能及機械性質成為良好者，使 α 相中含有 Sn 而略降低其黏性。而且，若針狀 κ 相（ $\kappa 1$ 相）存在於 α 相中，則 α 相自身的切削性功能進一步得到改善，強度、耐磨耗性被大大改善。因此，藉由使 α 相內存在適量的 $\kappa 1$ 相，能夠無損於延展性和韌性而提高合金的切削性、強度、耐磨耗性、耐孔蝕、耐沖蝕腐蝕性及高溫特性。這樣，本實施形態的合金中，藉由 $\kappa 1$ 相的存在， α 相其自身的切削性能提高，即使少量的 Pb 亦具有優異之切削性功能。

【0074】（ α 相中的細長的針狀 κ 相（ $\kappa 1$ 相）的存在）

若滿足組成、組成關係式 f_1 、 f_2 、製程的要件，則 α 相內將存在針狀 κ 相（ κ_1 相）。該 κ 相比 α 相硬。存在於 α 相內之 κ 相（ κ_1 相）的厚度為約 $0.1\mu\text{m}$ 至約 $0.2\mu\text{m}$ 左右（約 $0.05\mu\text{m}$ ～約 $0.5\mu\text{m}$ ），厚度的特徵薄、細長、且為針狀。藉由使 α 相中存在針狀 κ_1 相，能夠得到以下效果。

- 1) α 相增強，作為合金的抗拉強度提高。
- 2) α 相的切削性提高，合金的切削阻力下降或切屑分割性提高等切削性提高。
- 3) 由於存在於 α 相內，因此不對合金的耐蝕性產生不良影響。
- 4) α 相增強，合金的耐磨耗性提高。
- 5) 由於存在於 α 相內，因此對延展性、衝擊特性的影響很輕微。

存在於 α 相中之針狀 κ 相影響 Cu、Zn、Si 等構成元素和關係式。在滿足本實施形態的組成、金相組織的要件的情況下，若 Si 量超過約 $3.0\text{mass}\%$ ，則 α 相中開始存在針狀 κ_1 相。在 Si 量約為 $3.1\text{mass}\%$ ～約 $3.15\text{mass}\%$ 時， κ_1 相將更明顯地存在於 α 相中。但是， κ_1 相的存在受到組成關係式 f_2 或 f_1 的很大影響，若 f_2 的值較大，則 κ_1 相變得難以存在。

另一方面，若 α 相中的 κ_1 相所佔之比例增加，亦即若 κ_1 相的量變得過多，則會損害 α 相所具有之延展性和衝擊

特性。其結果，合金的延展性和衝擊特性受損，強度亦降低。 α 相中的 κ_1 相所佔之比例主要與金相組織中的 κ 相的比例有關，並且亦受到Cu、Si、Zn的含量、關係式的影響。若 κ 相所佔之比例超過65%，則存在於 α 相中之 κ_1 相的比例變得過多。還從存在於 α 相中之適當量的 κ_1 相的觀點考慮，金相組織中的 κ 相的量為65%以下，較佳為60%以下，在重視延展性和衝擊特性時，較佳為56%以下，進一步較佳為52%以下。

就存在於 α 相內之 κ_1 相而言，若使用金屬顯微鏡以500倍的倍率、在某些情況下放大到約1000倍，則能夠確認為細的線狀物、針狀物。但是，由於很難計算 κ_1 相的面積率，因此 α 相中的 κ_1 相設為包含於 α 相的面積率者。

【0075】（組織關係式 f_4 、 f_5 、 f_6 ）

為了得到優異之各種耐蝕性、延展性、強度、衝擊特性及高溫特性，作為富有延展性且耐蝕性優異之主要相之 α 相與 κ 相所佔之比例的總計（組織關係式 $f_4 = (\alpha) + (\kappa)$ ）為96.5%以上。該 f_4 的值較佳為97.5%以上，更佳為98%以上，最佳為98.5%以上。由於規定了 κ 相的範圍，因此 α 相的範圍亦大致被確定。

相同地， α 相、 κ 相、 γ 相、 μ 相所佔之比例的總計（組織關係 $f_5 = (\alpha) + (\kappa) + (\gamma) + (\mu)$ ）為99.4%以上，較佳為99.6%以上。

此外，需要 γ 相、 μ 相所佔之總計的比例 ($f_6 = (\gamma) + (\mu)$) 為 0% 以上且 3.0% 以下。該 f_6 的值較佳為 2.0% 以下，更佳為 1.0% 以下，最佳為 0.5% 以下。

此處，在金相組織的關係式 $f_4 \sim f_6$ 中，以 α 相、 β 相、 γ 相、 δ 相、 ε 相、 ζ 相、 η 相、 κ 相、 μ 相、 χ 相這 10 種金屬相為對象，金屬間化合物、Pb 粒子、氧化物、非金屬夾雜物、未溶解物質等不作為對象。又， κ_1 相包含在 α 相中，並且無法用 500 倍或 1000 倍的金屬顯微鏡觀察到的 μ 相被除外。再者，藉由 Si、P 及不可避免地混入之元素（例如 Fe、Co、Mn）形成之金屬間化合物並不算入金屬相面積率中，但是由於影響切削性，因此需要關注不可避免的雜質。

【0076】（組織關係式 f_7 ）

本實施形態的合金中，在 Cu-Zn-Si 合金中儘管將對人體有害的 Pb 的含量保持在最小限度，切削性亦優異。而且尤其需要滿足所有優異之耐蝕性、耐孔蝕性、耐沖蝕腐蝕性、衝擊特性、延展性、耐磨耗性、常溫強度、高溫特性。然而，切削性與優異之耐蝕性、衝擊特性係矛盾之特性。

從金相組織方面考慮，包含越多的切削性能最優異之 γ 相，切削性越佳，但從耐蝕性、衝擊特性及其他特性方面考慮，不得不減少 γ 相。得知了當 γ 相所佔之比例為 2.0% 以下時，為了得到良好的切削性，需要依實驗結果將上述組織關係式 f_7 的值設在適當的範圍內。

【0077】 關於與切削性相關之組織關係式 $f7$ ， γ 相的切削性能最優異，尤其當 γ 相為少量時，亦即當 γ 相的面積率為 2.0% 以下時，有效地有助於切削性。因此，對 γ 相所佔之比例（%）的平方根賦予比 κ 相高 6 倍的係數。又， κ 相含有 Sn，因此 κ 相的切削性提高。因此， κ 相被賦予 1.05 的係數，該係數為 μ 相的係數的 2 倍以上。為了得到良好的切削性能，組織關係式 $f7$ 需要為 35 以上，較佳為 38 以上，更佳為 42 以上。

另一方面，若組織關係式 $f7$ 超過 70，則切削阻力增大，切屑的分割性亦變差。而且，衝擊特性和延展性變差，隨著延展性降低，強度亦降低。因此，組織關係式 $f7$ 為 70 以下，較佳為 65 以下，更佳為 60 以下，進一步較佳為 55 以下。

【0078】（ κ 相中所含之 Sn、P 的量）

為了提高 κ 相的耐蝕性，於合金中含有 0.43mass% 以上且 0.90mass% 以下的量的 Sn，並且含有 0.06mass% 以上且 0.22mass% 以下的量的 P 為較佳。

本實施形態的合金中，Sn 的含量在前述範圍內時，且將分佈於 α 相之 Sn 量設為 1 時，Sn 以於 κ 相中約 1.4、於 γ 相中約 7 至約 15、於 μ 相中約 2 的比例被分佈。例如，在本實施形態的合金的情況下，在含有 0.5mass% 的 Sn 之 Cu-Zn-Si 合金中 α 相所佔之比例為 50%、 κ 相所佔之比例為

49%、 γ 相所佔之比例為 1%時， α 相中的 Sn 濃度約為 0.38 mass%， κ 相中的 Sn 濃度約為 0.53 mass%， γ 相中的 Sn 濃度約為 4 mass%。再者，若 γ 相的面積率大，則 γ 相中耗費之（消耗之）Sn 的量增加，分佈於 κ 相、 α 相之 Sn 的量減少。因此，若 γ 相的量減少，則如後述那樣 Sn 有效地利用於耐蝕性、切削性中。

另一方面，將分佈於 α 相之 P 量設為 1 時，P 以於 κ 相中約 2、於 γ 相中約 3、於 μ 相中約 4 的比例被分佈。例如，在本實施形態的合金的情況下，在含有 0.1 mass% 的 P 之 Cu-Zn-Si 合金中 α 相所佔之比例為 50%、 κ 相所佔之比例為 49%、 γ 相所佔之比例為 1%時， α 相中的 P 濃度約為 0.06 mass%， κ 相中的 P 濃度約為 0.12 mass%， γ 相中的 P 濃度約為 0.18 mass%。

【0079】 Sn、P 兩種元素提高 α 相、 κ 相的耐蝕性，但與 α 相中所含之 Sn、P 的量相比， κ 相中所含之 Sn、P 的量分別約 1.4 倍、約 2 倍。亦即， κ 相中所含之 Sn 量為 α 相中所含之 Sn 量的約 1.4 倍， κ 相中所含之 P 量為 α 相中所含之 P 量的約 2 倍。因此， κ 相的耐蝕性的提高程度優於 α 相的耐蝕性的提高程度。其結果， κ 相的耐蝕性接近 α 相的耐蝕性。而且，若 P/Sn 的比（f3）適當，則耐孔蝕性、耐沖蝕腐蝕性、耐蝕性進一步提高。

【0080】 當銅合金中的 Sn 的含量為 0.40 mass% 以下時，在

惡劣的條件下的耐孔蝕性、耐沖蝕腐蝕性上存在問題。該問題能夠藉由如下方式解決：增加 Sn 的含量並且增加 Sn 及 P 在 κ 相中的濃度，且對 P 和 Sn 的濃度比進行控制。耐蝕性亦同時變得良好。又，若 κ 相中分佈有許多 Sn，則 κ 相的切削性能提高，藉此，能夠補償由 γ 相減少而引起之切削性的損失量。

【0081】 另一方面，Sn 大多分佈於 γ 相，但即使在 γ 相中含有大量的 Sn， γ 相的耐蝕性亦幾乎不會提高，並且提高耐孔蝕性、耐沖蝕腐蝕性之效果亦較小。認為其主要原因係因為 γ 相的結晶結構為 BCC 結構。不僅如此，若 γ 相所佔之比例較多，則分佈於 κ 相之 Sn 的量減少， κ 相的耐蝕性、耐孔蝕性及耐沖蝕腐蝕性的提高程度亦減小。因此， κ 相中的 Sn 濃度較佳為 0.43mass% 以上，更佳為 0.47mass% 以上，進一步較佳為 0.54mass% 以上。 κ 相的延展性、韌性原來就比 α 相差，但如果 κ 相中的 Sn 濃度達到 1mass%，則 κ 相的延展性、韌性進一步受損。因此， κ 相中所含之 Sn 濃度較佳為 0.90mass% 以下，更佳為 0.84mass% 以下，進一步較佳為 0.78mass% 以下。若 κ 相中含有規定量的 Sn，則不會較大損害延展性、韌性而提高耐蝕性、耐孔蝕性及耐沖蝕腐蝕性，並且切削性、耐磨耗性亦得到提高。

【0082】 與 Sn 相同地，若 P 大多分佈於 κ 相，則耐蝕性、耐孔蝕性、耐沖蝕腐蝕性提高並且有助於提高 κ 相的切削

性。其中，當含有過多的 P 時，P 在形成與 Si 的金屬間化合物中被耗費並使特性變差，或者過多的 P 在 κ 相中的固溶損害 κ 相的延展性、韌性，從而損害作為合金的衝擊特性和延展性，並且隨著延展性的降低而引起強度的降低。 κ 相中所含之 P 濃度較佳為 0.06mass% 以上，更佳為 0.07mass% 以上，進一步較佳為 0.08mass% 以上。 κ 相中所含之 P 濃度的上限較佳為 0.22mass% 以下，更佳為 0.19mass% 以下，進一步較佳為 0.16mass% 以下。

藉由一同添加 P 和 Sn 來提高耐蝕性、耐孔蝕性、耐沖蝕腐蝕性及切削性。

【0083】 < 特性 >

（常溫強度及高溫強度）

作為包括接頭、配管、閥、汽車的閥、氫氣站、氫發電等處於高壓氫環境之容器在內的各種領域中所需的強度，抗拉強度受到重視。在壓力容器的情況下，其容許應力影響抗拉強度。又，例如在靠近汽車的發動機室之環境下使用之閥或高溫/高壓閥，於最高約 150℃ 的溫度環境下使用，但此時要求在施加有壓力、應力時不會變形或裂斷。本實施形態的合金不引起氫脆化，因此若具備高強度，則容許應力、容許壓力變高，能夠以與氫有關之用途更安全地使用。

為此，作為熱加工材料之熱擠出材料及熱鍛材料，係

常溫下的抗拉強度為 550N/mm^2 以上之高強度材料為較佳。常溫下的抗拉強度較佳為 565N/mm^2 以上，更佳為 575N/mm^2 以上，最佳為 590N/mm^2 以上。除本實施形態的合金以外沒有發現具備 590N/mm^2 以上的高抗拉強度且具備快削性之熱鍛造合金。熱鍛材料一般不實施冷加工。例如雖然能夠藉由珠擊而使表面硬化，但實質上僅為 $0.1\sim 2.5\%$ 左右的冷加工率，抗拉強度的提高為 $2\sim 40\text{N/mm}^2$ 左右。耐壓性能依賴於抗拉強度，並對壓力容器或閥類等被施加壓力之構件要求高抗拉強度。因此，本實施形態的鍛造材料適合於該等壓力容器或閥類等被施加壓力之構件

本實施形態的合金藉由在比材料的再結晶溫度高的適當的溫度條件下實施熱處理或實施適當的熱歷程而提高抗拉強度。具體而言，與熱處理前的熱加工材料相比，雖然依組成和熱處理條件而不同，但抗拉強度提高約 $10\sim$ 約 60N/mm^2 。除了科森合金或 Ti-Cu 該種時效硬化型合金以外，在銅合金中幾乎沒有發現藉由比再結晶溫度的溫度高的熱處理而抗拉強度上升之例子。認為由本實施形態的合金提高強度之理由如下。藉由於 515°C 以上且 575°C 以下的適當的條件下進行熱處理，基底的 α 相和 κ 相變軟。另一方面，如下情況大大超過 α 相、 κ 相的軟化，亦即，藉由使 α 相內存在針狀 κ 相而 α 相增強之情況；藉由減少 γ 相而延展性增大並且可耐裂斷之最大荷載增加之情況；以及 κ 相的

比例增加之情況。與熱處理前的熱加工材料相比，本實施形態的合金藉由設為該等金相組織狀態，不僅耐蝕性大幅提高，而且抗拉強度、延展性、衝擊值、冷加工性均大幅提高，製成高強度且高延展性、高韌性的合金。

另一方面，熱加工材料在適當的熱處理之後被冷拉伸、拉線、壓延並使強度提高。本實施形態的合金中，在實施冷加工的情況下冷加工率為 15%以下時，每 1%冷加工率，抗拉強度上升約 12N/mm^2 。與此相反，每 1%冷加工率，衝擊特性、夏比衝擊試驗值減少約 4%。或者，如果將熱處理材料的衝擊值設為 I_0 、將冷加工率設為 $RE\%$ ，則冷加工後的衝擊值 I_R 在冷加工率為 20%以下的條件下大致能夠整理為 $I_R = I_0 \times \{20 / (20 + RE)\}$ 。例如，當對抗拉強度為 570N/mm^2 、衝擊值為 30J/cm^2 的合金材料實施冷加工率 5%的冷拉伸來製作冷加工材料時，冷加工材料的抗拉強度約為 630N/mm^2 ，衝擊值成為約 24J/cm^2 。若冷加工率不同，則抗拉強度、衝擊值不能唯一確定。這樣，若實施冷加工，則抗拉強度變高，但衝擊值、伸長率降低。為了依據用途而得到作為目標之強度、伸長率、衝擊值，需要設定適當的冷加工率。

關於高溫強度（特性），在負載有相當於室溫的 0.2%保證應力之應力之狀態下，於 150°C 下將銅合金曝露（保持）100 小時後的潛變應變係 0.4%以下為較佳。該潛變應

變更佳為 0.3%以下，進一步較佳為 0.2%以下。藉此，能夠得到即使曝露於高溫亦難以變形且高溫強度優異之銅合金。

【0084】（常溫強度、延展性、冷加工性）

在即使切削性良好且抗拉強度高，亦缺乏延展性、韌性的情況下，其用途受到限制。關於切削性，為了在切削時分割切屑，對材料要求一種脆性。抗拉強度與延展性係矛盾之特性，在抗拉強度與延展性（伸長率）中取得高度平衡為較佳。在包含熱處理製程，並且在熱加工材料或熱加工後的熱處理前後實施冷加工之材料中，抗拉強度為 550N/mm^2 以上，伸長率為 12%以上，並且抗拉強度(S)與{(伸長率(E%) + 100) / 100}的 $1/2$ 次冪的積 $f_8 = S \times \{(E + 100) / 100\}^{1/2}$ 的值為 650 以上，這成為高強度/高延展性材料的一個尺度。f8 更佳為 665 以上，進一步較佳為 680 以上。

再者，對於鑄件，晶粒容易變得粗大，有時還包含微觀缺陷，因此將其設為適用外的產品。

【0085】 另外，在含有 60mass%的 Cu、3mass%的 Pb 且剩餘部分包括 Zn 及不可避免的雜質之含 Pb 之快削黃銅的情況下，熱擠出材料、熱鍛造品在常溫下的抗拉強度為 $360\text{N/mm}^2 \sim 400\text{N/mm}^2$ ，伸長率為 35%~45%。亦即，f8 約為 450。又，即使在負載有相當於室溫的 0.2%保證應力之應力之狀態下，將合金於 150℃下曝露 100 小時之後的潛變應變約為 4~5%。因此，與現有的含有 Pb 之快削黃銅相比，

本實施形態的合金的抗拉強度、耐熱性為較高水準。亦即，本實施形態的合金的各種耐蝕性優異，並且在室溫下具備高強度，即使附加該高強度而長時間曝露於高溫下亦幾乎不變形，因此能夠利用高強度來實現薄壁化、輕量化。尤其在高壓閥、高壓氫用閥等鍛造材料的情況下無法實施冷加工，因此能夠利用高強度來增大容許壓力或實現薄壁化、輕量化。

本實施形態的合金的高溫特性對於熱鍛材料、擠出材料、實施了冷加工之材料亦大致相同。亦即，藉由實施冷加工，0.2%保證應力提高，即使為施加了相當於該較高的0.2%保證應力之荷載之狀態，將合金於150℃下曝露100小時之後的潛變應變亦為0.4%以下且具備高耐熱性。高溫特性主要影響 β 相、 γ 相、 μ 相的面積率，它們的面積率越高，該高溫特性變得越差。又，存在於 α 相的晶粒邊界和相邊界之 μ 相、 γ 相的長邊的長度越長，高溫特性變得越差。

【0086】（耐衝擊性）

通常，在材料具有高強度時變脆。在切削時切屑的分割性優異之材料被認為具有某種脆性。衝擊特性與切削性、衝擊特性與強度在某種方面係矛盾之特性。

然而，當銅合金使用於閥、接頭等飲用水器具、汽車組件、機械組件、工業用配管等各種構件時，銅合金不僅

需要為高強度，還需要耐衝擊之特性。具體而言，用 U 形凹口試片進行夏比衝擊試驗時，夏比衝擊試驗值較佳為超過 $12\text{J}/\text{cm}^2$ ，更佳為 $14\text{J}/\text{cm}^2$ 以上，進一步較佳為 $16\text{J}/\text{cm}^2$ 以上。尤其，關於未實施冷加工的熱加工材料、熱鍛材料，夏比衝擊試驗值係 $14\text{J}/\text{cm}^2$ 以上為較佳，更佳為 $16\text{J}/\text{cm}^2$ 以上，進一步較佳為 $18\text{J}/\text{cm}^2$ 以上。本實施形態的合金係關於切削性優異之合金，並且並不需要夏比衝擊試驗值超過 $45\text{J}/\text{cm}^2$ 。若夏比衝擊試驗值超過 $45\text{J}/\text{cm}^2$ ，則韌性、材料的黏性反而增加，因此切削阻力增大，切屑變得容易連接等切削性變差。因此，夏比衝擊試驗值較佳為 $45\text{J}/\text{cm}^2$ 以下。

若硬質的 κ 相增加、或存在於 α 相之針狀 κ 相的量增加、或 κ 相中的 Sn 濃度變高，並且存在於 α 相之針狀 κ 相的量增加，則強度、切削性提高，但韌性亦即衝擊特性會下降。因此，強度和切削性與韌性（衝擊特性）為矛盾之特性。藉由下式定義在強度/延展性上增加了衝擊特性之強度/延展性/衝擊平衡指數 f9。

關於熱加工材料，如果抗拉強度（S）為 $550\text{N}/\text{mm}^2$ 以上，伸長率（E）為 12% 以上，夏比衝擊試驗值（I）為 $12\text{J}/\text{cm}^2$ 以上，並且 S 與 $\{(E+100)/100\}$ 的 $1/2$ 次冪的積、與 I 的和 $f9 = S \times \{(E+100)/100\}^{1/2} + I$ 較佳為 665 以上，更佳為 680 以上，進一步較佳為 690 以上，則可稱為高強度

且具備延展性及韌性之材料。

衝擊特性（韌性）與延展性為類似的特性，滿足強度/延展性平衡指數 f_8 為 650 以上或強度/延展性/衝擊平衡指數 f_9 （以下，還將 f_8 、 f_9 稱為強度平衡指數）為 665 以上的任一種為較佳。

【0087】本實施形態的合金的衝擊特性亦與金相組織有密切的關係， γ 相使衝擊特性變差。又，若 μ 相存在於 α 相的晶粒邊界、 α 相、 κ 相、 γ 相的相邊界，則晶粒邊界及相邊界變脆而衝擊特性變差。

研究結果得到，若在晶粒邊界、相邊界存在長邊的長度超過 $25\mu\text{m}$ 之 μ 相，則衝擊特性尤其變差。因此，所存在之 μ 相的長邊的長度為 $25\mu\text{m}$ 以下，較佳為 $15\mu\text{m}$ 以下，更佳為 $5\mu\text{m}$ 以下，最佳為 $2\mu\text{m}$ 以下。又，同時與 α 相和 κ 相相比，存在於晶粒邊界之 μ 相在惡劣環境下容易被腐蝕而產生晶界腐蝕，並且使高溫特性變差。再者，在 μ 相的情況下，若其佔有比例減小，且 μ 相的長度較短，寬度變窄，則在 500 倍或 1000 倍左右倍率的金屬顯微鏡中變得難以確認。當 μ 相的長度為 $5\mu\text{m}$ 以下時，若用倍率為 2000 倍或 5000 倍的電子顯微鏡進行觀察，則有時能夠在晶粒邊界、相邊界觀察 μ 相。

【0088】（各種特性與 κ 相的關係）

雖然還要兼顧延展性和韌性，但如果比 α 相硬的 κ 相

增加，則抗拉強度增大。同時， κ 相具有良好的切削性功能，並且耐磨耗性優異，因此 κ 相所佔之比例需要為 30% 以上，較佳為 33% 以上，更佳為 35% 以上。另一方面，若 κ 相所佔之比例超過 65%，則韌性和延展性明顯降低，隨著延展性的降低，抗拉強度降低。硬質的 κ 相藉由與軟質的 α 相共存，能夠發揮基於 κ 相之對切削性的效果。但是，若 κ 相的比例超過 65%，則不僅不能發揮其效果，而且切削阻力亦增大，並且切屑的分割性亦變差。因此， κ 相所佔之比例較佳為 60% 以下，更佳為 56% 以下，進一步較佳為 52% 以下。又，若 κ 相中含有適量的 Sn，則耐蝕性提高， κ 相的切削性、強度、耐磨耗性亦提高。另一方面，隨著 κ 相的 Sn 含量的增加， κ 相的延展性和衝擊特性逐漸降低。藉由將金相組織中的 κ 相所佔之比例和 κ 相中的 Sn 的含量設為適量或更佳的量，可以取得切削性、強度、延展性、衝擊特性及各種耐蝕性的平衡。為此，關係式 f1、f2 係重要。

【0089】（ α 相內的 κ 相（ κ_1 相））

藉由組成和製程的條件，能夠使 α 相中存在針狀 κ 相。具體而言，通常， α 相的晶粒與 κ 相的晶粒分別獨立存在，但在本實施形態的合金的情況下，能夠使 α 相的晶粒的內部存在複數個針狀 κ 相。這樣，藉由使 α 相內存在 κ 相， α 相被適當增強，不會較大損害延展性、韌性而提高抗拉強

度、耐磨耗性及切削性。

從某一側面來看，耐孔蝕性影響耐磨耗性、強度及耐蝕性，耐沖蝕腐蝕性影響耐蝕性及耐磨耗性。尤其，當 κ 相的量較多時、 α 相中存在 κ_1 相時以及 κ 相中的 Sn 濃度較高時，耐孔蝕性得到提高。為了改善耐沖蝕腐蝕性，最有效的是增加 κ 相中的 Sn 濃度，若 α 相中存在 κ_1 相，則成為更加良好者。關於耐孔蝕性、耐沖蝕腐蝕性， κ 相中的 Sn 濃度比合金的 Sn 濃度重要，並且隨著 κ 相中的 Sn 濃度增加為 0.43mass%、0.47mass%、0.54mass%，兩者的特性變得更加良好。又，與 κ 相中的 Sn 濃度同為重要的是合金的耐蝕性。這是因為，在實際使用銅合金時，若材料被腐蝕並形成腐蝕生成物，則該等腐蝕生成物在高速流體下等中容易剝離，露出新的新生成表面。而且，重複腐蝕和剝離。在促進試驗（腐蝕性的加速試驗）中亦能夠判斷該傾向。

本實施形態的合金中含有 Sn，並且將 γ 相限制為 2.0%以下，較佳為 1.5%以下，更佳為 1.0%以下。藉此，增加固溶於 κ 相和 α 相之 Sn 量，並大幅提高耐蝕性、耐磨耗性、耐沖蝕腐蝕性及耐孔蝕性。

【0090】 < 製造製程 >

接著，對本發明的第 1、2 實施形態之快削性銅合金的製造方法進行說明。

本實施形態的合金的金相組織不僅在組成中發生變化，而且在製造製程中亦發生變化。不僅受到熱擠壓、熱鍛造的熱加工溫度、熱處理條件的影響，而且熱加工或熱處理的冷卻過程中的平均冷卻速度（還簡稱為冷卻速度）亦會帶來影響。進行深入研究之結果得知，在熱加工和熱處理的冷卻過程中，金相組織較大影響 460°C 至 400°C 的溫度區域下的冷卻速度及 575°C 至 525°C 、尤其 570°C 至 530°C 的溫度區域下的冷卻速度。

本實施形態的製造製程對於本實施形態的合金而言係必要的製程，雖然還要兼顧組成，但基本上發揮以下重要作為。

1) 減少使耐蝕性、衝擊特性變差之 γ 相，並減小 γ 相的長邊的長度。

2) 控制使耐蝕性、衝擊特性變差之 μ 相，並控制 μ 相的長邊的長度。

3) 使針狀 κ 相（ $\kappa 1$ 相）出現在 α 相內。

4) 減少 γ 相的量，並增加固溶於 κ 相和 α 相之 Sn 的量（濃度）。

【0091】（熔解鑄造）

熔解在比本實施形態的合金的熔點（液相線溫度）高約 100°C ～ 約 300°C 的溫度亦即約 950°C ～ 約 1200°C 下進行。鑄造及鑄件產品在比熔點高約 50°C ～ 約 200°C 的溫度

亦即約 900°C ~ 約 1100°C 下進行。澆鑄於規定的鑄模中，並藉由氣冷、緩冷卻、水冷等幾種冷卻方式來進行冷卻。而且，凝固後，構成相發生各種變化。

【0092】 （熱加工、熱擠壓）

作為熱加工，可舉出熱擠壓、熱鍛造。

例如關於熱擠壓，雖然依設備能力而不同，但在實際進行熱加工時的材料溫度、具體而言剛通過擠出模後的溫度（熱加工溫度）為 $600\sim 740^{\circ}\text{C}$ 之條件下實施熱擠壓為較佳。若在超過 740°C 之溫度下進行熱加工，則在塑性加工時形成許多 β 相，有時 β 相會殘留， γ 相亦有較多殘留，從而對冷卻後的構成相產生不良影響。又，即使在下一製程中實施熱處理，熱加工材料的金相組織亦會帶來影響。熱加工溫度係 670°C 以下為較佳， 645°C 以下為更佳。若於 645°C 以下實施熱擠壓，則熱擠出材料的 γ 相減少。此外， α 相成為細粒形狀，且強度提高。當使用該 γ 相少的熱擠出材料而製作出熱鍛材料、以及熱鍛造成後的熱處理材料時，該熱鍛材料、熱處理材料中 γ 相的量變得更少。

另一方面，當熱加工溫度較低時，熱變形阻力增大。從變形能的觀點考慮，熱加工溫度的下限較佳為 600°C 以上。當擠出比為 50 以下時或熱鍛造成比較簡單的形狀時，能夠於 600°C 以上實施熱加工。若考慮裕度，熱加工溫度的下限較佳為 605°C 。雖然依設備能力而不同，但熱加工

溫度盡可能低為較佳。

考慮可實測的測定位置，熱加工溫度定義為熱擠壓、熱鍛造、熱壓延後約 3 秒後或 4 秒後的可實測的熱加工材料的溫度。金相組織在剛受到大的塑性變形之加工後的溫度下受到影響。

【0093】含有 1~4mass%的量的 Pb 之黃銅合金佔銅合金擠出材料的絕大部分，在該黃銅合金的情況下，除了擠出直徑大者、例如直徑約超過 38mm 者以外，通常在熱擠出後捲繞成線圈。擠出的鑄錠（小坯）被擠出裝置奪去熱量從而溫度降低。擠出材料藉由與捲繞裝置接觸而被奪去熱量，從而溫度進一步降低。從最初擠出的鑄錠溫度，或從擠出材料的溫度，以比較快的冷卻速度發生約 50℃~100℃ 的溫度下降。之後，捲繞之線圈藉由保溫效果，雖然依線圈的重量等而不同，但以約 2℃/分鐘的比較慢的冷卻速度將 460℃ 至 400℃ 的溫度區域進行冷卻。當材料溫度達到約 300℃ 時，其之後的平均冷卻速度進一步變慢，因此有時會考慮到處理而進行水冷。在含有 Pb 之黃銅合金的情況下，以約 600~800℃ 進行熱擠壓，但剛擠出後的金相組織中存在大量的富有熱加工性之 β 相。若擠出後的冷卻速度快，則冷卻後的金相組織中殘留大量的 β 相，從而耐蝕性、延展性、衝擊特性、高溫特性變差。為了避免該種情況，以利用了擠出線圈的保溫效果等之比較慢的冷卻速度進行冷

卻，藉此使 β 相變為 α 相，從而成為富含 α 相之金相組織。如前述，剛擠出後，擠出材料的冷卻速度比較快，因此藉由減緩之後的冷卻而成為富含 α 相之金相組織。再者，專利文獻 1 中雖然沒有關於平均冷卻速度的記載，但揭示了以減少 β 相並使 β 相孤立之目的進行緩冷卻，直至擠出材料的溫度成為 180°C 以下。

藉由以上方式，本實施形態的合金以與現有的含有 Pb 之黃銅合金的製造方法完全不同之冷卻速度進行製造。

【0094】（熱鍛造）

作為熱鍛造的原材料主要使用熱擠出材料，但亦可以使用連續鑄造棒。與熱擠壓相比，熱鍛造中加工成複雜的形狀，因此鍛造前的原材料的溫度較高。但是，成為鍛造品的主要部位之施加有大塑性加工之熱鍛材料的溫度亦即自剛鍛造後約 3 秒後或 4 秒後的材料溫度與熱擠出材料相同係 600°C 至 740°C 為較佳。

而且，在熱鍛造後的冷卻時，將 575°C 至 525°C 的溫度區域以 $0.1^{\circ}\text{C}/\text{分鐘}$ 以上且 $2.5^{\circ}\text{C}/\text{分鐘}$ 以下的冷卻速度進行冷卻。繼而，將 460°C 至 400°C 的溫度區域以 $2.5^{\circ}\text{C}/\text{分鐘}$ 以上且 $500^{\circ}\text{C}/\text{分鐘}$ 以下的冷卻速度進行冷卻。 460°C 至 400°C 的溫度區域中的冷卻速度更佳為 $4^{\circ}\text{C}/\text{分鐘}$ 以上，進一步較佳為 $8^{\circ}\text{C}/\text{分鐘}$ 以上。藉此，防止 μ 相的增加。

此外，藉由在鍛造後的冷卻速度上花費精力，能夠得

到具備耐蝕性、切削性等各種特性之材料。亦即，在熱鍛造後經過 3 秒或 4 秒之時點的鍛造材料的溫度為 600°C 以上且 740°C 以下。在熱鍛造後的冷卻中，若於 575°C 至 525°C 的溫度區域，尤其於 570°C 至 530°C 的溫度區域中，若以 $0.1^{\circ}\text{C}/\text{分鐘}$ 以上且 $2.5^{\circ}\text{C}/\text{分鐘}$ 以下的冷卻速度進行冷卻，則 γ 相減少。從經濟性考慮， 575°C 至 525°C 的溫度區域下的冷卻速度的下限值設為 $0.1^{\circ}\text{C}/\text{分鐘}$ 以上，另一方面，若冷卻速度超過 $2.5^{\circ}\text{C}/\text{分鐘}$ ，則 γ 相的量的減少變得不充分。較佳為 $1.5^{\circ}\text{C}/\text{分鐘}$ 以下，更佳為 $1^{\circ}\text{C}/\text{分鐘}$ 以下。於 575°C 以上且 525°C 以下的溫度區域下以 $2.5^{\circ}\text{C}/\text{分鐘}$ 以下的冷卻速度進行冷卻，相當於在計算上將 525°C 以上且 575°C 以下的溫度區域保持 20 分鐘以上之條件，可得到與後述熱處理大致相同的效果，並且能夠改善金相組織。

而且， 460°C 至 400°C 的溫度區域下的冷卻速度為 $2.5^{\circ}\text{C}/\text{分鐘}$ 以上且 $500^{\circ}\text{C}/\text{分鐘}$ 以下，較佳為 $4^{\circ}\text{C}/\text{分鐘}$ 以上，更佳為 $8^{\circ}\text{C}/\text{分鐘}$ 以上。藉此，防止 μ 相增加。這樣，於 $575\sim 525^{\circ}\text{C}$ 的溫度區域中，以 $2.5^{\circ}\text{C}/\text{分鐘}$ 以下，較佳為 $1.5^{\circ}\text{C}/\text{分鐘}$ 以下的冷卻速度進行冷卻。而且，於 460 至 400°C 的溫度區域中，以 $2.5^{\circ}\text{C}/\text{分鐘}$ 以上、較佳為 $4^{\circ}\text{C}/\text{分鐘}$ 以上的冷卻速度進行冷卻。這樣，於 $575\sim 525^{\circ}\text{C}$ 的溫度區域中減緩冷卻速度，於 460 至 400°C 的溫度區域中相反地加快冷卻速度，藉此製成更合適的材料。再者，當在下一製程或最

終製程中進行熱處理時，不需要控制熱加工後的、 575°C 至 525°C 的溫度區域下的冷卻速度及 460°C 至 400°C 的溫度區域下的冷卻速度。

【0095】 （熱處理）

銅合金的主要熱處理還稱為退火，例如加工成無法在熱擠壓中擠壓的小尺寸時，在冷拉伸或冷拉線後依需要而進行熱處理並使其再結晶，亦即，以使材料變軟之目的而實施。又，在熱加工材料中，亦在如需要幾乎沒有加工應變的材料時或設為適當的金相組織時，依需要而實施熱處理。

在含有 Pb 之黃銅合金中，亦依需要而實施熱處理。在專利文獻 1 的含有 Bi 之黃銅合金的情況下，於 $350\sim 550^{\circ}\text{C}$ 、1~8 小時的條件下進行熱處理。

在本實施形態的合金的情況下，首先，若於 525°C 以上且 575°C 以下的溫度下保持 20 分鐘以上且 8 小時以下，則耐蝕性、衝擊特性、高溫特性、強度、延展性提高。但是，若在材料的溫度超過 610°C 之條件下進行熱處理，則反而形成許多 γ 相或 β 相，並使 α 相變得粗大。作為熱處理條件，熱處理的溫度係 575°C 以下為較佳。

另一方面，雖然亦能夠在低於 525°C 的溫度下進行熱處理，但 γ 相的減少程度急劇減小，因此需要時間。至少於 515°C 以上且小於 525°C 的溫度下需要 100 分鐘以上、較

佳為 120 分鐘以上的時間。而且在低於 515℃ 的溫度下進行長時間的熱處理，會使 γ 相的減少稍微停止或幾乎不減少 γ 相，並依據條件而出現 μ 相。

熱處理的時間（以熱處理的溫度保持之時間）需要於 525℃ 以上且 575℃ 以下的溫度下至少保持 20 分鐘以上。保持時間有助於 γ 相的減少，因此較佳為 40 分鐘以上，更佳為 80 分鐘以上。保持時間的上限為 8 小時，並且從經濟性考慮為 480 分鐘以下，較佳為 240 分鐘以下。或者如前述，於 515℃ 以上且小於 525℃ 的溫度下，為 100 分鐘以上、較佳為 120 分鐘以上且 480 分鐘（8 小時）以下。

作為於 515℃ 以上且小於 525℃ 的溫度下的熱處理的優點，當熱處理前的材料的 γ 相的量較少時，將 α 相、 κ 相的軟化停留在最小限度，幾乎不發生 α 相的粒成長，能夠得到更高的強度。

作為另一個熱處理方法，當在熱擠出材料、熱鍛造品、熱壓延材料或進行了冷拉伸、拉線等加工之材料在熱源內移動之連續熱處理爐的情況下，若材料溫度超過 610℃，則為如前述的問題。但是，暫且將材料的溫度提升到 525℃ 以上且 610℃ 以下、較佳為 595℃ 以下，繼而在相當於 525℃ 以上且 575℃ 以下的溫度區域保持 20 分鐘以上之條件下，亦即，使於 525℃ 以上且 575℃ 以下的溫度區域下保持之時間、與在保持後的冷卻中通過 525℃ 以上且 575℃ 以下的溫

度區域之時間的總計為 20 分鐘以上，藉此能夠改善金相組織。在連續爐的情況下，以最高到達溫度保持之時間較短，因此於 575℃ 至 525℃ 的溫度區域下的冷卻速度較佳為 2.5℃ /分鐘以下，更佳為 2℃ /分鐘以下，進一步較佳為 1.5℃ /分鐘以下。當然，並不局限於 575℃ 以上的設定溫度，例如亦可以係，當最高到達溫度為 545℃ 時，將 545℃ 至 525℃ 的溫度至少通過 20 分鐘以上，當達到 545℃ 時的保持時間為 0 分鐘時，在成為 1℃ /分鐘以下的冷卻速度之條件下通過。不限於連續爐，保持時間的定義設為從達到最高到達溫度減去 10℃ 時起的時間者。

在該等熱處理中，材料亦冷卻至常溫，但在冷卻過程中，需要將 460℃ 至 400℃ 的溫度區域下的冷卻速度設為 2.5℃ /分鐘以上且 500℃ /分鐘以下。較佳為 4℃ /分鐘以上。亦即，需要以 500℃ 附近為界而加快冷卻速度。通常，在爐中的冷卻中，溫度更低一方、例如 550℃ 至 430℃ 一方的冷卻速度變緩。

【0096】 若用 2000 倍或 5000 倍的電子顯微鏡觀察金相組織，則是否存在 μ 相的邊界的冷卻速度於 460℃ 至 400℃ 的溫度區域中約為 8℃ /分鐘。尤其，對各種特性有較大影響之臨界冷卻速度約為 2.5℃ /分鐘或約為 4℃ /分鐘。當然， μ 相的出現亦依賴於組成，Cu 濃度越高、Si 濃度越高、金相組織的關係式 f1 的值越大， μ 相的形成越快速進行。

亦即，若 460°C 至 400°C 的溫度區域的冷卻速度慢於 $8^{\circ}\text{C}/\text{分鐘}$ ，則析出於晶界之 μ 相的長邊的長度達到約 $1\mu\text{m}$ ，隨著冷卻速度減緩而進一步生長。而且，若冷卻速度成為約 $5^{\circ}\text{C}/\text{分鐘}$ ，則 μ 相的長邊的長度從約 $3\mu\text{m}$ 成為約 $10\mu\text{m}$ 。若冷卻速度成為約小於 $2.5^{\circ}\text{C}/\text{分鐘}$ ，則 μ 相的長邊的長度超過 $15\mu\text{m}$ ，在某些情況下超過 $25\mu\text{m}$ 。若 μ 相的長邊的長度達到約 $10\mu\text{m}$ ，則用 1000 倍的金屬顯微鏡能夠使 μ 相區別於晶粒邊界，從而能夠進行觀察。另一方面，冷卻速度的上限雖然依熱加工溫度等而不同，但若冷卻速度過快（超過 $500^{\circ}\text{C}/\text{分鐘}$ ），則高溫下形成之構成相直接維持至常溫， κ 相增加，影響耐蝕性、衝擊特性之 β 相、 γ 相增加。

【0097】目前，含有 Pb 之黃銅合金佔銅合金的擠出材料的絕大部分。在該含有 Pb 之黃銅合金的情況下，如專利文獻 1 所述，以 $350\sim 550^{\circ}\text{C}$ 的溫度依需要而進行熱處理。下限之 350°C 係進行再結晶且材料大致軟化之溫度。上限之 550°C 下完成再結晶並且再晶粒開始粗大化。又，由於提高溫度而存在能量上的問題，又，若以超過 550°C 的溫度進行熱處理，則 β 相明顯增加。因此，考慮上限為 550°C 。作為一般的製造設備，可使用分次式熔爐或連續爐，在分次式熔爐的情況下，爐冷後自達到約 300°C 或約 200°C 起進行氣冷。在連續爐的情況下，在材料溫度降低至約 300°C 之前，以比較慢的速度進行冷卻。以與本實施形態的合金的

製造方法不同之冷卻速度進行冷卻。

【0098】 關於本實施形態的合金的金相組織，在製造製程中重要的是，在熱處理後或熱加工後的冷卻過程中 460℃ 至 400℃ 的溫度區域下的冷卻速度。當冷卻速度小於 2.5℃/分鐘時， μ 相所佔之比例增大。 μ 相主要以晶粒邊界、相邊界為中心而形成。在惡劣環境下， μ 相比 α 相、 κ 相的耐蝕性差，因此成為 μ 相的選擇腐蝕和晶界腐蝕的原因。又，與 γ 相相同地， μ 相成為應力集中源或成為晶界滑移的原因，降低衝擊特性和高溫強度。較佳為在熱加工後的冷卻中，460℃ 至 400℃ 的溫度區域下的冷卻速度為 2.5℃/分鐘以上，較佳為 4℃/分鐘以上，更佳為 8℃/分鐘以上。考慮熱應變的影響，該冷卻速度的上限較佳為 500℃/分鐘以下，更佳為 300℃/分鐘以下。

【0099】 （冷加工製程）

為了提高尺寸精度或為了使被擠壓之線圈成為直線，亦可以對熱擠出材料實施冷加工。例如對熱擠出材料以約 2%～約 20%、較佳為以約 2%～約 15%、更佳為以約 2%～約 10% 的加工率實施冷拉伸，並實施熱處理。或者在熱加工繼而進行熱處理後，以約 2%～約 20%、較佳為以約 2%～約 15%、更佳為以約 2%～約 10% 的加工率實施冷拉線加工，並且在某些情況下施加矯正製程。對於最終產品的尺寸，有時還重複實施冷加工和熱處理。再者，有時僅由矯

正設備提高棒材的直線度或對熱加工後的鍛造品實施珠擊處理，實質的冷加工率為約 0.1%~約 2.5%左右，即使有輕微的冷加工率，亦會使強度變高。

冷加工的優點為能夠提高合金的強度這一點。藉由對熱加工材料組合進行 2%~20%的加工率下的冷加工和熱處理，即使其順序相反，亦能夠取得高強度、延展性、衝擊特性的平衡，能夠依據用途而得到重視強度、重視延展性和韌性的特性。

當在加工率為 2~15%的冷加工後實施本實施形態的熱處理時，藉由熱處理而充分恢復 α 相、 κ 相這兩相，但不會完全再結晶，在兩相中有加工應變殘留。同時 γ 相減少，而另一方面針狀 κ 相（ κ_1 相）存在於 α 相內並且 α 相增強，而且 κ 相增加。其結果，延展性、衝擊特性、抗拉強度、高溫特性、強度/延展性平衡指數均超過熱加工材料。作為快削性銅合金，在廣泛地一般使用之銅合金中，若在實施了 2~15%的冷加工之後加熱至 525℃~575℃，則藉由再結晶而強度大幅下降。

另一方面，若在熱處理後以適當的冷加工率實施冷加工，則延展性、衝擊特性下降，但會成為強度更高的材料，強度平衡指數 f8 能夠達到 670 以上，或 f9 能夠達到 680 以上。

藉由採用該種製造製程，製成耐蝕性優異，且衝擊特

性、延展性、強度、切削性優異之合金。

【0100】（低溫退火）

在棒材、鍛造品中，為了去除殘餘應力和矯正棒材，有時會在再結晶溫度以下的溫度下對棒材、鍛造品進行低溫退火。作為該低溫退火的條件，將材料溫度設為 240°C 以上且 350°C 以下，將加熱時間設為 10 分鐘至 300 分鐘為較佳。進而將低溫退火的溫度（材料溫度）設為 $T (^{\circ}\text{C})$ 、將加熱時間設為 t （分鐘）時，在滿足 $150 \leq (T-220) \times (t)^{1/2} \leq 1200$ 的關係之條件下實施低溫退火為較佳。再者，此處設為從比達到規定的溫度 $T (^{\circ}\text{C})$ 之溫度低 10°C 之溫度（ $T-10$ ）開始，對加熱時間 t （分鐘）進行計數（測量）者。

【0101】 當低溫退火的溫度低於 240°C 時，殘餘應力的去除不夠充分，並且不會充分進行矯正。當低溫退火的溫度超過 350°C 時，以晶粒邊界、相邊界為中心形成 μ 相。若低溫退火的時間小於 10 分鐘，則殘餘應力的去除不夠充分。若低溫退火的時間超過 300 分鐘則 μ 相增大。隨著提高低溫退火的溫度或增加時間， μ 相增大，從而耐蝕性、衝擊特性及高溫強度降低。然而，藉由實施低溫退火無法避免 μ 相的析出，如何去除殘餘應力並且將 μ 相的析出限制在最小限度成為關鍵。

再者， $(T-220) \times (t)^{1/2}$ 的值的下限為 150，較佳為 180 以上，更佳為 200 以上。又， $(T-220) \times (t)^{1/2}$ 的值

的上限為 1200，較佳為 1100 以下，更佳為 1000 以下。

【0102】（鑄件的熱處理）

當在最終產品為鑄件時，亦對在澆鑄後冷卻至常溫之鑄件，藉由以下任一條件實施熱處理，能夠改善金相組織。

於 525℃ 以上且 575℃ 以下的溫度下保持 20 分鐘至 8 小時、或於 515℃ 以上且小於 525℃ 的溫度下保持 100 分鐘至 8 小時。或者，將材料的溫度暫且提高至 525℃ 以上且 610℃ 以下，繼而於 525℃ 以上且 575℃ 以下的溫度區域下保持 20 分鐘以上。或者，在與其相當之條件下，具體而言將 525℃ 以上且 575℃ 以下的溫度區域以 0.1℃/分鐘以上且 2.5℃/分鐘以下的冷卻速度進行冷卻。

繼而，將 460℃ 至 400℃ 的溫度區域以 2.5℃/分鐘以上且 500℃/分鐘以下的冷卻速度進行冷卻，藉此能夠改善金相組織，並且能夠改善耐蝕性、耐磨耗性、耐沖蝕腐蝕性。

再者，由於鑄件的晶粒粗大並且存在鑄件的缺陷，因此抗拉強度、伸長率、f8、f9 的強度平衡特性無法被適用。

【0103】藉由該種製造方法來製造本發明的第 1、2 實施形態之快削性銅合金。

熱加工製程、熱處理（還稱為退火）製程、低溫退火製程為對銅合金進行加熱之製程。當不進行低溫退火製程時，或者在低溫退火製程之後進行熱加工製程或熱處理製

程時（當低溫退火製程未成為在最後對銅合金進行加熱之製程時），與冷加工的有無無關地，熱加工製程、熱處理製程中之後進行之製程成為重要者。當在熱處理製程之後進行熱加工製程或在熱加工製程之後不進行熱處理製程時（當熱加工製程成為在最後對銅合金進行加熱之製程時），熱加工製程需要滿足上述加熱條件和冷卻條件。當在熱加工製程之後進行熱處理製程或在熱處理製程之後不進行熱加工製程時（當熱處理製程成為在最後對銅合金進行加熱之製程時），熱處理製程需要滿足上述加熱條件和冷卻條件。例如，當在熱鍛造製程之後不進行熱處理製程時，熱鍛造製程需要滿足上述熱鍛造的加熱條件和冷卻條件。當在熱鍛造製程之後進行熱處理製程時，熱處理製程需要滿足上述熱處理的加熱條件和冷卻條件。該情況下，熱鍛造製程未必一定要滿足上述熱鍛造的加熱條件和冷卻條件。

在低溫退火製程中，材料溫度為 240°C 以上且 350°C 以下，該溫度與是否生成 μ 相有關，與 γ 相減少之溫度範圍（ $575\sim 525^{\circ}\text{C}$ 、 $525\sim 515^{\circ}\text{C}$ ）無關。這樣，低溫退火製程中的材料溫度與 γ 相的增減無關。因此，當在熱加工製程或熱處理製程之後進行低溫退火製程時（當低溫退火製程成為在最後對銅合金進行加熱之製程時），與低溫退火製程的條件一同，低溫退火製程之前的製程（在立即進行低溫退火製程之前對銅合金進行加熱之製程）的加熱條件和冷

卻條件變得重要，低溫退火製程和低溫退火製程之前的製程需要滿足上述加熱條件和冷卻條件。詳細而言，在低溫退火製程之前的製程中，在熱加工製程、熱處理製程中、在該製程之後進行之製程的加熱條件和冷卻條件亦變得重要，需要滿足上述加熱條件和冷卻條件。當在低溫退火製程之後進行熱加工製程或熱處理製程時，如前述那樣在熱加工製程、熱處理製程中、該製程之後進行之製程變得重要，需要滿足上述加熱條件和冷卻條件。再者，亦可以在低溫退火製程之前或之後進行熱加工製程或熱處理製程。

【0104】 依設為如上構成之本發明的第 1、第 2 實施形態之快削性合金，如上述那樣規定了合金組成、組成關係式、金相組織、組織關係式，因此在惡劣環境下的耐蝕性、衝擊特性及高溫強度優異。又，即使 Pb 的含量少，亦能夠得到優異之切削性。

【0105】 以上，對本發明的實施形態進行了說明，但本發明並不限定於此，在不脫離其發明的技術要求之範圍內可適當進行變更。

【實施例】

【0106】 以下示出為了確認本發明的效果而進行之確認實驗的結果。再者，以下的實施例係用於說明本發明的效果者，實施例中所記載之構成要件、製程、條件並非限定本發明的技術範圍者。

【0107】（實施例 1）**< 實際操作實驗 >**

利用在實際操作中使用之低頻熔爐及半連續鑄造機實施了銅合金的原型試驗。表 2 及表 3 中示出合金組成。再者，由於使用了實際操作設備，因此在表 2 及表 3 所示之合金中亦對雜質進行了測定。又，製造製程設為表 6～表 12 所示之條件。

【0108】（製程 No.A1～A12、AH1～AH11）

利用實際操作之低頻熔爐及半連續鑄造機製造了直徑 240mm 的小坯。原料使用了依照實際操作者。將小坯切斷成 800mm 的長度並進行了加熱。進行熱擠壓而設為直徑 25.6mm 的圓棒狀並捲繞成線圈（擠出材料）。繼而，藉由線圈的保溫和風扇的調整，將 575℃～525℃ 的溫度區域下的冷卻速度設為 20℃/分鐘，並且將 460℃ 至 400℃ 的溫度區域下的冷卻速度設為 15℃/分鐘而對擠出材料進行冷卻。於 400℃ 以下的溫度區域中亦以約 15℃/分鐘的冷卻速度進行冷卻。以熱擠壓的最後階段為中心並使用輻射溫度計來進行溫度測定，測定了從利用擠壓機擠出時起約 3～4 秒後的擠出材料的溫度。再者，使用了 Daido Steel Co., Ltd.製造的 DS-06DF 型輻射溫度計。

確認到該擠出材料的溫度的平均值為表 6、7 所示之溫度的 $\pm 5^{\circ}\text{C}$ （在（表 6、7 所示之溫度） -5°C ～（表 6、7 所

示之溫度) +5℃ 的範圍內)。

在製程 No.AH11 中，將擠壓溫度設為 580℃。在製程 AH11 以外的製程中，將擠壓溫度設為 640℃。在擠壓溫度為 580℃ 的製程 No.AH11 中，所準備之三種材料均未能擠出至最後而被放棄。

擠出後，在製程 No.AH1 中僅實施了矯正。在製程 No.AH2 中，將直徑 25.6mm 的擠出材料冷拉伸至直徑 25.0mm。

在製程 No.A1~A9、AH3~AH10 中，將直徑 25.6mm 的擠出材料冷拉伸至直徑 25.0mm。用實際操作的電爐、實驗室的電爐或實驗室的連續爐對拉伸材料以規定的溫度、時間進行了加熱保持。或者，改變最高到達溫度，並且改變了冷卻過程的 575℃ 至 525℃ 的溫度區域下的冷卻速度、或 460℃ 至 400℃ 的溫度區域下的冷卻速度。

在製程 No.A10、A11 中，對直徑 25.6mm 的擠出材料進行了熱處理。繼而，在製程 No.A10、A11 中，實施冷加工率分別為約 5%、約 8% 的冷拉伸，然後進行矯正，使直徑分別成為 25mm、24.5mm(在熱處理後進行拉伸、矯正)。

製程 No.A12 中拉伸後的尺寸為 $\phi 24.5\text{mm}$ ，除此以外，係與製程 No.A1 相同的製程。

如表 6、7 所示，關於熱處理條件，將熱處理的溫度從 505℃ 改變至 620℃，將保持時間從 5 分鐘改變至 180 分鐘。

再者，在下表中，用“○”表示在熱處理前進行了冷拉

伸的情況，用“-”表示未進行的情況。

關於合金 No.S01，將熔融金屬移至保持爐中，並使其追加含有 Sn、Fe。關於合金 No.S02，將熔融金屬移至保持爐中，並使其追加含有 Pb。對合金 S01、S02 施加製程 No.EH1 或製程 No.E1 並進行了評價。

【0109】（製程 No.B1～B3、BH1～BH3）

將在製程 No.A10 中得到之直徑 25mm 的材料（棒材）切斷為 3m 的長度。繼而，在模板上排列該棒材，以矯正目的進行了低溫退火。將此時的低溫退火條件作為表 9 所示之條件。

再者，表中的條件式的值為下述式的值。

$$(\text{條件式}) = (T - 220) \times (t)^{1/2}$$

T：溫度（材料溫度）（℃）、t：加熱時間（分鐘）

結果，只有製程 No.BH1 中，所準備之 3 種材料的直線度均較差，因此未實施之後的特性調查（金相組織的分析除外）。

【0110】（製程 No.C0、C1）

利用實際操作之低頻熔爐及半連續鑄造機製造了直徑 240mm 的鑄錠（小坯）。原料使用了依照實際操作者。將小坯切斷成 500mm 的長度並進行了加熱。而且，進行熱擠壓而設為直徑 50mm 的圓棒狀擠出材料。該擠出材料以直棒形狀在擠出台被擠出。以擠壓的最後階段為中心並使用輻

射溫度計來進行溫度測定，測定了從利用擠壓機擠出之時點起約 3 秒～4 秒後的擠出材料的溫度。確認到該擠出材料的溫度的平均值為表 10 所示之溫度的 $\pm 5^{\circ}\text{C}$ （在（表 10 所示之溫度） -5°C ～（表 10 所示之溫度） $+5^{\circ}\text{C}$ 的範圍內）。再者，擠出後的 575°C 至 525°C 的冷卻速度及 460°C 至 400°C 的冷卻速度為 $16^{\circ}\text{C}/\text{分鐘}$ 、 $12^{\circ}\text{C}/\text{分鐘}$ （擠出材料）。在後述製程中，將在製程 No.C0 中獲得之擠出材料（圓棒）用作了鍛造用原材料。製程 No.C1 中，於 560°C 下加熱 80 分鐘，繼而將 460°C 至 400°C 的冷卻速度設為 $12^{\circ}\text{C}/\text{分鐘}$ 。

【0111】（製程 No.D1～D7、DH1～DH7）

將在製程 No.C0 中得到之直徑 50mm 的圓棒切斷為 180mm 的長度。橫向放置該圓棒，使用熱鍛壓能力 150 噸的壓機鍛造成厚度成為 16mm。在剛熱鍛造成規定的厚度之後經過約 3 秒～約 4 秒後，使用輻射溫度計進行了溫度的測定。確認到熱鍛溫度（熱加工溫度）為表 11 所示之溫度 $\pm 5^{\circ}\text{C}$ 的範圍（在（表 11 所示之溫度） -5°C ～（表 11 所示之溫度） $+5^{\circ}\text{C}$ 的範圍內）。

在製程 No.D1～D4、DH2、DH6、DH7 中，用實驗室的電爐進行熱處理，並改變熱處理的溫度、時間、 575°C 至 525°C 的溫度區域下的冷卻速度及 460°C 至 400°C 的溫度區域下的冷卻速度來實施。

在製程 No.D5、D7、DH3、DH4 中，用實驗室的連續

爐以 565℃ 至 590℃ 加熱 3 分鐘，並改變冷卻速度來實施。

再者，熱處理的溫度為材料的最高到達溫度，作為保持時間，採用了在最高到達溫度至（最高到達溫度-10℃）的溫度區域中保持之時間。

在製程 No.DH1、D6、DH5 中，在熱鍛造後的冷卻中，改變 575℃ 至 525℃ 及 460℃ 至 400℃ 的溫度區域下的冷卻速度來實施。再者，均以鍛造後的冷卻結束了試樣的製作操作。

【0112】 < 實驗室實驗 >

使用實驗室設備實施了銅合金的原型試驗。表 4 及表 5 中示出合金組成。再者，剩餘部分為 Zn 及不可避免的雜質。表 2 及表 3 所示之組成的銅合金亦用於實驗室實驗中。又，製造製程設為表 13～表 17 所示之條件。

【0113】（製程 No.E1、EH1）

在實驗室中，以規定的成分比熔解了原料。將熔融金屬澆鑄於直徑 100mm、長度 180mm 的金屬模中，從而製作了小坯。再者，從進行實際操作之熔爐中亦將熔融金屬的一部分澆鑄於直徑 100mm、長度 180mm 的金屬模中，從而製作了小坯。對該小坯進行加熱，在製程 No.E1、EH1 中擠出為直徑 40mm 的圓棒。

在擠壓試驗機剛停止後使用輻射溫度計進行了溫度測定。結果相當於從利用擠壓機擠出時起約 3 秒後或 4 秒後

的擠出材料的溫度。

在製程 No.EH1 中，以擠壓出結束了試樣的製作操作，所得之擠出材料在後述製程中用作了熱鍛造原材料。

在製程 No.E1 中，在擠出後以表 13 所示之條件進行了熱處理。

在製程 No.EH1、E1 中得到之擠出材料還用作了熱加工性的評價用原材料。

【0114】（製程 No.F1～F5、FH1、FH2）

將在製程 No.EH1 及後述製程 No.PH1 中得到之直徑 40mm 的圓棒切斷成 180mm 的長度。橫向放置製程 No.EH1 的圓棒或製程 No.PH1 的鑄件，並使用熱鍛壓能力 150 噸的壓機鍛造成厚度成為 15mm。在剛熱鍛造成規定的厚度之後經過約 3 秒～4 秒後，使用輻射溫度計進行了溫度的測定。確認到熱鍛溫度（熱加工溫度）為表 14 所示之溫度 $\pm 5^{\circ}\text{C}$ 的範圍（在（表 14 所示之溫度） -5°C ～（表 14 所示之溫度） $+5^{\circ}\text{C}$ 的範圍內）。

將熱鍛造後的 575°C 至 525°C 的溫度區域下的冷卻速度及 460°C 至 400°C 的溫度區域下的冷卻速度分別設為 $22^{\circ}\text{C}/\text{分鐘}$ 、 $18^{\circ}\text{C}/\text{分鐘}$ 。在製程 No.FH1 中，對在製程 No.EH1 中得到之圓棒實施了熱鍛造，以熱鍛造後的冷卻結束了試樣的製作操作。

在製程 No.F1、F2、F3、FH2 中，對在製程 No.EH1 中

得到之圓棒實施了熱鍛造，在熱鍛造後進行了熱處理。改變加熱條件、575℃至 525℃的溫度區域下的冷卻速度及 460℃至 400℃的溫度區域下的冷卻速度來進行了熱處理。

在製程 No.F4、F5 中，使用作為鍛造原材料而澆鑄於金屬模中之鑄件（No.PH1）進行了熱鍛造。在熱鍛造後改變加熱條件、冷卻速度來進行了熱處理。

【0115】（製程 No.P1～P3、PH1）

在製程 No.PH1 中，將以規定的成分比熔解了原料之熔融金屬澆鑄於內徑 φ40mm 的金屬模中，從而得到鑄件。再者，從進行實際操作之熔爐中亦將熔融金屬的一部分澆鑄於內徑 40mm 的金屬模中，從而製作了鑄件。

在製程 No.PC 中，藉由連續鑄造製作了直徑 φ40mm 的連續鑄造棒（表中沒有記載）。

在製程 No.P1 中，對製程 No.PH1 的鑄件實施了熱處理，在製程 No.P2、P3 中，對製程 No.PC 的鑄件實施了熱處理。在製程 No.P1～P3 中，改變加熱條件、冷卻速度而實施了熱處理。

【0116】 【表 2】

合金 No.	成分組成 (mass%)						雜質 (mass%)				組成關係式		
	Cu	Si	Sn	P	Pb	Zn	元素	量	元素	量	f1	f2	f3
S01	77.0	3.26	0.49	0.09	0.013	剩餘部分	Fe	0.02	Ni	0.04	76.0	60.9	0.18
							Ag	0.005	Cr	0.01			
							Bi	0.002	Se	0.001			
							S	0.001	C	0.0001			
S02	78.0	3.46	0.68	0.08	0.011	剩餘部分	Fe	0.01	Ni	0.01	75.8	60.8	0.12
							Mn	0.01	Ag	0.02			

							Sb	0.003	As	0.003			
							Se	0.001	Te	0.003			
S03	77.6	3.38	0.53	0.11	0.009	剩餘部分	Ni	0.01	Fe	0.02	76.4	60.8	0.21
							Co	0.005	Ag	0.01			
							W	0.002	Mo	0.003			
							稀土類	0.009					

【0117】 【表 3】

合金 No.	成分組成 (mass%)						雜質 (mass%)				組成關係式		
	Cu	Si	Sn	P	Pb	Zn	元素	量	元素	量	f1	f2	f3
S11	77.0	3.26	0.48	0.09	0.013	剩餘部分	Fe	0.05	Ni	0.04	76.1	60.9	0.19
							Ag	0.005	Cr	0.01			
							Bi	0.002	Se	0.001			
							S	0.001					
S12	77.0	3.25	0.48	0.09	0.013	剩餘部分	Fe	0.13	Ni	0.04	76.1	60.9	0.19
							Ag	0.005	Cr	0.01			
							Bi	0.002	Se	0.001			
							S	0.001					
S13	78.0	3.46	0.68	0.08	0.035	剩餘部分	Fe	0.02	Ni	0.01	75.8	60.8	0.12
							Mn	0.01	Al	0.005			
							Ag	0.02	Sb	0.003			
							As	0.003	Se	0.001			
							Te	0.003					
S14	78.0	3.45	0.67	0.08	0.095	剩餘部分	Fe	0.02	Ni	0.01	75.9	60.9	0.12
							Mn	0.01	Al	0.005			
							Ag	0.02	Sb	0.003			
							As	0.003	Se	0.001			
							Te	0.003					

【0118】 【表 4】

合金 No.	Cu	Si	Sn	P	Pb	其他	f1	f2	f3
S21	78.2	3.53	0.77	0.10	0.008		75.4	60.5	0.13
S22	77.2	3.32	0.51	0.09	0.016		76.1	60.8	0.18
S23	78.4	3.55	0.80	0.11	0.015		75.4	60.6	0.14
S24	76.4	3.15	0.43	0.07	0.033		75.8	60.9	0.16
S25	76.7	3.13	0.42	0.08	0.017		76.1	61.3	0.19
S26	78.5	3.48	0.43	0.11	0.015		78.2	61.3	0.26
S27	76.7	3.30	0.45	0.13	0.013		76.1	60.4	0.29
S28	77.5	3.47	0.52	0.05	0.009		76.4	60.4	0.10
S29	77.5	3.33	0.53	0.09	0.018		76.3	61.0	0.17
S30	76.8	3.25	0.46	0.14	0.010		76.1	60.7	0.30
S31	78.2	3.51	0.78	0.11	0.008		75.3	60.6	0.14
S32	77.7	3.40	0.60	0.09	0.013		76.0	60.8	0.15
S33	77.2	3.47	0.48	0.10	0.008		76.5	60.1	0.21
S34	76.3	3.24	0.51	0.11	0.014		75.2	60.2	0.22
S35	78.6	3.49	0.48	0.12	0.011		77.9	61.3	0.25
S41	77.5	3.35	0.57	0.07	0.017	Sb:0.018, As:0.04	76.0	60.9	0.12
S42	77.3	3.43	0.51	0.10	0.008	Sb:0.03, Bi:0.015	76.3	60.3	0.20
S43	77.6	3.33	0.59	0.07	0.017	Sb:0.03, As:0.04, Bi:0.05	75.9	61.1	0.12

【0119】 【表 5】

合金 No.	Cu	Si	Sn	P	Pb	其他	f1	f2	f3
S51	76.5	3.16	0.63	0.10	0.012		74.4	60.7	0.16
S52	73.5	3.15	0.54	0.08	0.017		72.1	57.9	0.15
S53	76.1	2.83	0.52	0.07	0.011		74.5	62.0	0.13
S54	78.0	3.16	0.51	0.13	0.011		76.8	62.3	0.25
S55	79.1	3.60	0.52	0.11	0.010		78.2	61.3	0.21
S56	78.5	3.70	0.60	0.10	0.008		77.1	60.2	0.17
S57	76.2	3.03	0.44	0.09	0.014		75.4	61.2	0.20
S58	78.5	3.50	0.95	0.12	0.012		74.3	60.8	0.13
S59	77.5	3.35	0.34	0.08	0.009		77.7	61.1	0.24
S60	77.5	3.45	0.56	0.17	0.010		76.2	60.3	0.30
S61	78.0	3.55	0.67	0.05	0.018		75.9	60.4	0.07
S62	76.8	3.30	0.43	0.14	0.015		76.4	60.5	0.33
S63	77.2	3.34	0.50	0.03	0.010		76.2	60.7	0.06
S64	76.2	3.15	0.03	0	0.015		78.5	61.1	0
S65	75.5	3.13	0.41	0.08	0.010		75.0	60.1	0.20
S66	77.8	3.15	0.43	0.09	0.010		77.2	62.3	0.21
S67	76.5	3.45	0.54	0.07	0.008		75.3	59.4	0.13
S68	78.1	3.22	0.45	0.09	0.010		77.4	62.2	0.20
S69	78.7	3.53	0.41	0.10	0.013		78.6	61.3	0.24
S70	76.5	3.30	0.63	0.07	0.016		74.5	60.1	0.11
S71	76.7	3.13	0.43	0.08	0.002		76.1	61.3	0.19
S72	77.1	3.32	0.72	0.11	0.010		74.5	60.5	0.15

【0120】 【表 6】

製程 No.	熱擠壓				熱處理（退火）					
	溫度 (°C)	575~525°C 下的冷卻速度 (°C/分鐘)	460~400°C 下的冷卻速度 (°C/分鐘)	熱處理前的 冷拉伸、 矯正	熱處理前的 擠出材料的 直徑（mm）	爐的種類	溫度 (°C)	保持 時間 (分鐘)	575~525°C 下的 冷卻速度 (°C/分鐘)	460~400°C 下的 冷卻速度 (°C/分鐘)
A1	640	20	15	○	25.0	實際操作的電爐	545	120	15	15
A2	640	20	15	○	25.0	實際操作的電爐	545	120	15	10
A3	640	20	15	○	25.0	實際操作的電爐	545	120	15	7
A4	640	20	15	○	25.0	實際操作的電爐	545	120	8	3.6
A5	640	20	15	○	25.0	實驗室的電爐	565	70	15	15
A6	640	20	15	○	25.0	實驗室的電爐	545	30	15	15
A7	640	20	15	○	25.0	實驗室的連續爐	595	5	1.8	10
A8	640	20	15	○	25.0	實驗室的連續爐	595	5	1	10
A9	640	20	15	○	25.0	實驗室的連續爐	570	5	1	20
A10	640	20	15	-	25.6	實際操作的電爐	545	120	15	20
A11	640	20	15	-	25.6	實際操作的電爐	545	120	15	20
A12	640	20	15	○	24.5	實際操作的電爐	545	120	15	20

【0121】 【表 7】

製程 No.	熱擠壓					熱處理 (退火)				
	溫度 (°C)	575~525°C 下的冷卻速度 (°C/分鐘)	460~400°C 下的冷卻速度 (°C/分鐘)	熱處理前的 冷拉伸、 矯正	熱處理前的 擠出材料的 直徑 (mm)	爐的種類	溫度 (°C)	保持 時間 (分鐘)	575~525°C下的 冷卻速度 (°C/分鐘)	460~400°C下的 冷卻速度 (°C/分鐘)
AH1	640	20	15	僅矯正	25.6	-	-	-	-	-
AH2	640	20	15	○	25.0	-	-	-	-	-
AH3	640	20	15	○	25.0	實際操作的電爐	545	120	3	1.8
AH4	640	20	15	○	25.0	實際操作的電爐	545	120	1.5	1
AH5	640	20	15	○	25.0	實驗室的電爐	615	60	15	15
AH6	640	20	15	○	25.0	實驗室的電爐	505	180	-	20
AH7	640	20	15	○	25.0	實驗室的連續爐	595	5	5	10
AH8	640	20	15	○	25.0	實驗室的連續爐	595	5	1.8	1.6
AH9	640	20	15	○	25.0	實驗室的電爐	550	10	15	20
AH10	640	20	15	○	25.0	實驗室的連續爐	620	5	2	10
AH11	580	20	15	未能擠出至最後						

【0122】 【表 8】

製程 No.	備註
A1	適當的條件。
A2	改變了熱處理的冷卻速度。
A3	改變了熱處理的冷卻速度。
A4	熱處理的 460~400℃ 下的冷卻速度接近 2.5℃/分鐘。
A5	熱處理的溫度適當，耐蝕性良好，強度低。
A6	熱處理的溫度適當，且保持時間比較短（實質上為 31 分鐘）。
A7	熱處理的溫度比較高。525~575℃ 下的冷卻速度比較快（實質上為 28 分鐘，比較短）。
A8	熱處理的溫度比較高。525~575℃ 下的冷卻速度比較慢（實質上為 50 分鐘）。
A9	冷卻速度比較慢（實質上為 50 分鐘）。
A10	在熱處理後以 4.6% 的冷加工率進行拉伸、矯正並使直徑成為 25mm。
A11	在熱處理後以 8.4% 的冷加工率進行拉伸、矯正並使直徑成為 24.5mm。
A12	製程 A1 中直徑為 25mm，相對於此，製程 A12 中直徑為 24.5mm，此外的條件與製程 A1 相同。
AH1	
AH2	
AH3	由於爐冷，460~400℃ 的冷卻速度慢。
AH4	由於爐冷，460~400℃ 的冷卻速度慢。
AH5	熱處理的溫度高，α 相變得粗大。
AH6	熱處理的溫度低。
AH7	熱處理的溫度比較高，525~575℃ 下的冷卻速度快。
AH8	460~400℃ 的冷卻速度慢。
AH9	熱處理的溫度適當，但保持時間短（實質上為 12 分鐘）。
AH10	最高到達溫度高。
AH11	擠壓溫度低，未能擠出至最後。

【0123】 【表 9】

製程 No.	原材料	爐的種類	溫度 (℃)	保持時間 (分鐘)	條件式的值	備註
B1	在製程 A10 中得到之棒材	實際操作的電爐	275	180	738	適當的條件。
B2		實際操作的電爐	320	75	866	適當的條件。
B3		實際操作的電爐	290	75	606	適當的條件。
BH1		實際操作的電爐	220	120	-	溫度低，直線度差。
BH2		實驗室的電爐	370	20	671	溫度高。
BH3		實際操作的電爐	320	180	1342	條件式的值大。

條件式： $(T-220) \times (t)^{1/2}$
T：溫度 (℃)、t：時間 (分鐘)

【0124】 【表 10】

製程 No.	熱擠壓				熱處理 (退火)				備註
	溫度 (°C)	575~525°C 下的冷卻速度 (°C/分鐘)	460~400°C 下的冷卻速度 (°C/分鐘)	熱處理前的 擠出材料的 直徑 (mm)	溫度 (°C)	保持 時間 (分鐘)	575~525°C 下的冷卻速度 (°C/分鐘)	460~400°C 下的冷卻速度 (°C/分鐘)	
C0	640	16	12	50	-	-	-	-	鍛造用原材料、 磨耗試驗用原材料
C1	640	16	12	50	560	80	15	12	適當的條件。

【0125】 【表 11】

製程 No.	原材料	熱擠壓			熱處理 (退火)				
		溫度 (°C)	575~525°C 下的冷卻速度 (°C/分鐘)	460~400°C 下的冷卻速度 (°C/分鐘)	爐的種類	溫度 (°C)	保持 時間 (分鐘)	575~525°C 下的冷卻速度 (°C/分鐘)	460~400°C 下的冷卻速度 (°C/分鐘)
D1	在製程 C0 中 得到之圓棒	690	20	16	實驗室的電爐	555	70	20	15
D2		690	20	16	實驗室的電爐	555	70	20	8
D3		690	20	16	實驗室的電爐	555	70	6	4.5
D4		690	20	16	實驗室的電爐	520	140	20	15
D5		690	20	16	實驗室的連續爐	590	3	1.8	15
D6		690	1.5	10	-	-	-	-	-
D7		690	20	16	實驗室的連續爐	565	3	1	15
DH1		690	20	16	-	-	-	-	-
DH2		690	20	16	實驗室的電爐	555	70	6	2
DH3		690	20	16	實驗室的連續爐	590	3	1.7	1.7
DH4		690	20	16	實驗室的連續爐	565	3	5	15
DH5		690	3.5	10	-	-	-	-	-
DH6		690	20	16	實驗室的電爐	610	30	20	15
DH7		690	20	16	實驗室的電爐	520	45	20	15

【0126】 【表 12】

製程 No.	備註
D1	適當的條件。
D2	改變了熱處理的冷卻速度。
D3	改變了熱處理的冷卻速度。
D4	熱處理的溫度比較低，但保持時間長。
D5	熱處理的 575~525℃ 下的冷卻速度比較慢（實質上為 28 分鐘）。
D6	鍛造後的 575~525℃ 下的冷卻速度比較慢。
D7	熱處理的 575~525℃ 下的冷卻速度比較慢（實質上為 43 分鐘）。
DH1	-
DH2	由於爐冷，460~400℃ 下的冷卻速度慢。
DH3	熱處理的 460~400℃ 下的冷卻速度慢。
DH4	熱處理的 575~525℃ 下的冷卻速度快。（實質上為 11 分鐘）
DH5	鍛造後的 575~525℃ 下的冷卻速度快。
DH6	熱處理的溫度比較高。
DH7	熱處理的溫度比較低，保持時間短。

【0127】 【表 13】

製程 No.	熱擠壓				熱處理 (退火)				備註
	溫度 (°C)	575~525°C 下的冷卻速度 (°C/分鐘)	460~400°C 下的冷卻速度 (°C/分鐘)	擠出材料的直徑 (mm)	溫度 (°C)	保持 時間 (分鐘)	575~525°C 下的冷卻速度 (°C/分鐘)	460~400°C 下的冷卻速度 (°C/分鐘)	
E1	640	24	17	40	560	80	20	15	熱處理溫度適當。
EH1	640	24	17	40	-	-	-	-	熱加工性的評價用原材料 鍛造用原材料、 熱加工性的評價用原材料

【0128】 【表 14】

製程 No.	原材料	熱擠壓			熱處理 (退火)				
		溫度 (°C)	575~525°C 下的冷卻速度 (°C/分鐘)	460~400°C 下的冷卻速度 (°C/分鐘)	爐的種類	溫度 (°C)	保持 時間 (分鐘)	575~525°C 下的冷卻速度 (°C/分鐘)	460~400°C 下的冷卻速度 (°C/分鐘)
F1	在製程 EH1 中 得到之直徑為 40mm 的圓棒	690	22	18	實驗室的電爐	545	80	20	20
F2		690	22	18	實驗室的電爐	565	60	20	20
F3		690	22	18	實驗室的連續爐	570	3	1.2	10
F4	在製程 PH1 中 得到之直徑為 40mm 的圓棒 (鑄件)	690	22	18	實驗室的電爐	560	70	20	20
F5		690	22	18	實驗室的連續爐	590	5	1.2	10
FH1	在製程 EH1 中 得到之直徑為 40mm 的圓棒	690	22	18	-	-	-	-	-
FH2		690	22	18	實驗室的連續爐	590	5	1.8	1.5

【0129】 【表 15】

製程 No.	備註
F1	熱處理溫度略低於適當值。
F2	熱處理溫度略高於適當值。
F3	熱處理的 575~525℃ 下的冷卻速度比較慢（實質上為 40 分鐘）。
F4	熱處理溫度適當。
F5	熱處理的 575~525℃ 下的冷卻速度比較慢（實質上為 42 分鐘）。
FH1	-
FH2	熱處理的 460~400℃ 下的冷卻速度慢。

【0130】 【表 16】

製程 No.	鑄造				熱處理 (退火)				
	方法	575~525℃ 下的冷卻速度 (℃/分鐘)	460~400℃ 下的冷卻速度 (℃/分鐘)	鑄件的直徑 (mm)	爐的種類	溫度 (℃)	保持 時間 (分鐘)	575~525℃ 下的冷卻速度 (℃/分鐘)	460~400℃ 下的冷卻速度 (℃/分鐘)
P1	模貝鑄造	30	20	40	實驗室的電爐	560	120	20	20
P2	連續鑄造	25	21	40	實驗室的電爐	560	120	20	20
P3	連續鑄造	25	21	40	實驗室的連續爐	595	5	1	15
PH1	模貝鑄造	30	20	40	-	-	-	-	-

【0131】 【表 17】

製程 No.	備註
P1	熱處理溫度適當。
P2	熱處理溫度適當。
P3	熱處理溫度比較高，575~525℃下的 冷卻速度比較慢（實質上為 50 分鐘）。
PH1	

【0132】 關於上述試驗材料，藉由以下步驟，對金相組織觀察、耐蝕性（脫鋅腐蝕試驗/浸漬試驗）、切削性進行了評價。

【0133】 （金相組織的觀察）

藉由以下方法觀察了金相組織，並藉由圖像解析測定了 α 相、 κ 相、 β 相、 γ 相、 μ 相的面積率（%）。再者， α' 相、 β' 相、 γ' 相設為分別包含於 α 相、 β 相、 γ 相中。

針對各試驗材料的棒材、鍛造品，與長邊方向平行地，或與金相組織的流動方向平行地進行切斷。繼而，對表面進行鏡面拋光（mirror face polishing），並用過氧化氫與氨水的混合液進行了蝕刻。蝕刻時使用了將 3vol% 的過氧化氫水 3mL 與 14vol% 的氨水 22mL 進行混合而得之水溶液。於約 15℃～約 25℃ 的室溫下，將金屬的拋光面浸漬於該水溶液中約 2 秒～約 5 秒。

使用金屬顯微鏡，主要以 500 倍的倍率觀察了金相組織，並且依金相組織的狀況而以 1000 倍觀察了金相組織。在 5 個視場的顯微照片中，使用圖像處理軟體“Photoshop CC”手動塗滿了各相（ α 相、 κ 相、 β 相、 γ 相、 μ 相）。繼而，藉由圖像解析軟體“WinROOF2013”進行二值化，從而求出了各相的面積率。詳細而言，關於各相，求出 5 個視場的面積率的平均值，並將平均值設為各相的相比率。而且，將所有構成相的面積率的總計設為 100%。

藉由以下方法測定了 γ 相、 μ 相的長邊的長度。主要使用 500 倍、在難以判別時使用 1000 倍的金屬顯微鏡照片，在 1 個視場中測定了 γ 相的長邊的最大長度。在任意的 5 個視場中進行該操作，計算所得之 γ 相的長邊最大長度的平均值，並設為 γ 相的長邊的長度。相同地，依據 μ 相的大小，使用 500 倍或 1000 倍的金屬顯微照片，或使用 2000 倍或 5000 倍的二次電子像照片（電子顯微照片），在 1 個視場中測定了 μ 相的長邊的最大長度。在任意的 5 個視場中進行該操作，計算所得之 μ 相的長邊最大長度的平均值，並設為 μ 相的長邊的長度。

具體而言，使用列印出約 70mm×約 90mm 尺寸之照片進行了評價。在 500 倍倍率的情況下，觀察視場的尺寸為 276 μ m×220 μ m。

【0134】當相的識別困難時，藉由 FE-SEM-EBSP（電子背向散射繞射圖像（Electron Back Scattering Diffraction Pattern））法，以 500 倍或 2000 倍的倍率對相進行了指定。

又，在改變冷卻速度之實施例中，為了確認有無主要析出於晶粒邊界之 μ 相，使用 JEOL Ltd.製造的 JSM-7000 F 在加速電壓 15kV、電流值（設定值 15）的條件下、以及使用 JEOL Ltd.製造的 JXA-8230 在加速電壓 20kV、電流值 3.0×10^{-11} A 的條件下拍攝二次電子像，並且以 2000 倍或 5000 倍倍率確認到金相組織。當能夠用 2000 倍或 5000 倍

的二次電子像確認 μ 相，但不能用 500 倍或 1000 倍的金屬顯微照片確認 μ 相時，未計算面積率。亦即，被 2000 倍或 5000 倍的二次電子像觀察到但未能在 500 倍或 1000 倍的金屬顯微照片中確認之 μ 相並未包含在 μ 相的面積率中。這是因為，無法用金屬顯微鏡確認的 μ 相主要係長邊的長度為 $5\mu\text{m}$ 以下、寬度約 $0.3\mu\text{m}$ 以下，因此對面積率之影響較小。

μ 相的長度在任意 5 個視場中進行測定，如前述那樣將 5 個視場的最長長度的平均值設為 μ 相的長邊的長度。 μ 相的組成確認藉由附屬的 EDS 進行。再者，當未能以 500 倍或 1000 倍確認 μ 相，但以更高的倍率測定出 μ 相的長邊的長度時，在表中的測定結果中 μ 相的面積率雖然為 0%，但仍記載有 μ 相的長邊的長度。

【0135】（ μ 相的觀察）

關於 μ 相，若在熱擠出後或熱處理後，將 $460^\circ\text{C} \sim 400^\circ\text{C}$ 的溫度區域以 $8^\circ\text{C}/\text{分鐘}$ 或 $15^\circ\text{C}/\text{分鐘}$ 以下的冷卻速度進行冷卻，則能夠確認 μ 相的存在。圖 1 表示試驗 No.T05（合金 No.S01/製程 No.A3）的二次電子像的一例。在 α 相的晶粒邊界確認到有 μ 相析出（白灰色細長的相）。

【0136】（存在於 α 相中之針狀 κ 相）

存在於 α 相中之針狀 κ 相（ κ_1 相）係寬度為約 $0.05\mu\text{m}$ 至約 $0.5\mu\text{m}$ ，且為細長的直線狀、針狀形態。如果寬度

為 $0.1\mu\text{m}$ 以上，即使用金屬顯微鏡亦能夠確認其存在。

圖 2 表示試驗 No.T03（合金 No.S01/製程 No.A1）的金屬顯微照片作為代表性的金屬顯微照片。圖 3 表示試驗 No.T03（合金 No.S01/製程 No.A1）的電子顯微照片作為代表性的存在於 α 相內之針狀 κ 相的電子顯微照片。再者，圖 2、3 的觀察位置並不相同。銅合金中，可能與存在於 α 相之雙晶混淆，但就存在於 α 相中之 κ 相而言， κ 相自身的寬度窄，雙晶係兩個為 1 組，因此可以區分它們。在圖 2 的金屬顯微照片中，可以在 α 相內觀察到細長直線的針狀圖案的相。在圖 3 的二次電子像（電子顯微照片）中，明確地確認到存在於 α 相內之圖案為 κ 相。 κ 相的厚度為約 $0.1\sim 0.2\mu\text{m}$ 。

用金屬顯微鏡判斷了 α 相中的針狀 κ 相的量（數）。在金屬構成相的判定（金相組織觀察）中使用所拍攝之 500 倍或 1000 倍倍率下的 5 個視場的顯微照片。在列印出縱長為約 70mm、橫長為約 90mm 的尺寸之放大視場中，測定針狀 κ 相的數量，並求出了 5 個視場的平均值。當針狀 κ 相的數量在 5 個視場中的平均值為 20 以上且小於 70 時，判斷為具有明顯的針狀 κ 相，並記為“△”。當針狀 κ 相的數量在 5 個視場中的平均值為 70 以上時，判斷為具有許多針狀 κ 相，並記為“○”。當針狀 κ 相的數量在 5 個視場中的平均值為 19 以下時，判斷為幾乎不具有針狀 κ 相，並記為“×”。

無法用照片確認的針狀 $\kappa 1$ 相的數量並未包含在內。當為 500 倍的倍率時，觀察視場的尺寸為 $276\mu\text{m}\times 220\mu\text{m}$ 。

【0137】（ κ 相中所含之 Sn 量、P 量）

使用 X 射線微分析器測定了 κ 相中所含之 Sn 量、P 量。測定時使用 JEOL Ltd.製造的“JXA-8200”，在加速電壓 20kV、電流值 $3.0\times 10^{-8}\text{A}$ 的條件下進行。

關於試驗 No.T101（合金 No.S03/製程 No.AH1）、試驗 No.T103（合金 No.S03/製程 No.A1）、試驗 No.T130（合金 No.S03/製程 No.BH3），使用 X 射線微分析器對各相的 Sn、Cu、Si、P 的濃度進行定量分析之結果示於表 18～表 20。

關於 μ 相，利用附屬於 JSM-7000F 的 EDS 進行測定，並測定了在視場內長邊的長度較大的部分。

【0138】 【表 18】

試驗 No.T101(合金 No.S03 : 77.6Cu-3.38Si-0.53Sn-0.11P-0.009Pb/製程 No.AH1)

(mass%)

	Cu	Si	Sn	P	Zn
α 相	77.3	2.6	0.34	0.08	剩餘
κ 相	78.2	4.1	0.44	0.15	剩餘
γ 相	76.0	6.3	3.7	0.22	剩餘
μ 相	-	-	-	-	-

【0139】 【表 19】

試驗 No.T103(合金 No.S03 : 77.6Cu-3.38Si-0.53Sn-0.11P-0.009Pb/製程 No.A1)

(mass%)

	Cu	Si	Sn	P	Zn
α 相	77.3	2.8	0.43	0.08	剩餘
κ 相	78.0	4.0	0.58	0.15	剩餘
γ 相	76.2	6.0	3.5	0.20	剩餘
μ 相	-	-	-	-	-

【0140】 【表 20】

試驗 No.T118(合金 No.S03 : 77.6Cu-3.38Si-0.53Sn-0.11P-0.009Pb/製程 No.BH3)

(mass%)

	Cu	Si	Sn	P	Zn
α 相	77.2	2.7	0.44	0.08	剩餘
κ 相	77.9	3.9	0.59	0.15	剩餘
γ 相	76.0	5.8	3.4	0.20	剩餘
μ 相	82.0	7.4	0.6	0.27	剩餘

【0141】 由上述測定結果得到如下見解。

- 1) 藉由製造方法而分佈於各相之濃度略有不同。
- 2) Sn 在 κ 相中的分佈為 α 相的約 1.3 倍。
- 3) γ 相的 Sn 濃度為 α 相的 Sn 濃度的約 8~約 11 倍。
- 4) 與 α 相的 Si 濃度相比，κ 相、γ 相、μ 相的 Si 濃度分別為約 1.5 倍、約 2.2 倍、約 2.7 倍。
- 5) μ 相的 Cu 濃度高於 α 相、κ 相、γ 相、μ 相。
- 6) 若 γ 相的比例增加，則 κ 相的 Sn 濃度必然減少。
- 7) P 在 κ 相中的分佈為 α 相的約 2 倍。
- 8) γ 相的 P 濃度為 α 相的 P 濃度的約 2.5 倍，μ 相的 P

濃度為 α 相的 P 濃度的約 3.5 倍。

9) 即使為相同組成，若 γ 相的比例減少，則 α 相的 Sn 濃度從 0.34mass%至 0.44mass%提高約 1.3 倍。相同地， κ 相的 Sn 濃度從 0.44mass%至 0.58mass%提高約 1.3 倍。 κ 相的 Sn 的增加量超過 α 相的 Sn 的增加量(合金 No.S03)。

【0142】（機械特性）

（抗拉強度）

將各試驗材料加工成 JIS Z 2241 的 10 號試片，從而進行了抗拉強度的測定。如果熱擠出材料或熱鍛材料的抗拉強度為 550N/mm² 以上，較佳為 565N/mm² 以上、575N/mm² 以上，進一步較佳為 590N/mm² 以上，則在快削性銅合金中亦為最高水準，能夠提高在各領域中使用之構件的容許應力或實現薄壁化/輕量化。

再者，本實施形態的合金為具有高抗拉強度之銅合金，因此抗拉試片的完工面粗糙度對伸長率或抗拉強度賦予影響。因此，以滿足下述條件之方式製作出抗拉試片。

（抗拉試片的完工面粗糙度的條件）

在抗拉試片的標點間的任意位置的每基準長度 4mm 的截面曲線中，Z 軸的最大值與最小值之差為 2 μ m 以下。截面曲線係指，將截止值 λ_s 的低通濾波器適用於測定截面曲線而得之曲線。

（高溫潛變）

根據各試片製作出 JIS Z 2271 的直徑 10mm 之帶法蘭的試片。測定了在將相當於室溫的 0.2%保證應力之荷載施加於試片之狀態下，於 150℃ 下經過 100 小時後的潛變應變。以 0.2%保證應力亦即常溫下的標點間的伸長率施加相當於 0.2%的塑性變形之荷載，如果在施加了該荷載之狀態下將試片於 150℃ 下保持 100 小時之後的潛變應變為 0.4% 以下，則為良好。如果該潛變應變為 0.3% 以下，進一步為 0.2% 以下，則為銅合金中的最高水準，例如，能夠在高溫下使用之閥、靠近發動機室的汽車組件中，用作可靠性高的材料。

（衝擊特性）

在衝擊試驗中，從擠壓棒材、鍛造材料及其替代材料、鑄造材料、連續鑄造棒材中採取了依照 JIS Z 2242 之 U 形凹口試片（凹口深度 2mm、凹口底部半徑 1mm）。用半徑 2mm 的衝擊刃進行夏比衝擊試驗，並測定了衝擊值。

再者，用 V 凹口試片和 U 形凹口試片進行時的衝擊值的關係大致如下。

$$(\text{V 凹口衝擊值}) = 0.8 \times (\text{U 形凹口衝擊值}) - 3$$

【0143】（切削性）

作為切削性的評價，如下對使用了車床之切削試驗進行了評價。

對直徑 50mm、40mm 或 25.6mm 的熱擠壓棒材、直徑

25mm (24.5mm) 的冷拉伸材料及鑄件實施切削加工而製作出直徑 18mm 之試驗材料。對鍛造材料實施切削加工而製作出直徑 14.5mm 之試驗材料。將尖頭直鋒刀具 (point nose straight tool) , 尤其將不帶斷屑槽之碳化鎢刀具安裝在車床上。使用該車床, 於乾式條件下, 並在前刀角-6 度、刀尖半徑 0.4mm、切削速度 150m/分鐘、切削深度 1.0mm、進給速度 0.11mm/rev 的條件下, 在直徑 18mm 或直徑 14.5mm 的試驗材料的圓周上進行了切割。

從包括安裝於工具之 3 個部分之測力計 (MIHODENKI CO., LTD.製造, AST 式工具測力計 AST-TL1003) 發出之信號轉換為電氣電壓信號 (electrical voltage signal) , 並記錄在記錄器中。接著, 該等信號被轉換為切削阻力 (N) 。因此, 藉由測定切削阻力尤其是在切削時顯示最高值之主分力, 對合金的切削性進行了評價。

同時採取切屑, 並藉由切屑形狀對切削性進行了評價。在實際使用的切割中成為最大問題的是, 切屑纏上工具或切屑的體積較大。因此, 將只產生切屑形狀為 1 卷以下的切屑的情況評價為“○”(good (良好)) 。將產生切屑形狀超過 1 卷且 3 卷為止的切屑的情況評價為“△”(fair (尚可)) 。將產生切屑形狀超過 3 卷之切屑的情況評價為“×”(poor (不良)) 。這樣, 進行了 3 個階段的評價。

切削阻力還依賴於材料的強度, 例如剪斷應力、抗拉

強度和 0.2%保證應力，具有強度越高的材料切削阻力越高之傾向。如果與含有 1~4%的 Pb 之快削黃銅棒的切削阻力相比，切削阻力高出約 10%至約 20%的程度，則在實際使用上被充分容許。本實施形態中，將 Pb 的含量保持在最小限度，同時使 α 相內存在 κ_1 相，提高 κ 相中的 Sn、P 的濃度，並且以高度的切削性為目標，因此以 125N 為界（邊界值）而對切削阻力進行了評價。詳細而言，若切削阻力為 125N 以下，則評價為切削性優異（評價：○）。若切削阻力超過 125N 且為 145N 以下，則將切削性評價為“尚可（△）”。若切削阻力超過 145N，則評價為“不良（×）”。另外，對 58mass%Cu-42mass%Zn 合金實施製程 No.E1 來製作試樣並進行了評價的結果，切削阻力為 185N。

【0144】（熱加工試驗）

將直徑 50mm、直徑 40mm、直徑 25.6mm 或直徑 25.0mm 的棒材及藉由切割而使鑄件成為直徑 15mm，並切斷成長度 25mm 來製作出試驗材料。將試驗材料於 740℃或 635℃下保持了 20 分鐘。繼而，縱向放置試驗材料，並使用以 10 噸的熱壓縮能力併設有電爐之 Amsler 試驗機，在應變速度 0.02/秒、加工率 80%下進行高溫壓縮，從而使厚度成為 5mm。

關於熱加工性的評價，當使用 10 倍倍率的放大鏡觀察到 0.2mm 以上開口之破裂時，判斷為產生破裂。將在 740

℃、635℃ 這兩個條件下均未產生破裂的情況評價為“○”(good)。將在 740℃ 下產生了破裂但在 635℃ 下未產生破裂的情況評價為“△”(fair)。將在 740℃ 下未產生破裂但在 635℃ 下產生了破裂的情況評價為“▲”(fair)。將在 740℃、635℃ 這兩個條件下均產生破裂的情況評價為“x”(poor)。

在 740℃、635℃ 這兩個條件下均未產生破裂時，關於實際使用上的熱擠壓及熱鍛造，就實施方面而言，即使發生一些材料溫度下降，又，即使金屬模或鑄模與材料雖是瞬時但有接觸且材料的溫度下降，只要在適當的溫度下實施則在實際使用上沒有問題。當在 740℃ 和 635℃ 中的任一溫度下產生破裂時，判斷為可以實施熱加工，但受到實際使用上的限制而需要以更窄的溫度範圍進行管理。當在 740℃、635℃ 這兩種溫度下產生破裂時，判斷為在實際使用上存在大問題，為不良。

【0145】（脫鋅腐蝕試驗 1、2）

當試驗材料為擠出材料時，以使試驗材料的曝露試樣表面與擠出方向垂直之方式，將試驗材料植入酚醛樹脂材料中。當試驗材料為鑄件材料（鑄造棒）時，以使試驗材料的曝露試樣表面與鑄件材料的長邊方向垂直之方式，將試驗材料植入酚醛樹脂材料中。當試驗材料為鍛造材料時，以使試驗材料的曝露試樣表面與鍛造的流動方向垂直之方式植入酚醛樹脂材料中。

將試樣表面藉由至 1200 號的金鋼砂紙進行拋光，繼而，在純水中進行超音波清洗並用鼓風機進行乾燥。之後，將各試樣浸漬於所準備之浸漬液中。

試驗結束後，以使曝露表面與擠出方向、長邊方向或鍛造的流動方向保持垂直之方式，將試樣再次植入到酚醛樹脂材料中。接著，以使腐蝕部的截面作為最長的切斷部而獲得之方式切斷試樣。接著對試樣進行了拋光。

使用金屬顯微鏡，以 500 倍的倍率在顯微鏡的 10 個視場（任意的 10 個視場）中對腐蝕深度進行了觀察。最深的腐蝕點被記錄為最大脫鋅腐蝕深度。

【0146】在脫鋅腐蝕試驗 1 中，作為浸漬液，準備了以下試驗液 1，並實施了上述操作。在脫鋅腐蝕試驗 2 中，作為浸漬液，準備了以下試驗液 2，並實施了上述操作。

試驗液 1 為用於假設投入過多的作為氧化劑之消毒劑且 pH 低的惡劣的腐蝕環境，進而在該腐蝕環境下進行加速試驗之溶液。若使用該溶液，則推測加速試驗將成為該惡劣的腐蝕環境下的約 75~100 倍。本實施形態中以惡劣環境下的優異之耐蝕性為目標，因此若最大腐蝕深度為 80 μ m 以下，則耐蝕性良好。在要求優異之耐蝕性時，推測最大腐蝕深度較佳為 60 μ m 以下，進一步較佳為 40 μ m 以下即可。

試驗液 2 為用於假設氯化物離子濃度高、pH 低的惡劣

的腐蝕環境的水質，進而在該腐蝕環境下進行加速試驗之溶液。若使用該溶液，則推測加速試驗將成為在該惡劣的腐蝕環境下的約 30~50 倍。若最大腐蝕深度為 50 μm 以下，則耐蝕性良好。在要求優異之耐蝕性時，推測最大腐蝕深度較佳為 35 μm 以下，進一步較佳為 25 μm 以下即可。本實施例中，基於該等推測值來進行了評價。

【0147】 脫鋅腐蝕試驗 1 中，作為試驗液 1，使用了次氯酸水（濃度 30ppm、pH=6.8、水溫 40℃）。藉由以下方法對試驗液 1 進行了調整。向蒸餾水 40L 中投入市售之次氯酸鈉（NaClO），並以藉由碘滴定法產生之殘留氯濃度成為 30mg/L 之方式進行了調整。殘留氯隨著時間而分解並減少，因此藉由伏安法時常測定殘留氯濃度，同時藉由電磁泵對次氯酸鈉的投入量進行了電子控制。為了將 pH 降低至 6.8，一邊對二氧化碳進行流量調整一邊進行投入。利用溫度控制器對水溫進行調整以使其成為 40℃。這樣，將殘留氯濃度、pH、水溫保持恆定，並且在試驗液 1 中將試樣保持了兩個月。繼而從水溶液中取出試樣，並測定了其脫鋅腐蝕深度的最大值（最大脫鋅腐蝕深度）。

【0148】 在脫鋅腐蝕試驗 2 中，作為試驗液 2，使用了表 2 1 所示之成分的試驗水。向蒸餾水中投入市售之藥劑而對試驗液 2 進行了調整。假設腐蝕性高的自來水，並投入了氯化物離子 80mg/L、硫酸根離子 40mg/L 及硝酸根離子 30

mg/L。鹼度及硬度以日本一般的自來水為基準分別調整為 30mg/L、60mg/L。為了將 pH 降低至 6.3，一邊對二氧化碳進行流量調整一邊進行投入，為了使溶氧濃度飽和，時常投入了氧氣。水溫與室溫相同，於 25℃ 下進行。這樣，將 pH、水溫保持恆定並將溶氧濃度設為飽和狀態，並且在試驗液 2 中將試樣保持了三個月。繼而，從水溶液中取出試樣，並測定了其脫鋅腐蝕深度的最大值（最大脫鋅腐蝕深度）。

【0149】 【表 21】

(pH 以外的項目的單位為 mg/L)

Mg	Ca	Na	K	NO ³⁻	SO ₄ ²⁻	Cl	鹼度	硬度	pH
10.1	7.3	55	19	30	40	80	30	60	6.3

【0150】 （脫鋅腐蝕試驗 3：ISO6509 脫鋅腐蝕試驗）

本試驗作為脫鋅腐蝕試驗方法而被諸多國家所採用，在 JIS 標準中亦以 JIS H 3250 規定。

與脫鋅腐蝕試驗 1、2 相同地將試驗材料植入了酚醛樹脂材料中。例如以使曝露試樣表面與擠出材料的擠出方向垂直之方式植入酚醛樹脂材料中。將試樣表面藉由至 1200 號的金鋼砂紙進行拋光，繼而，在純水中進行超音波清洗並進行了乾燥。

繼而，將各試樣浸漬於 1.0% 的氯化銅二水合物（CuCl₂·2H₂O）的水溶液（12.7g/L）中，於 75℃ 的溫度條件下保持了 24 小時。之後，從水溶液中取出試樣。

以使曝露表面與擠出方向、長邊方向或鍛造的流動方向保持垂直之方式，將試樣再次植入到酚醛樹脂材料中。接著，以使腐蝕部的截面作為最長的切斷部而獲得之方式切斷試樣。接著對試樣進行了拋光。

使用金屬顯微鏡，以 200 倍或 500 倍的倍率在顯微鏡的 10 個視場中對腐蝕深度進行了觀察。最深的腐蝕點被記錄為最大脫鋅腐蝕深度。

再者，當進行 ISO 6509 的試驗時，若最大腐蝕深度為 $200\mu\text{m}$ 以下，則成為在實際使用上對耐蝕性沒有問題的水準。尤其在要求優異之耐蝕性時，設為最大腐蝕深度較佳為 $100\mu\text{m}$ 以下，進一步較佳為 $50\mu\text{m}$ 以下。

本試驗中，將最大腐蝕深度超過 $200\mu\text{m}$ 的情況評價為“x”(poor)。將最大腐蝕深度超過 $50\mu\text{m}$ 且 $200\mu\text{m}$ 以下的情況評價為“△”(fair)。將最大腐蝕深度為 $50\mu\text{m}$ 以下的情況嚴格地評價為“○”(good)。本實施形態為了假設惡劣的腐蝕環境而採用了嚴格的評價基準，僅將評價為“○”的情況視為耐蝕性良好。

【0151】（耐孔蝕性）

孔蝕係指在液體流動中由於壓力差而在短時間發生氣泡的產生和消失之現象。耐孔蝕性表示因氣泡的產生和消失引起之損傷的耐受性。

藉由直接式磁致伸縮振動試驗對耐孔蝕性進行了評

價。藉由切削加工將試樣的直徑設為 16mm，繼而將曝露試驗面用 #1200 的耐水拋光紙進行拋光，從而製作出試樣。將試樣安裝到位於振子末端之喇叭上。在頻率：18kHz、振幅：40 μ m、試驗時間：2 小時的條件下，將試樣在試液中進行超音波振動。作為浸漬試樣表面之試液，使用了離子交換水。對加入了離子交換水之燒杯進行冷卻，並將水溫設為 20 $^{\circ}$ C $\pm$ 2 $^{\circ}$ C（18 $^{\circ}$ C $\sim$ 22 $^{\circ}$ C）。測定試驗前後的試樣的重量，並藉由其重量差對耐孔蝕性進行了評價。當重量差（重量的減少量）超過 0.03g 時，表面存在損傷，耐孔蝕性不足而判斷為不良。當重量差（重量的減少量）超過 0.005g 且為 0.03g 以下時，表面損傷亦輕微，認為耐孔蝕性良好。但是，本實施形態以優異之耐孔蝕性為目標，因此判斷為不良。當重量差（重量的減少量）為 0.005g 以下時，亦幾乎不存在表面損傷，判斷為耐孔蝕性優異。當重量差（重量的減少量）為 0.003g 以下時，可判斷為耐孔蝕性特別優異。

另外，在相同的試驗條件下，對 59Cu-3Pb-38Zn 的含有 Pb 之快削黃銅進行試驗之結果，得到重量的減少量為 0.10g。

【0152】（耐沖蝕腐蝕性）

沖蝕腐蝕係指，由流體產生之化學腐蝕現象和物理剝取現象結合從而腐蝕在局部迅速進展之現象。耐沖蝕腐蝕

性表示該腐蝕的耐受性。

將試樣表面設為直徑 20mm 的平坦的正圓形狀，繼而，將表面藉由 #2000 的金鋼砂紙進行拋光，從而製作出試樣。使用口徑 1.6mm 的噴嘴，以約 9m/秒的流速（試驗方法 1）或以約 7m/秒的流速（試驗方法 2）將試驗水噴淋到試樣上。詳細而言，從與試樣表面垂直的方向將水噴淋到試樣表面的中心。又，將噴嘴末端與試樣表面的中心之間的距離設為 0.4mm。測定了在該條件下向試樣噴淋試驗水 336 小時後的腐蝕減量。

作為試驗水，使用了次氯酸水（濃度 30ppm、pH=7.0、水溫 40℃）。藉由以下方法製作出試驗水。向蒸餾水 40L 中投入市售之次氯酸鈉（NaClO）。以使藉由碘滴定法產生之殘留氯濃度成為 30mg/L 之方式，對次氯酸鈉的量進行了調整。殘留氯隨著時間而分解並減少。因此藉由伏安法時常測定殘留氯濃度，同時藉由電磁泵對次氯酸鈉的投入量進行了電子控制。為了將 pH 降低至 7.0，一邊對二氧化碳進行流量調整一邊進行投入。利用溫度控制器對水溫進行調整以使其成為 40℃。這樣，將殘留氯濃度、pH、水溫保持恆定。

在試驗方法 1 中，當腐蝕減量超過 75mg 時，評價為耐沖蝕腐蝕性差。當腐蝕減量超過 50mg 且為 75mg 以下時，評價為耐沖蝕腐蝕良好。當腐蝕減量超過 30mg 且為 50mg

以下時，評價為耐沖蝕腐蝕優異。當腐蝕減量為 30mg 以下時，評價為耐沖蝕腐蝕特別優異。

同樣地，在試驗方法 2 中，當腐蝕減量超過 60mg 時，評價為耐沖蝕腐蝕性差。當腐蝕減量超過 40mg 且為 60mg 以下時，評價為耐沖蝕腐蝕良好。當腐蝕減量超過 25mg 且為 40mg 以下時，評價為耐沖蝕腐蝕優異。當腐蝕減量為 25mg 以下時，評價為耐沖蝕腐蝕特別優異。

【0153】 將評價結果示於表 22～表 69。

試驗 No.T01～T164 為實際操作的實驗中的結果。試驗 No.T201～T258 為實驗室的實驗中的相當於實施例的結果。試驗 No.T301～T329 為實驗室的實驗中的相當於比較例的結果。

再者，關於表中的 μ 相的長邊的長度，值“40”表示 40 μm 以上。又，關於表中的 γ 相的長邊的長度，值“150”表示 150 μm 以上。

【0154】 【表 22】

試驗 No.	合金 No.	製程 No.	κ相 面積率 (%)	γ相 面積率 (%)	β相 面積率 (%)	μ相 面積率 (%)	f4	f5	f6	f7	γ相的 長邊的 長度 (μm)	μ相的 長邊的 長度 (μm)	有無 針狀κ相	κ相的 Sn量 (mass%)	κ相的 P量 (mass%)
T01	S01	AH1	32.7	5.6	0	0	94.4	100	5.6	48.5	88	0	×	0.40	0.13
T02	S01	AH2	32.8	5.3	0	0	94.7	100	5.3	48.2	80	0	×	0.41	0.13
T03	S01	A1	40.4	0.9	0	0	99.1	100	0.9	48.1	30	0	○	0.52	0.13
T04	S01	A2	40.9	0.8	0	0	99.2	100	0.8	48.3	28	0	○	0.53	0.13
T05	S01	A3	40.5	1.0	0	0	99.0	100	1.0	48.5	32	1	○	0.52	0.13
T06	S01	A4	40.1	0.9	0	0.4	98.7	100	1.3	47.9	36	12	○	0.53	0.13
T07	S01	AH3	39.4	0.7	0	1.6	97.7	100	2.3	47.2	26	20	○	0.54	0.13
T08	S01	AH4	37.7	0.6	0	4.5	94.9	100	5.1	46.4	22	40	○	0.53	0.13
T09	S01	A5	40.5	0.5	0	0	99.5	100	0.5	46.7	20	0	○	0.54	0.13
T10	S01	A6	40.3	1.1	0	0	98.9	100	1.1	48.6	36	0	○	0.52	0.13
T11	S01	AH5	39.9	2.2	0	0	97.8	100	2.2	50.8	64	0	×	0.48	0.12
T12	S01	AH6	39.9	2.4	0	0	97.6	100	2.4	51.2	76	0	×	0.47	0.12
T13	S01	AH7	39.8	1.8	0	0	98.2	100	1.8	49.8	54	0	×	0.49	0.13
T14	S01	A7	39.7	1.5	0	0	98.5	100	1.5	49.0	40	0	○	0.50	0.13
T15	S01	A8	40.3	1.0	0	0	99.0	100	1.0	48.3	34	0	○	0.52	0.13
T16	S01	AH8	40.1	1.7	0	2.6	95.7	100	4.3	51.2	50	40	○	0.51	0.13
T17	S01	A9	40.3	1.1	0	0	98.9	100	1.1	48.6	38	0	○	0.52	0.13
T19	S01	AH9	39.3	1.8	0	0	98.2	100	1.8	49.3	52	0	○	0.50	0.13
T20	S01	AH10	39.4	1.5	0	0	98.5	100	1.5	48.7	52	0	△	0.50	0.13

【0155】 【表 23】

試驗 No.	合金 No.	製程 No.	切削阻力 (N)	切屑形狀	熱加工性	腐蝕試驗 1 (μm)	腐蝕試驗 2 (μm)	腐蝕試驗 3 (ISO6509)
T01	S01	AH1	110	○	○	120	74	○
T02	S01	AH2	112	○	-	122	70	-
T03	S01	A1	114	○	-	34	24	○
T04	S01	A2	116	○	-	36	32	-
T05	S01	A3	115	○	-	32	36	-
T06	S01	A4	116	○	-	60	40	○
T07	S01	AH3	115	○	-	78	54	-
T08	S01	AH4	116	○	-	108	64	○
T09	S01	A5	113	○	-	46	32	○
T10	S01	A6	114	○	-	68	40	-
T11	S01	AH5	118	○	-	88	54	-
T12	S01	AH6	116	○	-	100	58	○
T13	S01	AH7	117	○	-	84	48	-
T14	S01	A7	113	○	-	66	42	-
T15	S01	A8	114	○	-	52	34	-
T16	S01	AH8	116	○	-	108	66	○
T17	S01	A9	115	○	-	58	32	○
T19	S01	AH9	113	○	-	84	48	-
T20	S01	AH10	116	○	-	78	54	-

【0156】 【表 24】

試驗 No.	合金 No.	製程 No.	抗拉強度 (N/mm ²)	伸長率 (%)	衝擊值 (J/cm ²)	強度 平衡 指數 f8	強度 平衡 指數 f9
T01	S01	AH1	555	22.2	15.4	613	628
T02	S01	AH2	591	16.4	14.3	638	652
T03	S01	A1	618	27.4	21.0	698	719
T04	S01	A2	617	27.6	21.0	696	717
T05	S01	A3	609	26.4	20.6	684	705
T06	S01	A4	607	25.4	20.5	680	700
T07	S01	AH3	585	22.6	18.4	648	666
T08	S01	AH4	570	20.8	15.1	626	641
T09	S01	A5	608	28.6	21.8	689	711
T10	S01	A6	616	24.8	19.2	688	707
T11	S01	AH5	574	23.4	19.4	637	657
T12	S01	AH6	601	19.2	16.6	656	673
T13	S01	AH7	578	22.8	18.8	640	659
T14	S01	A7	589	24.6	19.6	658	677
T15	S01	A8	603	26.4	20.7	677	698
T16	S01	AH8	580	22.8	15.2	642	657
T17	S01	A9	614	26.8	20.5	691	712
T19	S01	AH9	587	23.6	18.5	653	671
T20	S01	AH10	580	24.0	19.5	646	666

【0157】 【表 25】

試驗 No.	合金 No.	製程 No.	150℃潛變 應變 (%)	耐孔蝕性 (重量的減量 (g))	耐沖蝕腐蝕性 1 (腐蝕減量 (mg))	耐沖蝕腐蝕性 2 (腐蝕減量 (mg))
T01	S01	AH1	0.46	0.0061	106	72
T02	S01	AH2	-	-	-	-
T03	S01	A1	0.15	0.0031	60	38
T04	S01	A2	-	-	61	42
T05	S01	A3	0.16	-	-	-
T06	S01	A4	0.26	0.0031	65	44
T07	S01	AH3	0.36	0.0042	77	58
T08	S01	AH4	0.47	0.0059	81	79
T09	S01	A5	0.11	-	68	44
T10	S01	A6	0.16	-	-	-
T11	S01	AH5	0.29	0.0041	83	62
T12	S01	AH6	0.32	0.0052	86	58
T13	S01	AH7	0.30	0.0060	-	-
T14	S01	A7	0.30	-	-	-
T15	S01	A8	-	0.0032	63	37
T16	S01	AH8	0.39	0.0060	84	73
T17	S01	A9	0.16	0.0032	65	45
T19	S01	AH9	-	-	-	-
T20	S01	AH10	-	0.0043	80	58

【0158】 【表 26】

試驗 No.	合金 No.	製程 No.	κ相 面積率 (%)	γ相 面積率 (%)	β相 面積率 (%)	μ相 面積率 (%)	f4	f5	f6	f7	γ相的 長邊的 長度 (μm)	μ相的 長邊的 長度 (μm)	有無 針狀κ相	κ相的 Sn量 (mass%)	κ相的 P量 (mass%)
T21	S01	A10	40.4	0.8	0	0	99.2	100	0.8	47.8	30	0	○	0.53	0.13
T22	S01	A11	40.9	0.9	0	0	99.1	100	0.9	48.6	32	0	○	0.52	0.13
T23	S01	A12	40.4	0.7	0	0	99.3	100	0.7	47.5	26	0	○	0.53	0.13
T24	S01	B1	40.1	1.1	0	0	98.9	100	1.1	48.4	34	2	○	0.52	0.13
T25	S01	B3	40.7	0.9	0	0	99.1	100	0.9	48.4	32	1	○	0.52	0.13
T26	S01	BH2	39.2	0.7	0	1.9	97.4	100	2.6	47.2	28	34	○	0.54	0.13
T27	S01	BH3	38.4	0.8	0	2.5	96.7	100	3.3	46.9	26	40	○	0.54	0.13
T28	S01	C0	33.4	5.8	0	0	94.2	100	5.8	49.5	90	0	×	0.39	0.12
T29	S01	C1	39.7	1.0	0	0	99.0	100	1.0	47.7	34	0	○	0.52	0.13
T30	S01	DH1	34.7	4.4	0	0	95.6	100	4.4	49.0	82	0	×	0.43	0.13
T31	S01	D1	41.1	0.5	0	0	99.5	100	0.5	47.4	22	0	○	0.54	0.13
T32	S01	D2	41.5	0.4	0	0	99.6	100	0.4	47.4	20	1	○	0.54	0.13
T33	S01	D3	40.8	0.7	0	0.3	99.0	100	1.0	48.0	24	16	○	0.53	0.13
T34	S01	DH2	40.2	0.3	0	1.1	98.6	100	1.4	46.0	18	24	○	0.55	0.13
T35	S01	D4	40.3	1.3	0	0	98.7	100	1.3	49.2	36	0	○	0.51	0.13
T36	S01	D5	41.0	0.9	0	0	99.1	100	0.9	48.7	28	0	○	0.52	0.13
T37	S01	DH3	39.4	0.7	0	2	97.3	100	2.7	47.4	26	30	○	0.54	0.13
T38	S01	DH4	39.7	2.0	0	0	98.0	100	2.0	50.2	48	0	○	0.49	0.13

【0159】 【表 27】

試驗 No.	合金 No.	製程 No.	切削阻力 (N)	切屑形狀	熱加工性	腐蝕試驗 1 (μm)	腐蝕試驗 2 (μm)	腐蝕試驗 3 (ISO6509)
T21	S01	A10	117	○	-	38	26	○
T22	S01	A11	119	○	-	40	32	-
T23	S01	A12	117	○	-	36	24	-
T24	S01	B1	116	○	-	42	28	○
T25	S01	B3	116	○	-	44	28	-
T26	S01	BH2	116	○	-	90	54	-
T27	S01	BH3	117	○	-	98	58	○
T28	S01	C0	108	○	○	122	72	△
T29	S01	C1	111	○	-	50	34	○
T30	S01	DH1	111	○	-	-	-	-
T31	S01	D1	114	○	-	36	22	-
T32	S01	D2	113	○	-	34	20	-
T33	S01	D3	113	○	-	70	38	-
T34	S01	DH2	115	○	-	72	44	○
T35	S01	D4	113	○	-	76	44	○
T36	S01	D5	114	○	-	54	34	-
T37	S01	DH3	114	○	-	98	58	-
T38	S01	DH4	113	○	-	86	52	○

【0160】 【表 28】

試驗 No.	合金 No.	製程 No.	抗拉強度 (N/mm^2)	伸長率 (%)	衝擊值 (J/cm^2)	強度 平衡 指數 f8	強度 平衡 指數 f9
T21	S01	A10	626	24.2	19.2	698	717
T22	S01	A11	682	19.0	16.2	744	760
T23	S01	A12	624	25.8	19.8	700	720
T24	S01	B1	627	23.4	18.5	696	715
T25	S01	B3	628	24.4	18.8	700	719
T26	S01	BH2	598	19.0	15.7	653	668
T27	S01	BH3	569	18.2	13.9	619	633
T28	S01	C0	542	22.4	15.3	599	615
T29	S01	C1	581	30.0	23.5	662	686
T30	S01	DH1	555	23.2	16.6	616	632
T31	S01	D1	587	32.6	23.6	676	700
T32	S01	D2	585	33.2	23.7	676	699
T33	S01	D3	581	32.2	22.4	668	691
T34	S01	DH2	568	27.8	20.6	642	662
T35	S01	D4	586	28.4	21.6	664	686
T36	S01	D5	578	31.2	22.5	662	684
T37	S01	DH3	570	26.8	19.6	642	662
T38	S01	DH4	573	26.6	19.2	645	664

【0161】 【表 29】

試驗 No.	合金 No.	製程 No.	150℃潛變 應變 (%)	耐孔蝕性 (重量的減量 (g))	耐沖蝕腐蝕性 1 (腐蝕減量 (mg))	耐沖蝕腐蝕性 2 (腐蝕減量 (mg))
T21	S01	A10	0.14	0.0030	63	39
T22	S01	A11	0.15	0.0031	61	38
T23	S01	A12	-	0.0031	62	43
T24	S01	B1	0.18	0.0031	63	-
T25	S01	B3	-	-	-	-
T26	S01	BH2	-	-	-	-
T27	S01	BH3	0.41	0.0051	87	73
T28	S01	C0	-	0.0070	108	78
T29	S01	C1	-	0.0033	-	-
T30	S01	DH1	0.38	0.0059	105	74
T31	S01	D1	0.11	0.0030	62	43
T32	S01	D2	0.11	-	59	44
T33	S01	D3	-	-	-	-
T34	S01	DH2	0.26	0.0033	72	63
T35	S01	D4	0.18	0.0042	69	52
T36	S01	D5	-	-	61	39
T37	S01	DH3	0.34	0.0050	74	63
T38	S01	DH4	-	-	84	56

【0162】 【表 30】

試驗 No.	合金 No.	製程 No.	κ相 面積率 (%)	γ相 面積率 (%)	β相 面積率 (%)	μ相 面積率 (%)	f4	f5	f6	f7	γ相的 長邊的 長度 (μm)	μ相的 長邊的 長度 (μm)	有無 針狀κ相	κ相的 Sn量 (mass%)	κ相的 P量 (mass%)
T39	S01	D6	40.3	1.5	0	0	98.5	100	1.5	49.6	44	0	△	0.50	0.13
T40	S01	DH5	38.3	2.6	0	0	97.4	100	2.6	49.9	64	0	×	0.46	0.13
T41	S01	D7	40.7	0.7	0	0	99.3	100	0.7	47.8	26	0	○	0.53	0.13
T42	S01	DH6	38.9	2.3	0	0	97.7	100	2.3	49.9	56	0	×	0.48	0.13
T43	S01	DH7	39.6	2.1	0	0	97.9	100	2.1	50.2	50	0	△	0.49	0.13
T44	S01	EH1	32.7	5.5	0	0	94.5	100	5.5	48.4	90	0	×	0.41	0.13
T45	S01	E1	39.7	1.0	0	0	99.0	100	1.0	47.7	40	0	○	0.52	0.13
T46	S01	FH1	34.9	4.7	0	0	95.3	100	4.7	49.6	78	0	×	0.42	0.12
T47	S01	F1	41.8	0.6	0	0	99.4	100	0.6	48.5	22	0	○	0.53	0.13
T48	S01	F2	42.4	0.2	0	0	99.8	100	0.2	47.1	20	0	○	0.55	0.13
T49	S01	FH2	40.0	1.2	0	1.8	97.0	100	3.0	49.4	44	24	○	0.52	0.13
T50	S01	F3	41.9	0.6	0	0	99.4	100	0.6	48.6	24	0	○	0.53	0.13
T51	S01	F4	40.4	0.8	0	0	99.2	100	0.8	47.8	30	0	○	0.53	0.13
T52	S01	F5	40.0	1.1	0	0	98.9	100	1.1	48.3	36	0	○	0.52	0.13
T53	S01	PH1	34.9	4.7	0	0	95.3	100	4.7	49.6	78	0	×	0.42	0.12
T54	S01	P1	41.8	0.6	0	0	99.4	100	0.6	48.5	26	0	○	0.53	0.13
T55	S01	P2	42.4	0.2	0	0	99.8	100	0.2	47.1	22	0	○	0.55	0.13
T56	S01	P3	40.0	1.1	0	0	98.9	100	1.1	48.3	36	0	○	0.52	0.13

【0163】 【表 31】

試驗 No.	合金 No.	製程 No.	切削阻力 (N)	切屑形狀	熱加工性	腐蝕試驗 1 (μm)	腐蝕試驗 2 (μm)	腐蝕試驗 3 (ISO6509)
T39	S01	D6	113	○	-	64	36	-
T40	S01	DH5	115	○	-	96	62	○
T41	S01	D7	113	○	-	64	46	-
T42	S01	DH6	115	○	-	86	54	○
T43	S01	DH7	115	○	-	82	50	○
T44	S01	EH1	109	○	○	124	78	○
T45	S01	E1	114	○	-	50	36	-
T46	S01	FH1	111	○	-	110	66	-
T47	S01	F1	114	○	-	34	22	-
T48	S01	F2	115	○	-	42	18	○
T49	S01	FH2	114	○	-	88	56	○
T50	S01	F3	115	○	-	44	26	-
T51	S01	F4	114	○	-	48	32	○
T52	S01	F5	114	○	-	54	44	-
T53	S01	PH1	110	○	-	130	68	○
T54	S01	P1	113	○	-	46	24	○
T55	S01	P2	114	○	-	42	32	-
T56	S01	P3	112	○	-	58	44	○

【0164】 【表 32】

試驗 No.	合金 No.	製程 No.	抗拉強度 (N/mm^2)	伸長率 (%)	衝擊值 (J/cm^2)	強度 平衡 指數 f8	強度 平衡 指數 f9
T39	S01	D6	574	27.4	20.8	648	669
T40	S01	DH5	564	25.8	18.3	633	652
T41	S01	D7	580	31.4	23.2	665	688
T42	S01	DH6	561	27.2	19.1	633	652
T43	S01	DH7	575	26.4	18.3	647	665
T44	S01	EH1	535	23.0	16.4	594	610
T45	S01	E1	578	30.0	23.5	659	683
T46	S01	FH1	550	23.6	16.2	611	628
T47	S01	F1	590	32.2	23.7	678	702
T48	S01	F2	584	33.8	24.8	676	700
T49	S01	FH2	568	29.4	19.5	646	666
T50	S01	F3	584	32.2	23.9	671	695
T51	S01	F4	582	31.2	23.9	667	691
T52	S01	F5	574	30.2	23.1	655	679
T53	S01	PH1	-	-	-	-	-
T54	S01	P1	-	-	-	-	-
T55	S01	P2	584	27.8	24.8	660	685
T56	S01	P3	580	26.2	23.1	652	675

【0165】 【表 33】

試驗 No.	合金 No.	製程 No.	150℃潛變 應變 (%)	耐孔蝕性 (重量的減量 (g))	耐沖蝕腐蝕性 1 (腐蝕減量 (mg))	耐沖蝕腐蝕性 2 (腐蝕減量 (mg))
T39	S01	D6	0.21	0.0039	72	55
T40	S01	DH5	0.31	0.0060	91	66
T41	S01	D7	-	-	-	-
T42	S01	DH6	0.28	-	81	62
T43	S01	DH7	0.30	0.0051	83	57
T44	S01	EH1	0.46	0.0068	107	71
T45	S01	E1	0.15	0.0033	59	44
T46	S01	FH1	0.40	0.0060	106	73
T47	S01	F1	0.12	0.0031	61	43
T48	S01	F2	-	-	-	-
T49	S01	FH2	0.35	-	78	65
T50	S01	F3	0.12	0.0031	61	42
T51	S01	F4	0.14	0.0031	62	40
T52	S01	F5	-	-	-	-
T53	S01	PH1	0.40	0.0052	110	72
T54	S01	P1	0.12	0.0031	62	41
T55	S01	P2	0.12	0.0032	58	42
T56	S01	P3	-	-	-	-

【0166】 【表 34】

試驗 No.	合金 No.	製程 No.	κ相 面積率 (%)	γ相 面積率 (%)	β相 面積率 (%)	μ相 面積率 (%)	f4	f5	f6	f7	γ相的 長邊的 長度 (μm)	μ相的 長邊的 長度 (μm)	有無 針狀κ相	κ相的 Sn 量 (mass%)	κ相的 P 量 (mass%)
T61	S02	AH1	40.8	5.3	0	0	94.7	100	5.3	56.6	86	0	×	0.56	0.11
T62	S02	AH2	40.9	5.0	0	0	95.0	100	5.0	56.3	80	0	×	0.57	0.11
T63	S02	A1	53.2	0.7	0	0	99.3	100	0.7	60.7	32	0	○	0.71	0.10
T64	S02	A3	53.4	0.7	0	0	99.3	100	0.7	60.9	26	0	○	0.71	0.10
T65	S02	A4	52.9	0.8	0	0.2	99.0	100	1.0	60.8	34	12	○	0.71	0.10
T66	S02	AH3	53.6	0.5	0	1.4	98.1	100	1.9	61.0	32	30	○	0.73	0.10
T67	S02	AH4	51.0	0.4	0	3.8	95.8	100	4.2	59.0	30	40	○	0.72	0.11
T68	S02	A5	53.5	0.3	0	0	99.7	100	0.3	59.2	28	0	○	0.73	0.10
T69	S02	A6	53.4	1.0	0	0	99.0	100	1.0	61.9	44	0	○	0.70	0.10
T70	S02	AH5	53.1	2.1	0	0	97.9	100	2.1	64.4	56	0	△	0.65	0.10
T71	S02	AH6	52.8	2.3	0	0	97.7	100	2.3	64.4	60	0	△	0.65	0.10
T72	S02	A9	53.3	1.0	0	0	99.0	100	1.0	61.8	42	0	○	0.70	0.10
T73	S02	AH9	52.3	1.7	0	0	98.3	100	1.7	62.6	54	0	○	0.67	0.10
T74	S02	AH10	52.4	1.6	0	0	98.4	100	1.6	62.5	52	0	○	0.68	0.10
T75	S02	A10	53.7	0.5	0	0	99.5	100	0.5	60.7	30	0	○	0.72	0.10
T76	S02	B2	53.5	0.5	0	0	99.5	100	0.5	60.5	30	2	○	0.72	0.10
T77	S02	BH2	52.4	0.6	0	1.8	97.6	100	2.4	60.6	24	26	○	0.73	0.11
T78	S02	C0	41.5	5.7	0	0	94.3	100	5.7	57.8	94	0	×	0.54	0.10
T79	S02	C1	52.8	0.7	0	0	99.3	100	0.7	60.3	38	0	○	0.72	0.10

【0167】 【表 35】

試驗 No.	合金 No.	製程 No.	切削阻力 (N)	切屑形狀	熱加工性	腐蝕試驗 1 (μm)	腐蝕試驗 2 (μm)	腐蝕試驗 3 (ISO6509)
T61	S02	AH1	108	○	-	122	66	○
T62	S02	AH2	109	○	-	116	70	-
T63	S02	A1	113	○	-	34	22	○
T64	S02	A3	113	○	-	38	26	-
T65	S02	A4	113	○	-	64	42	-
T66	S02	AH3	112	○	-	82	52	-
T67	S02	AH4	113	○	-	100	74	○
T68	S02	A5	113	○	-	32	26	-
T69	S02	A6	113	○	-	66	44	○
T70	S02	AH5	117	○	-	82	54	-
T71	S02	AH6	117	○	-	86	58	○
T72	S02	A9	113	○	-	60	38	-
T73	S02	AH9	112	○	-	84	52	-
T74	S02	AH10	115	○	-	80	54	-
T75	S02	A10	114	○	-	30	20	○
T76	S02	B2	114	○	-	30	22	-
T77	S02	BH2	112	○	-	76	52	○
T78	S02	C0	108	○	-	124	70	△
T79	S02	C1	111	○	-	52	28	○

【0168】 【表 36】

試驗 No.	合金 No.	製程 No.	抗拉強度 (N/mm^2)	伸長率 (%)	衝擊值 (J/cm^2)	強度 平衡 指數 f8	強度 平衡 指數 f9
T61	S02	AH1	563	18.6	13.4	613	627
T62	S02	AH2	602	13.4	12.0	641	653
T63	S02	A1	631	21.0	15.4	694	710
T64	S02	A3	625	20.6	15.3	686	702
T65	S02	A4	623	19.2	14.9	680	695
T66	S02	AH3	598	18.2	13.3	650	663
T67	S02	AH4	583	14.2	11.6	623	634
T68	S02	A5	618	21.8	16.1	682	698
T69	S02	A6	622	18.2	14.4	677	691
T70	S02	AH5	576	18.0	14.2	625	640
T71	S02	AH6	606	14.8	12.3	649	661
T72	S02	A9	626	20.6	14.8	687	702
T73	S02	AH9	599	17.8	13.5	650	664
T74	S02	AH10	589	18.2	13.8	641	654
T75	S02	A10	637	18.0	14.3	692	706
T76	S02	B2	642	18.6	14.2	699	713
T77	S02	BH2	611	12.4	11.4	648	659
T78	S02	C0	558	18.2	12.7	606	619
T79	S02	C1	593	22.5	16.8	657	674

【0169】 【表 37】

試驗 No.	合金 No.	製程 No.	150℃潛變 應變 (%)	耐孔蝕性 (重量的減量 (g))	耐沖蝕腐蝕性 1 (腐蝕減量 (mg))	耐沖蝕腐蝕性 2 (腐蝕減量 (mg))
T61	S02	AH1	-	-	-	-
T62	S02	AH2	0.43	0.0070	69	51
T63	S02	A1	0.12	0.0021	31	22
T64	S02	A3	-	-	-	-
T65	S02	A4	0.22	-	-	-
T66	S02	AH3	0.34	-	-	-
T67	S02	AH4	0.42	0.0053	52	49
T68	S02	A5	0.10	0.0022	32	24
T69	S02	A6	-	-	-	-
T70	S02	AH5	-	0.0043	-	-
T71	S02	AH6	-	-	-	-
T72	S02	A9	-	-	-	-
T73	S02	AH9	-	-	-	-
T74	S02	AH10	-	-	-	-
T75	S02	A10	0.11	0.0019	32	22
T76	S02	B2	0.12	0.0023	32	23
T77	S02	BH2	0.31	0.0057	51	42
T78	S02	C0	0.47	-	-	-
T79	S02	C1	0.12	0.0020	35	26

【0170】 【表 38】

試驗 No.	合金 No.	製程 No.	κ 相 面積率 (%)	γ 相 面積率 (%)	β 相 面積率 (%)	μ 相 面積率 (%)	f4	f5	f6	f7	γ 相的 長邊的 長度 (μm)	μ 相的 長邊的 長度 (μm)	有無 針狀 κ 相	κ 相的 Sn 量 (mass%)	κ 相的 P 量 (mass%)
T80	S02	DH1	42.1	4.6	0	0	95.4	100	4.6	57.0	80	0	×	0.58	0.11
T81	S02	D1	54.0	0.5	0	0	99.5	100	0.5	60.7	22	0	○	0.72	0.10
T82	S02	D2	54.4	0.4	0	0	99.6	100	0.4	60.7	18	0	○	0.73	0.10
T83	S02	D3	53.7	0.6	0	0.2	99.2	100	0.8	61.0	26	20	○	0.72	0.10
T84	S02	DH2	53.2	0.3	0	1.1	98.6	100	1.4	59.5	24	22	○	0.74	0.10
T85	S02	D4	53.5	1.2	0	0	98.8	100	1.2	62.6	44	0	○	0.69	0.10
T86	S02	D5	54.0	0.8	0	0	99.2	100	0.8	61.9	32	0	○	0.71	0.10
T87	S02	DH3	52.7	0.6	0	1.6	97.8	100	2.2	60.6	24	34	○	0.73	0.11
T88	S02	DH4	52.7	2.1	0	0	97.9	100	2.1	64.0	50	0	○	0.65	0.10
T89	S02	D7	53.7	0.6	0	0	99.4	100	0.6	60.9	26	0	○	0.72	0.10
T90	S02	DH6	52.2	2.2	0	0	97.8	100	2.2	63.6	52	0	△	0.65	0.10
T91	S02	DH7	52.7	2.1	0	0	97.9	100	2.1	64.0	58	0	○	0.65	0.10
T92	S02	EH1	40.9	5.2	0	0	94.8	100	5.2	56.5	90	0	×	0.56	0.11
T93	S02	E1	52.8	0.8	0	0	99.2	100	0.8	60.7	30	0	○	0.71	0.10
T94	S02	FH1	45.2	4.5	0	0	95.5	100	4.5	60.1	72	0	×	0.58	0.10
T95	S02	F1	55.0	0.5	0	0	99.5	100	0.5	61.8	24	0	○	0.72	0.10
T96	S02	F2	55.3	0.3	0	0	99.7	100	0.3	61.1	22	0	○	0.73	0.10
T97	S02	FH2	53.1	1.1	0	1.4	97.5	100	2.5	62.6	42	22	○	0.69	0.10

【0171】 【表 39】

試驗 No.	合金 No.	製程 No.	切削阻力 (N)	切屑形狀	熱加工性	腐蝕試驗 1 (μm)	腐蝕試驗 2 (μm)	腐蝕試驗 3 (ISO6509)
T80	S02	DH1	107	○	-	112	66	-
T81	S02	D1	112	○	-	32	22	-
T82	S02	D2	113	○	-	26	18	-
T83	S02	D3	112	○	-	56	28	-
T84	S02	DH2	111	○	-	72	50	○
T85	S02	D4	112	○	-	72	42	-
T86	S02	D5	113	○	-	58	30	-
T87	S02	DH3	113	○	-	84	54	-
T88	S02	DH4	112	○	-	78	52	-
T89	S02	D7	112	○	-	38	26	-
T90	S02	DH6	116	○	-	90	52	-
T91	S02	DH7	114	○	-	84	58	○
T92	S02	EH1	106	○	○	120	70	○
T93	S02	E1	111	○	-	54	28	-
T94	S02	FH1	109	○	-	108	64	-
T95	S02	F1	111	○	-	34	18	-
T96	S02	F2	113	○	-	26	18	-
T97	S02	FH2	112	○	-	80	54	-

【0172】 【表 40】

試驗 No.	合金 No.	製程 No.	抗拉強度 (N/mm^2)	伸長率 (%)	衝擊值 (J/cm^2)	強度 平衡 指數 f8	強度 平衡 指數 f9
T80	S02	DH1	565	18.8	13.1	616	629
T81	S02	D1	604	24.8	16.7	674	691
T82	S02	D2	602	25.4	16.8	674	690
T83	S02	D3	599	24.6	16.4	668	685
T84	S02	DH2	584	21.6	14.8	645	659
T85	S02	D4	601	21.2	15.5	662	677
T86	S02	D5	594	23.6	15.9	661	677
T87	S02	DH3	587	20.4	14.7	644	658
T88	S02	DH4	583	20.2	13.5	639	652
T89	S02	D7	600	24.0	16.6	668	685
T90	S02	DH6	573	21.8	13.9	633	647
T91	S02	DH7	592	18.8	13.1	645	658
T92	S02	EH1	561	18.8	13.0	612	625
T93	S02	E1	596	24.0	16.8	663	680
T94	S02	FH1	567	19.4	12.9	619	632
T95	S02	F1	602	25.0	17.0	673	690
T96	S02	F2	596	25.4	17.4	668	685
T97	S02	FH2	584	22.6	15.5	647	662

【0173】 【表 41】

試驗 No.	合金 No.	製程 No.	150℃潛變 應變 (%)	耐孔蝕性 (重量的減量 (g))	耐沖蝕腐蝕性 1 (腐蝕減量 (mg))	耐沖蝕腐蝕性 2 (腐蝕減量 (mg))
T80	S02	DH1	0.39	0.0051	-	-
T81	S02	D1	-	-	-	-
T82	S02	D2	0.10	0.0012	31	22
T83	S02	D3	-	-	-	-
T84	S02	DH2	0.25	-	-	-
T85	S02	D4	0.17	0.0021	32	22
T86	S02	D5	-	-	-	-
T87	S02	DH3	-	-	-	-
T88	S02	DH4	-	-	42	33
T89	S02	D7	-	-	-	-
T90	S02	DH6	-	-	-	-
T91	S02	DH7	-	-	-	-
T92	S02	EH1	0.43	0.0068	70	52
T93	S02	E1	0.12	0.0022	31	25
T94	S02	FH1	0.38	0.0060	66	47
T95	S02	F1	0.10	-	-	-
T96	S02	F2	-	-	-	-
T97	S02	FH2	0.31	-	52	36

【0174】 【表 42】

試驗 No.	合金 No.	製程 No.	κ相 面積率 (%)	γ相 面積率 (%)	β相 面積率 (%)	μ相 面積率 (%)	f4	f5	f6	f7	γ相的 長邊的 長度 (μm)	μ相的 長邊的 長度 (μm)	有無 針狀κ相	κ相的 Sn量 (mass%)	κ相的 P量 (mass%)
T101	S03	AH1	38.3	4.7	0	0	95.3	100	4.7	53.3	84	0	×	0.44	0.15
T102	S03	AH2	38.4	4.4	0	0	95.6	100	4.4	52.9	84	0	×	0.45	0.15
T103	S03	A1	47.7	0.5	0	0	99.5	100	0.5	54.5	23	0	○	0.58	0.15
T104	S03	AH4	45.0	0.3	0	4.0	95.7	100	4.3	52.8	22	40	○	0.57	0.16
T105	S03	A5	48.0	0.1	0	0	99.9	100	0.1	52.7	32	0	○	0.58	0.15
T106	S03	A6	47.6	0.5	0	0	99.5	100	0.5	54.4	46	0	○	0.57	0.15
T107	S03	AH5	47.3	1.4	0	0	98.6	100	1.4	56.8	50	0	×	0.54	0.15
T108	S03	AH6	47.6	1.7	0	0	98.3	100	1.7	57.9	60	0	×	0.53	0.15
T109	S03	AH7	46.9	1.2	0	0	98.8	100	1.2	56.0	48	0	△	0.54	0.15
T110	S03	A7	47.0	0.9	0	0	99.1	100	0.9	55.1	36	0	○	0.56	0.15
T111	S03	A8	47.8	0.5	0	0	99.5	100	0.5	54.6	32	0	○	0.57	0.15
T112	S03	AH8	47.3	1.1	0	2.2	96.7	100	3.3	57.2	34	40	○	0.56	0.15
T113	S03	A9	47.8	0.7	0	0	99.3	100	0.7	55.4	36	0	○	0.56	0.15
T114	S03	A10	47.8	0.4	0	0	99.6	100	0.4	54.0	22	0	○	0.57	0.15
T115	S03	A11	48.1	0.6	0	0	99.4	100	0.6	55.2	20	0	○	0.57	0.15
T116	S03	A12	47.9	0.3	0	0	99.7	100	0.3	53.6	19	0	○	0.58	0.15
T117	S03	B3	48.1	0.6	0	0	99.4	100	0.6	55.2	23	2	○	0.57	0.15
T118	S03	BH3	45.7	0.3	0	2.5	97.2	100	2.8	52.6	22	40	○	0.59	0.15
T119	S03	C0	38.6	4.5	0	0	95.5	100	4.5	53.3	92	0	×	0.45	0.15
T120	S03	C1	47.1	0.6	0	0	99.4	100	0.6	54.3	32	0	○	0.57	0.15

【0175】 【表 43】

試驗 No.	合金 No.	製程 No.	切削阻力 (N)	切屑形狀	熱加工性	腐蝕試驗 1 (μm)	腐蝕試驗 2 (μm)	腐蝕試驗 3 (ISO6509)
T101	S03	AH1	108	○	○	120	70	-
T102	S03	AH2	110	○	-	120	70	-
T103	S03	A1	111	○	○	34	20	○
T104	S03	AH4	112	○	-	102	68	-
T105	S03	A5	113	○	-	50	30	-
T106	S03	A6	113	○	-	70	48	-
T107	S03	AH5	116	○	-	84	52	-
T108	S03	AH6	116	○	-	89	62	-
T109	S03	AH7	115	○	-	78	48	-
T110	S03	A7	111	○	-	60	38	-
T111	S03	A8	112	○	-	48	32	-
T112	S03	AH8	111	○	-	86	54	-
T113	S03	A9	113	○	-	58	36	-
T114	S03	A10	114	○	-	32	22	-
T115	S03	A11	115	○	-	32	20	-
T116	S03	A12	112	○	-	36	24	○
T117	S03	B3	114	○	-	40	24	-
T118	S03	BH3	115	○	-	88	50	○
T119	S03	C0	107	○	-	128	74	-
T120	S03	C1	111	○	-	50	32	-

【0176】 【表 44】

試驗 No.	合金 No.	製程 No.	抗拉強度 (N/mm ²)	伸長率 (%)	衝擊值 (J/cm ²)	強度平衡指數 f8	強度平衡指數 f9
T101	S03	AH1	567	20.0	15.3	621	637
T102	S03	AH2	603	15.2	13.8	647	661
T103	S03	A1	628	24.8	18.2	702	720
T104	S03	AH4	584	17.8	13.5	634	648
T105	S03	A5	616	25.4	18.6	689	708
T106	S03	A6	619	22.4	17.8	684	702
T107	S03	AH5	582	22.8	18.0	645	663
T108	S03	AH6	614	18.4	14.6	668	683
T109	S03	AH7	592	21.6	17.0	652	669
T110	S03	A7	602	23.4	17.6	669	687
T111	S03	A8	616	24.4	18.2	687	705
T112	S03	AH8	596	21.2	14.2	656	671
T113	S03	A9	627	24.2	17.7	699	716
T114	S03	A10	637	21.6	16.9	703	719
T115	S03	A11	692	16.4	14.0	746	760
T116	S03	A12	635	23.4	17.3	706	723
T117	S03	B3	643	21.6	16.2	709	725
T118	S03	BH3	601	15.6	12.5	646	658
T119	S03	C0	560	21.0	16.1	616	632
T120	S03	C1	593	27.4	20.3	669	690

【0177】 【表 45】

試驗 No.	合金 No.	製程 No.	150℃潛變 應變 (%)	耐孔蝕性 (重量的減量 (g))	耐沖蝕腐蝕性 1 (腐蝕減量 (mg))	耐沖蝕腐蝕性 2 (腐蝕減量 (mg))
T101	S03	AH1	0.40	0.0060	94	67
T102	S03	AH2	-	-	-	-
T103	S03	A1	0.11	0.0029	53	35
T104	S03	AH4	0.41	0.0034	78	69
T105	S03	A5	0.08	0.0022	55	33
T106	S03	A6	-	-	-	-
T107	S03	AH5	-	-	-	-
T108	S03	AH6	0.25	0.0052	76	47
T109	S03	AH7	-	-	-	-
T110	S03	A7	0.21	0.0030	59	39
T111	S03	A8	0.11	-	56	34
T112	S03	AH8	-	-	77	64
T113	S03	A9	0.13	0.0028	61	42
T114	S03	A10	0.10	0.0021	57	35
T115	S03	A11	-	-	-	-
T116	S03	A12	-	-	-	-
T117	S03	B3	-	-	-	-
T118	S03	BH3	0.35	0.0053	80	68
T119	S03	C0	0.39	0.0061	98	69
T120	S03	C1	0.12	0.0020	59	39

【0178】 【表 46】

試驗 No.	合金 No.	製程 No.	κ 相 面積率 (%)	γ 相 面積率 (%)	β 相 面積率 (%)	μ 相 面積率 (%)	f4	f5	f6	f7	γ 相的 長邊的 長度 (μm)	μ 相的 長邊的 長度 (μm)	有無 針狀 κ 相	κ 相的 Sn 量 (mass%)	κ 相的 P 量 (mass%)
T121	S03	DH1	39.7	3.8	0	0	96.2	100	3.8	53.4	69	0	×	0.47	0.15
T122	S03	D1	48.3	0.1	0	0	99.9	100	0.1	53.0	16	0	○	0.58	0.15
T123	S03	D6	47.7	0.9	0	0	99.1	100	0.9	56.0	40	0	○	0.55	0.15
T124	S03	DH5	45.7	1.9	0	0	98.1	100	1.9	56.4	64	0	△	0.52	0.15
T125	S03	D7	48.2	0.3	0	0	99.7	100	0.3	54.2	26	0	○	0.58	0.15
T126	S03	DH6	46.1	1.9	0	0	98.1	100	1.9	56.8	54	0	×	0.52	0.15
T127	S03	DH7	46.8	1.6	0	0	98.4	100	1.6	56.8	62	0	△	0.53	0.15
T128	S03	EH1	38.3	4.7	0	0	95.3	100	4.7	53.3	90	0	×	0.44	0.15
T129	S03	E1	46.4	0.5	0	0	99.5	100	0.5	53.2	24	0	○	0.57	0.15
T130	S03	FH1	41.6	3.9	0	0	96.1	100	3.9	55.6	78	0	×	0.47	0.15
T131	S03	F1	49.2	0.2	0	0	99.8	100	0.2	54.6	20	0	○	0.58	0.15
T132	S03	F2	49.6	0.1	0	0	99.9	100	0.1	54.4	32	0	○	0.58	0.15
T133	S03	FH2	47.1	0.6	0	1.8	97.6	100	2.4	55.1	36	24	○	0.56	0.15
T134	S03	F3	49.2	0.2	0	0	99.8	100	0.2	54.6	19	0	○	0.58	0.15
T135	S03	F4	47.9	0.3	0	0	99.7	100	0.3	53.9	24	0	○	0.58	0.15
T136	S03	F5	47.2	0.5	0	0	99.5	100	0.5	54.0	29	0	○	0.57	0.15
T137	S03	PH1	41.6	4.6	0	0	95.4	100	4.6	56.5	78	0	×	0.45	0.15
T138	S03	P1	49.3	0.2	0	0	99.8	100	0.2	54.7	17	0	○	0.58	0.15
T139	S03	P2	49.3	0.1	0	0	99.9	100	0.1	54.1	20	0	○	0.58	0.15
T140	S03	P3	47.2	0.4	0	0	99.6	100	0.4	53.6	27	0	○	0.57	0.15

【0179】 【表 47】

試驗 No.	合金 No.	製程 No.	切削阻力 (N)	切屑形狀	熱加工性	腐蝕試驗 1 (μm)	腐蝕試驗 2 (μm)	腐蝕試驗 3 (ISO6509)
T121	S03	DH1	108	○	-	114	68	-
T122	S03	D1	112	○	-	28	18	-
T123	S03	D6	110	○	-	68	44	-
T124	S03	DH5	113	○	-	102	66	-
T125	S03	D7	111	○	-	42	26	-
T126	S03	DH6	114	○	-	88	52	-
T127	S03	DH7	113	○	-	82	54	-
T128	S03	EH1	107	○	○	122	72	○
T129	S03	E1	111	○	-	40	26	-
T130	S03	FH1	109	○	-	112	68	○
T131	S03	F1	110	○	-	32	20	○
T132	S03	F2	111	○	-	52	32	-
T133	S03	FH2	111	○	-	90	60	-
T134	S03	F3	111	○	-	46	28	-
T135	S03	F4	110	○	-	82	52	-
T136	S03	F5	111	○	-	52	34	-
T137	S03	PH1	107	○	○	116	64	○
T138	S03	P1	111	○	-	32	20	○
T139	S03	P2	112	○	-	52	34	-
T140	S03	P3	111	○	-	52	34	○

【0180】 【表 48】

試驗 No.	合金 No.	製程 No.	抗拉強度 (N/mm^2)	伸長率 (%)	衝擊值 (J/cm^2)	強度 平衡 指數 f8	強度 平衡 指數 f9
T121	S03	DH1	568	21.8	15.2	627	642
T122	S03	D1	600	30.2	20.5	684	705
T123	S03	D6	591	26.2	18.5	664	682
T124	S03	DH5	577	25.6	16.5	647	664
T125	S03	D7	589	28.0	20.0	667	687
T126	S03	DH6	572	24.2	16.8	637	654
T127	S03	DH7	582	23.0	15.3	646	661
T128	S03	EH1	556	21.6	15.7	613	628
T129	S03	E1	590	27.6	20.8	666	687
T130	S03	FH1	562	22.4	15.1	621	637
T131	S03	F1	602	29.8	20.5	686	706
T132	S03	F2	591	30.6	20.8	675	696
T133	S03	FH2	582	28.0	17.5	658	676
T134	S03	F3	596	29.2	20.7	677	698
T135	S03	F4	595	28.8	20.9	676	696
T136	S03	F5	588	28.0	20.6	665	686
T137	S03	PH1	574	10.6	16.2	604	620
T138	S03	P1	596	29.1	20.6	677	698
T139	S03	P2	597	29.5	20.9	679	700
T140	S03	P3	595	28.2	20.8	673	694

【0181】 【表 49】

試驗 No.	合金 No.	製程 No.	150℃潛變 應變 (%)	耐孔蝕性 (重量的減量 (g))	耐沖蝕腐蝕性 1 (腐蝕減量 (mg))	耐沖蝕腐蝕性 2 (腐蝕減量 (mg))
T121	S03	DH1	-	-	-	-
T122	S03	D1	0.08	0.0022	54	33
T123	S03	D6	-	-	-	-
T124	S03	DH5	0.25	0.0048	79	64
T125	S03	D7	-	0.0031	57	34
T126	S03	DH6	-	-	-	-
T127	S03	DH7	-	-	-	-
T128	S03	EH1	0.40	-	98	66
T129	S03	E1	0.11	0.0020	56	35
T130	S03	FH1	0.34	0.0054	94	67
T131	S03	F1	0.09	0.0020	55	37
T132	S03	F2	-	0.0023	52	32
T133	S03	FH2	0.29	-	72	63
T134	S03	F3	0.09	-	-	-
T135	S03	F4	-	-	-	-
T136	S03	F5	0.12	0.0032	61	40
T137	S03	PH1	0.39	0.0067	100	67
T138	S03	P1	0.09	0.0024	62	41
T139	S03	P2	-	-	-	-
T140	S03	P3	0.11	0.0032	64	40

【0182】 【表 50】

試驗 No.	合金 No.	製程 No.	κ 相 面積率 (%)	γ 相 面積率 (%)	β 相 面積率 (%)	μ 相 面積率 (%)	f4	f5	f6	f7	γ 相的 長邊的 長度 (μm)	μ 相的 長邊的 長度 (μm)	有無 針狀 κ 相	κ 相的 Sn 量 (mass%)	κ 相的 P 量 (mass%)
T151	S11	EH1	31.0	5.4	0	0	94.6	100	5.4	46.6	92	0	×	0.40	0.13
T152	S11	E1	38.1	0.9	0	0	99.1	100	0.9	45.6	44	0	○	0.52	0.13
T153	S12	EH1	28.1	5.2	0	0	94.8	100	5.2	43.2	86	0	×	0.41	0.13
T154	S12	E1	34.3	0.9	0	0	99.1	100	0.9	41.6	40	0	△	0.52	0.13
T161	S13	EH1	40.8	5.2	0	0	94.8	100	5.2	56.6	94	0	×	0.56	0.11
T162	S13	E1	52.8	0.8	0	0	99.2	100	0.8	60.7	34	0	○	0.71	0.10
T163	S14	EH1	40.4	5.0	0	0	95.0	100	5.0	55.8	88	0	×	0.56	0.11
T164	S14	E1	52.2	0.7	0	0	99.3	100	0.7	60.0	28	0	○	0.70	0.10

【0183】 【表 51】

試驗 No.	合金 No.	製程 No.	切削阻力 (N)	切屑形狀	熱加工性	腐蝕試驗 1 (μm)	腐蝕試驗 2 (μm)	腐蝕試驗 3 (ISO6509)
T151	S11	EH1	111	○	-	-	-	-
T152	S11	E1	116	○	-	56	38	-
T153	S12	EH1	114	○	○	-	-	△
T154	S12	E1	122	○	-	64	44	○
T161	S13	EH1	106	○	-	-	-	-
T162	S13	E1	110	○	-	-	-	-
T163	S14	EH1	105	○	○	-	-	-
T164	S14	E1	109	○	-	58	26	○

【0184】 【表 52】

試驗 No.	合金 No.	製程 No.	抗拉強度 (N/mm^2)	伸長率 (%)	衝擊值 (J/cm^2)	強度 平衡 指數 f8	強度 平衡 指數 f9
T151	S11	EH1	534	22.4	15.9	591	607
T152	S11	E1	575	29.2	22.8	654	676
T153	S12	EH1	527	21.2	15.2	580	595
T154	S12	E1	562	28.4	21.5	637	658
T161	S13	EH1	558	17.6	13.1	605	618
T162	S13	E1	587	22.2	15.6	648	664
T163	S14	EH1	553	17.2	12.6	599	611
T164	S14	E1	571	20.2	14.4	626	641

【0185】 【表 53】

試驗 No.	合金 No.	製程 No.	150℃潛變 應變 (%)	耐孔蝕性 (重量的減量 (g))	耐沖蝕腐蝕性 1 (腐蝕減量 (mg))	耐沖蝕腐蝕性 2 (腐蝕減量 (mg))
T151	S11	EH1	-	-	-	-
T152	S11	E1	0.15	0.0033	64	46
T153	S12	EH1	-	-	113	78
T154	S12	E1	0.14	0.0038	72	50
T161	S13	EH1	0.50	-	-	-
T162	S13	E1	0.15	0.0030	-	-
T163	S14	EH1	0.51	-	-	-
T164	S14	E1	0.22	0.0039	42	36

【0186】 【表 54】

試驗 No.	合金 No.	製程 No.	κ 相 面積率 (%)	γ 相 面積率 (%)	β 相 面積率 (%)	μ 相 面積率 (%)	f4	f5	f6	f7	γ 相的 長邊的 長度 (μm)	μ 相的 長邊的 長度 (μm)	有無 針狀 κ 相	κ 相的 Sn 量 (mass%)	κ 相的 P 量 (mass%)
T201	S21	EH1	43.8	5.5	0	0	94.5	100	5.5	60.0	110	0	×	0.62	0.13
T202	S21	E1	56.8	1.0	0	0	99.0	100	1.0	65.6	38	0	○	0.78	0.13
T203	S21	FH1	43.8	5.3	0	0	94.7	100	5.3	59.8	100	0	×	0.63	0.13
T204	S21	F1	57.8	0.7	0	0	99.3	100	0.7	65.7	28	0	○	0.80	0.13
T205	S21	F2	58.2	0.5	0	0	99.5	100	0.5	65.3	22	0	○	0.81	0.13
T206	S21	FH2	56.3	1.2	0	1.5	97.3	100	2.7	66.5	46	22	○	0.78	0.13
T207	S22	EH1	34.2	5.5	0	0	94.5	100	5.5	50.0	114	0	×	0.42	0.12
T208	S22	E1	44.1	1.2	0	0	98.8	100	1.2	52.9	40	0	○	0.53	0.12
T209	S22	F1	45.2	0.9	0	0	99.1	100	0.9	53.2	28	0	○	0.54	0.12
T210	S23	FH1	47.6	4.7	0	0	95.3	100	4.7	63.0	90	0	×	0.67	0.14
T211	S23	F1	61.4	0.4	0	0	99.6	100	0.4	68.3	22	0	○	0.85	0.14
T212	S24	FH1	27.6	5.2	0	0	94.8	100	5.2	42.7	100	0	×	0.37	0.10
T213	S24	F1	34.8	1.1	0	0	98.9	100	1.1	42.8	38	0	○	0.46	0.10
T214	S24	F2	33.7	0.7	0	0	99.3	100	0.7	40.4	26	0	△	0.47	0.10
T215	S25	E1	30.9	0.6	0	0	99.4	100	0.6	37.1	42	0	△	0.47	0.12
T216	S26	E1	52.6	0.0	0	0	100	100	0	55.3	0	0	○	0.47	0.14
T218	S27	E1	47.6	1.2	0	0	98.8	100	1.2	56.6	44	0	○	0.46	0.17
T219	S28	E1	57.6	0.7	0	0	99.3	100	0.7	65.5	40	0	○	0.54	0.07
T220	S29	P2	44.8	0.7	0	0	99.3	100	0.7	52.1	36	0	○	0.57	0.12
T221	S29	P3	45.4	0.9	0	0	99.1	100	0.9	53.3	44	0	○	0.56	0.12

【0187】 【表 55】

試驗 No.	合金 No.	製程 No.	切削阻力 (N)	切屑形狀	熱加工性	腐蝕試驗 1 (μm)	腐蝕試驗 2 (μm)	腐蝕試驗 3 (ISO6509)
T201	S21	EH1	109	○	○	124	78	-
T202	S21	E1	115	○	-	54	36	-
T203	S21	FH1	110	○	-	120	70	-
T204	S21	F1	116	○	-	44	30	○
T205	S21	F2	115	○	-	40	26	-
T206	S21	FH2	115	○	-	94	62	-
T207	S22	EH1	108	○	○	124	72	-
T208	S22	E1	112	○	-	64	40	-
T209	S22	F1	111	○	-	46	32	○
T210	S23	FH1	116	○	○	116	74	○
T211	S23	F1	124	○	-	40	24	-
T212	S24	FH1	114	○	○	118	74	○
T213	S24	F1	121	○	-	72	42	-
T214	S24	F2	121	○	-	58	36	-
T215	S25	E1	125	○	-	48	32	-
T216	S26	E1	120	○	-	28	22	-
T218	S27	E1	112	○	○	74	42	-
T219	S28	E1	119	○	○	76	48	-
T220	S29	P2	111	○	-	60	36	○
T221	S29	P3	110	○	-	64	44	○

【0188】 【表 56】

試驗 No.	合金 No.	製程 No.	抗拉強度 (N/mm^2)	伸長率 (%)	衝擊值 (J/cm^2)	強度 平衡 指數 f8	強度 平衡 指數 f9
T201	S21	EH1	555	15.8	12.1	597	609
T202	S21	E1	605	21.0	14.6	666	680
T203	S21	FH1	557	15.4	12.5	598	610
T204	S21	F1	612	21.2	14.8	673	688
T205	S21	F2	605	22.4	15.1	670	685
T206	S21	FH2	585	19.8	13.9	640	654
T207	S22	EH1	545	21.8	15.4	602	617
T208	S22	E1	587	26.6	19.6	661	680
T209	S22	F1	593	28.2	20.8	671	692
T210	S23	FH1	559	14.4	10.6	598	608
T211	S23	F1	608	18.4	13.3	662	675
T212	S24	FH1	535	23.8	20.3	595	615
T213	S24	F1	573	32.6	28.3	660	688
T214	S24	F2	562	36.0	32.2	655	687
T215	S25	E1	554	39.6	32.1	654	686
T216	S26	E1	603	28.2	19.0	683	702
T218	S27	E1	596	23.4	14.8	662	677
T219	S28	E1	594	25.7	17.5	666	683
T220	S29	P2	-	-	-	-	-
T221	S29	P3	-	-	-	-	-

【0189】 【表 57】

試驗 No.	合金 No.	製程 No.	150℃潛變 應變 (%)	耐孔蝕性 (重量的減量 (g))	耐沖蝕腐蝕性 1 (腐蝕減量 (mg))	耐沖蝕腐蝕性 2 (腐蝕減量 (mg))
T201	S21	EH1	-	-	-	-
T202	S21	E1	0.17	0.0014	28	21
T203	S21	FH1	0.45	0.0043	53	42
T204	S21	F1	0.14	0.0011	28	25
T205	S21	F2	0.12	-	-	-
T206	S21	FH2	0.37	-	-	-
T207	S22	EH1	0.46	-	-	-
T208	S22	E1	-	-	-	-
T209	S22	F1	0.15	0.0020	58	40
T210	S23	FH1	0.40	-	-	-
T211	S23	F1	0.12	0.0010	27	22
T212	S24	FH1	0.44	0.0082	118	86
T213	S24	F1	-	-	74	55
T214	S24	F2	0.15	-	-	-
T215	S25	E1	0.13	0.0049	73	55
T216	S26	E1	0.10	0.0031	73	53
T218	S27	E1	0.21	0.0048	76	57
T219	S28	E1	0.16	0.0027	62	42
T220	S29	P2	0.12	0.0022	54	37
T221	S29	P3	-	-	57	39

【0190】 【表 58】

試驗 No.	合金 No.	製程 No.	κ 相 面積率 (%)	γ 相 面積率 (%)	β 相 面積率 (%)	μ 相 面積率 (%)	f4	f5	f6	f7	γ 相的 長邊的 長度 (μm)	μ 相的 長邊的 長度 (μm)	有無 針狀 κ 相	κ 相的 Sn 量 (mass%)	κ 相的 P 量 (mass%)
T222	S30	E1	40.5	0.7	0	0	99.3	100	0.7	47.5	32	0	○	0.50	0.20
T223	S31	PH1	42.6	5.7	0	0	94.3	100	5.7	59.0	118	0	×	0.63	0.14
T224	S31	P1	56.1	1.1	0	0	98.9	100	1.1	65.2	40	0	○	0.79	0.14
T225	S31	F4	56.9	0.7	0	0	99.3	100	0.7	64.8	30	0	○	0.83	0.14
T226	S32	EH1	38.6	5.2	0	0	94.8	100	5.2	54.2	106	0	×	0.50	0.12
T227	S32	E1	49.9	0.6	0	0	99.4	100	0.6	57.0	36	0	○	0.64	0.12
T228	S33	FH1	44.7	6.3	0.5	0	93.2	99.5	6.3	62.0	110	0	×	0.37	0.13
T229	S33	F1	56.1	0.5	0	0	99.5	100	0.5	63.1	28	0	○	0.51	0.13
T230	S34	E1	40.9	1.7	0	0	98.3	100	1.7	50.8	46	0	○	0.52	0.15
T231	S35	EH1	42.5	2.8	0	0	97.2	100	2.8	54.7	86	0	×	0.45	0.16
T232	S35	E1	53.6	0.2	0	0	99.8	100	0.2	58.9	20	0	○	0.52	0.16
T251	S41	EH1	35.7	4.8	0	0	95.2	100	4.8	50.6	110	0	×	0.49	0.10
T252	S41	E1	46.7	0.8	0	0	99.2	100	0.8	54.4	38	0	○	0.60	0.09
T253	S41	FH1	36.5	4.6	0	0	95.4	100	4.6	51.2	94	0	×	0.49	0.10
T254	S41	F2	46.8	0.4	0	0	99.6	100	0.4	52.9	20	0	○	0.62	0.09
T255	S42	EH1	45.2	5.3	0	0	94.7	100	5.3	61.3	80	0	×	0.42	0.13
T256	S42	E1	52.4	0.8	0	0	99.2	100	0.8	60.3	34	0	○	0.53	0.13
T257	S42	F1	53.0	0.7	0	0	99.3	100	0.7	60.7	26	0	○	0.53	0.13
T258	S43	E1	45.3	0.8	0	0	99.2	100	0.8	53.0	38	0	○	0.63	0.10

【0191】 【表 59】

試驗 No.	合金 No.	製程 No.	切削阻力 (N)	切屑形狀	熱加工性	腐蝕試驗 1 (μm)	腐蝕試驗 2 (μm)	腐蝕試驗 3 (ISO6509)
T222	S30	E1	113	○	-	52	30	-
T223	S31	PH1	110	○	-	128	74	-
T224	S31	P1	114	○	-	56	32	○
T225	S31	F4	116	○	-	44	28	○
T226	S32	EH1	109	○	○	130	74	-
T227	S32	E1	111	○	-	40	24	-
T228	S33	FH1	107	○	○	130	80	-
T229	S33	F1	112	○	-	76	46	-
T230	S34	E1	112	○	○	78	46	-
T231	S35	EH1	114	○	○	98	72	-
T232	S35	E1	118	○	-	38	26	-
T251	S41	EH1	109	○	○	116	72	-
T252	S41	E1	111	○	-	36	28	○
T253	S41	FH1	110	○	-	110	68	-
T254	S41	F2	112	○	-	28	14	-
T255	S42	EH1	107	○	○	120	74	-
T256	S42	E1	111	○	-	40	26	-
T257	S42	F1	110	○	-	36	22	-
T258	S43	E1	112	○	-	38	24	-

【0192】 【表 60】

試驗 No.	合金 No.	製程 No.	抗拉強度 (N/mm ²)	伸長率 (%)	衝擊值 (J/cm ²)	強度 平衡 指數 f8	強度 平衡 指數 f9
T222	S30	E1	-	-	19.5	-	-
T223	S31	PH1	-	-	-	-	-
T224	S31	P1	-	-	-	-	-
T225	S31	F4	608	21.4	14.8	669	684
T226	S32	EH1	546	20.8	13.6	600	613
T227	S32	E1	598	25.6	17.2	670	687
T228	S33	FH1	559	16.2	11.2	603	614
T229	S33	F1	602	22.8	16.2	668	684
T230	S34	E1	583	27.0	20.8	657	677
T231	S35	EH1	547	21.0	14.9	602	617
T232	S35	E1	590	26.2	18.9	663	682
T251	S41	EH1	556	22.4	15.4	615	630
T252	S41	E1	588	27.2	20.3	664	684
T253	S41	FH1	560	22.0	15.7	619	635
T254	S41	F2	594	28.4	21.6	673	694
T255	S42	EH1	555	21.2	13.8	611	625
T256	S42	E1	599	24.8	17.8	669	687
T257	S42	F1	605	25.8	18.0	679	697
T258	S43	E1	587	28.6	21.0	665	686

【0193】 【表 61】

試驗 No.	合金 No.	製程 No.	150℃潛變 應變 (%)	耐孔蝕性 (重量的減量 (g))	耐沖蝕腐蝕性 1 (腐蝕減量 (mg))	耐沖蝕腐蝕性 2 (腐蝕減量 (mg))
T222	S30	E1	0.19	0.0021	66	46
T223	S31	PH1	-	0.0040	57	46
T224	S31	P1	0.13	0.0011	-	-
T225	S31	F4	0.14	0.0010	27	23
T226	S32	EH1	0.44	-	79	57
T227	S32	E1	0.12	0.0021	42	30
T228	S33	FH1	0.62	0.0052	115	85
T229	S33	F1	0.17	0.0023	67	46
T230	S34	E1	0.27	0.0038	66	44
T231	S35	EH1	-	-	93	66
T232	S35	E1	0.08	0.0024	65	44
T251	S41	EH1	-	-	85	63
T252	S41	E1	-	0.0020	48	33
T253	S41	FH1	0.39	0.0051	82	62
T254	S41	F2	0.11	-	44	31
T255	S42	EH1	0.47	0.0053	103	72
T256	S42	E1	-	0.0022	61	40
T257	S42	F1	0.16	-	58	37
T258	S43	E1	0.13	0.0019	45	30

【0194】 【表 62】

試驗 No.	合金 No.	製程 No.	κ相 面積率 (%)	γ相 面積率 (%)	β相 面積率 (%)	μ相 面積率 (%)	t4	t5	t6	t7	γ相的 長邊的 長度 (μm)	μ相的 長邊的 長度 (μm)	有無 針狀κ相	κ相的 Sn量 (mass%)	κ相的 P量 (mass%)
T301	S51	EH1	26.4	8.2	0	0	91.8	100	8.2	44.9	150	0	×	0.46	0.14
T302	S51	E1	34.7	2.4	0	0	97.6	100	2.4	45.7	66	0	△	0.62	0.14
T303	S52	E1	28.3	9.5	1.8	0	88.7	98.2	9.5	48.2	150	0	△	0.38	0.11
T304	S53	E1	12.7	3.4	0	0	96.6	100	3.4	24.4	70	0	×	0.51	0.12
T305	S54	E1	32.3	0.2	0	0	99.8	100	0.2	35.0	40	0	×	0.63	0.19
T306	S55	E1	62.0	0.1	0	1.2	98.7	100	1.3	67.6	10	18	○	0.56	0.14
T307	S56	E1	68.1	0.1	0	0	99.9	100	0.1	73.4	12	0	○	0.63	0.12
T308	S57	EH1	22.2	5.8	0	0	94.2	100	5.8	37.8	120	0	×	0.37	0.13
T309	S57	E1	28.7	1.7	0	0	98.3	100	1.7	37.9	52	0	×	0.46	0.14
T310	S58	E1	50.7	3.2	0	0	96.8	100	3.2	63.9	82	0	○	0.86	0.15
T311	S59	FH1	37.2	2.7	0	0	97.3	100	2.7	49.0	90	0	×	0.33	0.11
T312	S59	F1	46.1	0.5	0	0	99.5	100	0.5	52.6	28	0	○	0.37	0.11
T313	S60	E1	53.0	0.6	0	0	99.4	100	0.6	60.3	40	0	○	0.59	0.22
T314	S61	E1	60.1	0.4	0	0	99.6	100	0.4	66.9	36	0	○	0.70	0.06
T315	S62	E1	41.3	1.0	0	0	99.0	100	1.0	49.4	46	0	○	0.46	0.20

【0195】 【表 63】

試驗 No.	合金 No.	製程 No.	切削阻力 (N)	切屑形狀	熱加工性	腐蝕試驗 1 (μm)	腐蝕試驗 2 (μm)	腐蝕試驗 3 (ISO6509)
T301	S51	EH1	109	○	-	132	80	△
T302	S51	E1	114	○	-	94	64	○
T303	S52	E1	111	○	△	158	92	×
T304	S53	E1	129	○	-	98	72	○
T305	S54	E1	131	△	▲	52	40	-
T306	S55	E1	126	△	▲	56	38	-
T307	S56	E1	127	△	-	38	16	-
T308	S57	EH1	119	○	-	120	80	-
T309	S57	E1	124	○	-	86	58	-
T310	S58	E1	118	○	△	158	110	○
T311	S59	FH1	110	○	-	92	58	-
T312	S59	F1	114	○	-	48	30	-
T313	S60	E1	111	○	-	72	50	-
T314	S61	E1	120	○	-	84	62	-
T315	S62	E1	112	○	-	66	52	-

【0196】 【表 64】

試驗 No.	合金 No.	製程 No.	抗拉強度 (N/mm^2)	伸長率 (%)	衝擊值 (J/cm^2)	強度 平衡 指數 f8	強度 平衡 指數 f9
T301	S51	EH1	491	20.4	14.5	539	553
T302	S51	E1	548	25.0	24.1	612	636
T303	S52	E1	479	7.4	8.1	496	505
T304	S53	E1	496	35.0	30.8	576	606
T305	S54	E1	544	38.4	33.3	641	674
T306	S55	E1	583	15.2	12.2	625	638
T307	S56	E1	590	13.2	11.7	628	639
T308	S57	EH1	499	21.4	22.5	549	572
T309	S57	E1	537	35.4	31.6	625	657
T310	S58	E1	554	13.6	10.1	591	601
T311	S59	FH1	-	-	-	-	-
T312	S59	F1	577	29.6	22.3	657	679
T313	S60	E1	582	20.2	12.7	638	651
T314	S61	E1	587	21.4	14.9	647	662
T315	S62	E1	571	24.6	17.8	637	655

【0197】 【表 65】

試驗 No.	合金 No.	製程 No.	150℃潛變 應變(%)	耐孔蝕性 (重量的減量(g))	耐沖蝕腐蝕性 1 (腐蝕減量(mg))	耐沖蝕腐蝕性 2 (腐蝕減量(mg))
T301	S51	EH1	0.72	0.0094	98	72
T302	S51	E1	0.34	0.0060	46	37
T303	S52	E1	1.46	0.0140	132	89
T304	S53	E1	0.38	0.0120	82	68
T305	S54	E1	0.09	0.0072	68	51
T306	S55	E1	0.19	0.0054	58	44
T307	S56	E1	-	-	45	36
T308	S57	EH1	0.51	0.0110	120	80
T309	S57	E1	0.23	0.0071	82	62
T310	S58	E1	0.43	0.0013	40	33
T311	S59	FH1	-	-	130	88
T312	S59	F1	-	-	108	73
T313	S60	E1	0.20	0.0062	79	47
T314	S61	E1	0.14	0.0052	60	63
T315	S62	E1	0.20	0.0070	84	61

【0198】 【表 66】

試驗 No.	合金 No.	製程 No.	κ相 面積率 (%)	γ相 面積率 (%)	β相 面積率 (%)	μ相 面積率 (%)	f4	f5	f6	f7	γ相的 長邊的 長度 (μm)	μ相的 長邊的 長度 (μm)	有無 針狀κ相	κ相的 Sn量 (mass%)	κ相的 P量 (mass%)
T316	S63	EH1	35.2	5.3	0	0	94.7	100	5.3	50.8	110	0	×	0.42	0.04
T317	S63	E1	46.2	0.8	0	0	99.2	100	0.8	53.9	34	0	○	0.53	0.04
T318	S64	E1	34.7	0.1	0	0	99.9	100	0.1	36.6	20	0	△	0.04	0
T319	S65	EH1	26.8	8.2	0	0	91.8	100	8.2	45.3	150	0	×	0.30	0.11
T320	S65	E1	33.1	2.6	0	0	97.4	100	2.6	44.4	84	0	○	0.40	0.12
T321	S66	F1	31.8	0.5	0	0	99.5	100	0.5	37.6	26	0	×	0.48	0.14
T322	S67	EH1	40.2	8.5	5.0	0	86.5	95	8.5	59.8	150	0	×	0.39	0.09
T323	S67	E1	52.8	1.9	0.5	0	97.6	99.5	1.9	63.8	80	0	○	0.53	0.09
T324	S68	F1	35.3	0.2	0	0	99.8	100	0.2	39.7	24	0	△	0.51	0.13
T325	S69	E1	57.8	0	0	0	100	100	0	60.7	0	0	○	0.43	0.13
T326	S70	E1	45.5	2.2	0	0	97.8	100	2.2	56.7	68	0	○	0.61	0.09
T327	S71	E1	31.1	0.6	0	0	99.4	100	0.6	37.3	40	0	△	0.48	0.12
T328	S72	FH1	33.1	8.5	0	0	91.5	100	8.5	52.2	150	0	×	0.52	0.15
T329	S72	F1	43.7	2.6	0	0	97.4	100	2.6	55.6	70	0	○	0.68	0.15

【0199】 【表 67】

試驗 No.	合金 No.	製程 No.	切削阻力 (N)	切屑形狀	熱加工性	腐蝕試驗 1 (μm)	腐蝕試驗 2 (μm)	腐蝕試驗 3 (ISO6509)
T316	S63	EH1	114	○	-	120	84	○
T317	S63	E1	119	○	-	90	56	-
T318	S64	E1	126	△	-	82	60	-
T319	S65	EH1	109	○	○	154	98	-
T320	S65	E1	114	○	-	112	70	-
T321	S66	F1	128	△	▲	62	38	-
T322	S67	EH1	119	△	△	180	126	×
T323	S67	E1	114	○	-	122	82	△
T324	S68	F1	126	△	▲	54	28	-
T325	S69	E1	124	△	▲	22	14	-
T326	S70	E1	110	○	-	92	60	-
T327	S71	E1	127	△	-	-	-	-
T328	S72	FH1	107	○	○	152	92	△
T329	S72	F1	111	○	-	90	64	-

【0200】 【表 68】

試驗 No.	合金 No.	製程 No.	抗拉強度 (N/mm ²)	伸長率 (%)	衝擊值 (J/cm ²)	強度 平衡 指數 f8	強度 平衡 指數 f9
T316	S63	EH1	-	-	-	-	-
T317	S63	E1	577	27.2	20.4	651	671
T318	S64	E1	533	43.0	36.4	637	674
T319	S65	EH1	500	17.2	15.0	542	557
T320	S65	E1	551	28.1	25.7	624	650
T321	S66	F1	540	41.2	35.3	642	677
T322	S67	EH1	488	9.8	6.5	511	518
T323	S67	E1	542	14.8	12.8	581	594
T324	S68	F1	546	34.8	30.4	634	664
T325	S69	E1	583	16.6	15.0	629	644
T326	S70	E1	566	21.4	16.0	624	640
T327	S71	E1	554	40.0	32.4	655	687
T328	S72	FH1	510	10.8	8.6	537	546
T329	S72	F1	558	17.6	15.2	605	620

【0201】 【表 69】

試驗 No.	合金 No.	製程 No.	150℃潛變 應變 (%)	耐孔蝕性 (重量的減量 (g))	耐沖蝕腐蝕性 1 (腐蝕減量 (mg))	耐沖蝕腐蝕性 2 (腐蝕減量 (mg))
T316	S63	EH1	-	-	-	-
T317	S63	E1	0.16	0.0058	89	66
T318	S64	E1	-	0.0120	268	154
T319	S65	EH1	-	-	-	-
T320	S65	E1	0.42	-	108	74
T321	S66	F1	0.15	0.0061	78	55
T322	S67	EH1	2.53	0.0160	183	98
T323	S67	E1	0.78	0.0064	99	78
T324	S68	F1	0.08	0.0069	70	54
T325	S69	E1	0.07	-	80	63
T326	S70	E1	0.36	0.0053	-	-
T327	S71	E1	0.12	0.0054	-	-
T328	S72	FH1	-	-	-	-
T329	S72	F1	0.36	0.0051	42	36

【0202】 以上實驗結果總結如下。

1) 能夠確認藉由滿足本實施形態的組成，並滿足組成關係式 f1、f2、f3、金相組織的要件及組織關係式 f4～f7，從而藉由含有少量的 Pb 而得到良好的切削性，並得到帶有良好的熱加工性、惡劣的環境下的優異之耐蝕性（以下，稱為耐蝕性）、耐孔蝕性、耐沖蝕腐蝕性，且高強度、良好的衝擊特性、高溫特性、高平衡指數之熱擠出材料、熱鍛材料（例如，合金 No.S01、S02、S03、S21～S35）。

2) 能夠確認含有 Sb、As 進一步提高了惡劣的條件下的耐蝕性（合金 No.S41～S43）。

3) 能夠確認藉由含有 Bi，切削阻力進一步降低（合金 No.S42～S43）。

【0203】 4) 若 Cu 含量少，則切削性良好，但耐蝕性、耐孔蝕性、耐沖蝕腐蝕性、衝擊特性、延展性、高溫特性差。

若 Cu 含量多，則切削性、熱加工性、延展性、衝擊特性變差。（合金 No.S52、S55、S65）。

5) 若 Si 含量多，則切削性、伸長率、衝擊特性、強度平衡指數差。若 Si 含量少，則切削性、耐孔蝕、耐沖蝕腐蝕差，強度低（合金 No.S53、S56）。

6) 若 Sn 含量大於 0.85mass%，則 γ 相的面積率大於 2%，耐孔蝕、耐沖蝕腐蝕良好，但伸長率、衝擊特性、強度平衡指數差。另一方面，若 Sn 含量小於 0.40mass%，則耐孔蝕、耐沖蝕腐蝕性差（合金 No.S59、S58、S64）。

7) 若 P 含量多，則延展性、衝擊特性差，耐蝕性、耐孔蝕性、耐沖蝕腐蝕性變差。另一方面，若 P 含量少或不合 P，則惡劣的環境下的脫鋅腐蝕深度大，耐孔蝕性、耐沖蝕腐蝕性、切削性變差（合金 No.S60、S63、S64）。

8) 能夠確認即使含有存在於實際操作中之程度的不可避免的雜質，亦不會較大影響各種特性（合金 No.S01、S02、S03）。

9) 若使合金 No.S01 中還含有 Fe，則 κ 相的比例變低，切削性、抗拉強度降低，若 Fe 的量進一步增加，則不僅切削性、抗拉強度降低，而且耐蝕性、耐沖蝕腐蝕性變差，伸長率、衝擊值、強度平衡指數亦略下降。其中，切削性、耐蝕性、耐沖蝕腐蝕性在合格範圍內（合金 No.S01、S11、S12）。雖然在本實施形態的組成範圍外，但如果含有超過

不可避免的雜質的限度之 Fe，則推測為主要形成有 Fe 與 Si 的金屬間化合物者，並可認為導致了前述特性降低。

10) 若使合金 No.S02 中還含有 Pb，則切削性提高，但其他抗拉強度、伸長率、衝擊值、高溫特性、耐孔蝕性、強度平衡指數等大部分特性略變差，若 Pb 的量進一步增加，則前述特性進一步變差（合金 No.S02、S13、S14）。如果滿足切削性，則含有 Pb 應保持在最小限度。再者，若 Pb 的含量為 0.002mass%，則切削阻力增大，切削切屑的分割變差（合金 No.S71）。

【0204】 11) 當即使滿足各元素的組成，組成關係式 f1 的值亦為 75.0 以上且 78.2 以下，較佳為 75.5 以上或 77.7 以下時，即使含有 0.40~0.85%的 Sn，亦能夠得到 γ 相率為 2% 以下的銅合金，切削性、耐蝕性、強度、衝擊特性、高溫特性、耐孔蝕性、耐沖蝕腐蝕性良好（合金 No.S01~S03、S21~S35，製程 No.E1、F1 等）。

12) 若滿足各元素的組成且組成關係式 f2 的值低，則 γ 相增加或 γ 相的長邊變長。切削性雖然良好，但亦有存在 β 相者，熱加工性、耐蝕性、伸長率、衝擊特性、高溫特性、耐孔蝕性、耐沖蝕腐蝕性差，強度亦降低。若組成關係式 f2 的值高，則將難以存在 κ_1 相，熱加工性、切削性變差，強度亦降低（合金 No.S52~S54、S66~S68）。

13) 存在滿足 f1 但不滿足 f2 的情況或滿足 f2 但不滿

足 f1 的情況，在該等情況下，不滿足的特性被優先（合金 No.S54、S58、S66～S68）。因此，必須滿足 f1、f2 這兩個關係式。

即使 Sn、P 的量適當但不滿足關係式 f3 時，耐蝕性、耐孔蝕性變差，又，與 Sn 含量相比，耐沖蝕腐蝕性變差，並且影響所有衝擊特性、延展性、強度、高溫特性、切削性等特性（合金 No.S61、S64）。

【0205】 14）在金相組織中，當 γ 相的面積率大於 2%時或者當 γ 相的長邊的長度大於 $50\mu\text{m}$ 時，切削性良好，但耐蝕性、耐孔蝕性、耐沖蝕腐蝕性、衝擊特性、高溫特性、抗拉強度、強度平衡指數差。尤其，若 γ 相較多，則在惡劣的環境下的脫鋅腐蝕試驗中產生了 γ 相的選擇腐蝕（合金 No.S01，製程 No.AH1、AH2、AH6、C0、DH1、DH5、EH1、FH1，合金 No.S51 等）。若 γ 相率為 1.5%以下，進一步為 0.8%以下，並且 γ 相的長邊的長度為 $40\mu\text{m}$ 以下，進一步為 $30\mu\text{m}$ 以下，則耐蝕性、耐孔蝕性、耐沖蝕腐蝕性、衝擊特性、高溫特性、抗拉強度、強度平衡指數變得更加良好（合金 No.S01～S03、S21～S35，製程 No.E1、F1）。

15）若 μ 相的面積率大於 2%，則耐蝕性、耐孔蝕性、耐沖蝕腐蝕性、衝擊特性、高溫特性、強度平衡指數變差。在惡劣的環境下的脫鋅腐蝕試驗中產生了晶界腐蝕或 μ 相

的選擇腐蝕（合金 No.S01，製程 No.AH4、AH8、BH3）。若 μ 相率為 1.0%以下，進一步為 0.5%以下，並且 μ 相的長邊的長度為 15 μ m 以下，進一步為 5 μ m 以下，則耐蝕性、高溫特性、抗拉強度、強度平衡指數變得更加良好（合金 No.S01～S03，製程 No.A3、A4、AH3、B1、B3、D2、D3、DH2、FH2）。

若 β 相的面積率大於 0.3%，則耐蝕性、耐孔蝕性、耐沖蝕腐蝕性、伸長率、衝擊特性、高溫特性差（合金 No.S52、S67）。

若 κ 相的面積率大於 65%，則切削性、伸長率、衝擊特性差。另一方面，若 κ 相的面積率小於 30%，則切削性、耐孔蝕性、耐沖蝕腐蝕性差（合金 No.S56、S53）。

若 α 相內存在 κ 相，並且 κ_1 相的存在增加，則耐蝕性、強度、伸長率、強度平衡指數、衝擊特性、耐孔蝕性、耐沖蝕腐蝕性、高溫特性提高，即使 γ 相大幅減少亦能夠維持良好的切削性。推測 κ_1 相使 α 相增強、切削阻力減小以及切屑被分割（合金 No.S01～03、製程 No.AH1、AH2、A1、A6）。再者，關係式 f2 影響了針狀 κ 相的量（合金 No.S54、S66、S68、S24、S30 等）。

【0206】 16）當組織關係式 $f_6 = (\gamma) + (\mu)$ 超過 3%時、或 $f_4 = (\alpha) + (\kappa)$ 小於 96.5%時，耐蝕性、衝擊特性、高溫特性差（合金 No.S52）。

若組織關係式 $f7 = 1.05 (\kappa) + 6 \times (\gamma)^{1/2} + 0.5 \times (\mu)$ 小於 35 或大於 70，則切削性差（合金 No.S56、S53、S54）。

【0207】 17) 若 κ 相中所含之 Sn 量低於 0.43mass%，則耐孔蝕性、耐沖蝕腐蝕性變差。即使合金的 Sn 含量相同，由於 γ 相所佔之比例， κ 相中的 Sn 濃度亦大有不同，在沖蝕腐蝕試驗的減量（耐沖蝕腐蝕性）中產生較大差異。耐沖蝕腐蝕性還影響 f1、f2、f3、 α 相內的針狀 κ 相的有無，但依賴於耐蝕性和 κ 相中的 Sn 濃度，認為 κ 相中的 Sn 濃度的約 0.45% 為 Sn 的臨界量（合金 No.S01，製程 No.AH1、A1；以及合金 No.S33，製程 No.FH1、F1）。

當為大致相同的 κ 相率時，若 κ 相的 Sn 濃度低，則切削阻力大（合金 No.S29、S32、S59 等）。

18) 只要滿足全部組成的要件、金相組織的要件，則抗拉強度為 550N/mm^2 以上，負載室溫下的 0.2% 保證應力並於 150°C 下保持 100 小時時的潛變應變大部分為 0.3% 以下，係良好（合金 No.S01、S02、S03 等）。

19) 只要滿足全部組成的要件、金相組織的要件，則夏比衝擊試驗值為 12J/cm^2 以上。又，熱擠壓、熱鍛材料的夏比衝擊試驗值為 14J/cm^2 以上（合金 No.S01、S21～S35，製程 No.E1、F1 等）。

只要滿足全部組成的要件、金相組織的要件，則強度平衡指數 f8 為 650 以上，f9 為 665 以上（合金 No.S01）。

ISO6509 的試驗方法中，含有約 0.5%以上的 β 相或含有約 5%以上的 γ 相之合金為不合格（評價： Δ 、 $\times$ ），但是，含有 3~5%的 γ 相、含有約 3%的 μ 相之合金為合格（評價： $\bigcirc$ ）。本實施形態中所採用之腐蝕環境係基於假設了惡劣環境者（合金 No.S01、S02、S03、S52、S67）。

【0208】 20) 在使用了量產設備之材料和在實驗室中製作之材料的評價中，得到了大致相同的結果（合金 No.S01、S02，製程 No.F1、E1、C1、D1）。

21) 關於製造條件，確認到如果滿足以下（1）~（3）中的任一條件，則能夠得到具備耐蝕性、耐孔蝕性、耐沖蝕腐蝕性，並且帶有良好的強度、延展性、強度平衡指數、衝擊特性、高溫特性之熱擠出材料、熱鍛材料。使用連續鑄造棒作為鍛造原材料，亦能夠得到具備良好的特性之鍛造品。亦確認到具備耐蝕性、耐孔蝕性、耐沖蝕腐蝕性之鑄件（合金 No.S01，製程 No.A1~A9、D1~D7、F1~F5、P1~P3）。

（1）在熱加工溫度為 600℃ 以上且 740℃ 以下的條件下進行熱加工。繼而於 525℃ ~ 575℃ 下對熱加工材料進行 20 分鐘以上且 480 分鐘以下的熱處理、或者於 515℃ 以上且 525℃ 以下的條件下進行 100 分鐘以上且 480 分鐘以下的熱處理。繼而將 460℃ 至 400℃ 的溫度範圍以 2.5℃ /分鐘以上且 500℃ /分鐘以下的冷卻速度進行冷卻。

(2) 以 610°C 以下的最高到達溫度進行熱處理。繼而，將 575°C 至 525°C 的溫度範圍以 $2.5^{\circ}\text{C}/\text{分鐘}$ 以下的冷卻速度進行冷卻。繼而將 460°C 至 400°C 的溫度範圍以 $2.5^{\circ}\text{C}/\text{分鐘}$ 以上且 $500^{\circ}\text{C}/\text{分鐘}$ 以下的冷卻速度進行冷卻。

(3) 在鍛造後的冷卻中，將 575°C 至 525°C 的溫度範圍以 $2.5^{\circ}\text{C}/\text{分鐘}$ 以下的冷卻速度進行冷卻。繼而，將 460°C 至 400°C 的溫度範圍以 $2.5^{\circ}\text{C}/\text{分鐘}$ 以上且 $500^{\circ}\text{C}/\text{分鐘}$ 以下的冷卻速度進行冷卻。

【0209】 22) 藉由適當的熱處理及熱鍛造後的適當的冷卻條件，增加了 κ 相中所含之 Sn 量、P 量 (合金 No.S01、S02、S03，製程 No.A1、AH1、C0、C1、D6)。

23) 若製程中包括加工率為 $4\sim 10\%$ 的冷製程 (冷拉伸後熱處理、熱處理後冷拉伸)，則與原來的擠出材料或不包括冷加工者相比，抗拉強度提高 $50\text{N}/\text{mm}^2$ 以上，強度平衡指數大幅提高。若在冷加工後於 $525^{\circ}\text{C}\sim 575^{\circ}\text{C}$ 下進行熱處理，則與熱擠出材料相比，抗拉強度和衝擊特性這兩者均提高 (合金 No.S01，製程 No.AH1、AH2、A1、A10~12)。

確認到若對熱加工材料及冷加工材料實施適當的熱處理，則 α 相中會存在針狀 κ 相， κ 相中所含之 Sn 的量增加， γ 相大幅減少，但能夠確保良好的切削性，並且抗拉強度、伸長率、衝擊特性、高溫特性、耐蝕性、耐孔蝕性、耐沖蝕腐蝕性大幅提高 (合金 No.S01~S03，製程 No.AH1、A

1、D7、C0、C1、EH1、E1、FH1、F1)。

在對熱加工材料及冷加工材料進行熱處理之製程中，當熱處理的溫度低（505℃）時、或於 515℃ 以上且小於 525℃ 下的熱處理中保持時間短時， γ 相的減少較少， $\kappa 1$ 相的量較少，耐蝕性、耐孔蝕性、耐沖蝕腐蝕性、衝擊特性、延展性、高溫特性、強度平衡指數差（製程 No.AH6、AH9、DH7）。當熱處理的溫度高時， α 相的晶粒變得粗大， $\kappa 1$ 相較少， γ 相的減少較少。因此，耐蝕性、耐孔蝕性、耐沖蝕腐蝕性、切削性差，抗拉強度亦低，f8、f9 亦低（製程 No.AH5、AH10、DH6）。

能夠確認到當在冷加工後或熱加工後進行低溫退火時，於 240℃ 以上且 350℃ 以下的溫度下加熱 10 分鐘至 300 分鐘，並將加熱溫度設為 $T^{\circ}\text{C}$ 、將加熱時間設為 t 分鐘時，若以 $150 \leq (T-220) \times (t)^{1/2} \leq 1200$ 的條件進行熱處理，則能夠得到具備在惡劣的環境下的優異之耐蝕性，並且帶有良好的衝擊特性、高溫特性之冷加工材料、熱加工材料（合金 No.S01、製程 No.B1～B3）。

在對合金 No.S01～S03 實施了製程 No.AH11 之試樣中，由於變形阻力大而未能撤出至最後，因此中止了之後的評價。

在製程 No.BH1 中，矯正不充分且低溫退火不適當，在品質上出現問題。

【0210】 依以上情況，如本實施形態的合金那樣，各添加元素的含量和各組成關係式、金相組織、各組織關係式在適當的範圍內之本實施形態的合金係熱加工性（熱擠壓、熱鍛造）優異，且耐蝕性、切削性亦良好。又，為了在本實施形態的合金中獲得優異之特性，能夠藉由將熱擠壓及熱鍛造中的製造條件、熱處理中的條件設為適當範圍來實現。

【0211】 （實施例 2）

關於本實施形態的比較例之合金，得到了在惡劣的水環境下使用了 8 年之銅合金 Cu-Zn-Si 合金鑄件（試驗 No. T401/合金 No.S101）。再者，並沒有所使用之環境的水質等詳細資料。藉由與實施例 1 相同的方法進行了試驗 No.T401 的組成、金相組織的分析。又，使用金屬顯微鏡對截面的腐蝕狀態進行了觀察。詳細而言，以使曝露表面與長邊方向保持垂直之方式，將試樣植入酚醛樹脂材料中。接著，以使腐蝕部的截面作為最長的切斷部而獲得之方式切斷試樣。接著對試樣進行了拋光。使用金屬顯微鏡對截面進行了觀察。又測定了最大腐蝕深度。

接著，在與試驗 No.T401 相同的組成及製作條件下製作出類似的合金鑄件（試驗 No.T402/合金 No.S102）。對於類似的合金鑄件（試驗 No.T402），進行了實施例 1 中記載的組成、金相組織的分析等的評價（測定）及脫鋅腐蝕試驗 1～3。而且，對試驗 No.T401 的基於實際的水環境之腐

蝕狀態與試驗 No.T402 的脫鋅腐蝕試驗 1～3 的基於加速試驗之腐蝕狀態進行比較，驗證脫鋅腐蝕試驗 1～3 的加速試驗的有效性。

又，對實施例 1 中記載的本實施形態的合金（試驗 No.T63/合金 No.S02/製程 No.C1）的脫鋅腐蝕試驗 1 的評價結果（腐蝕狀態）與試驗 No.T401 的腐蝕狀態和試驗 No.T402 的脫鋅腐蝕試驗 1 的評價結果（腐蝕狀態）進行比較，考察了試驗 No.T63 的耐蝕性。

【0212】藉由以下方法製作出試驗 No.T402。

以成為與試驗 No.T401（合金 No.S101）大致相同組成之方式熔解原料，於澆鑄溫度 1000℃ 下澆鑄於內徑 φ40mm 的鑄模中，從而製作出鑄件。之後，關於鑄件，將 575℃～525℃ 的溫度區域以約 20℃/分鐘的冷卻速度進行冷卻，繼而，將 460℃ 至 400℃ 的溫度區域以約 15℃/分鐘的冷卻速度進行冷卻。藉由上述，製作出試驗 No.T402 的試樣。

組成、金相組織的分析方法、機械特性等的測定方法及脫鋅腐蝕試驗 1～3 的方法如實施例 1 中所記載。

將所得之結果示於表 70～表 73 及圖 4～圖 6。

【0213】 【表 70】

合金 No.	Cu	Si	Sn	P	Pb	其他	f1	f2	f3
S101	75.4	3.01	0.01	0.04	0.037	Fe:0.02, Ni:0.01, Ag:0.02	77.8	60.9	4.0
S102	75.4	3.01	0.01	0.04	0.033	Fe:0.02, Ni:0.02, Ag:0.02	77.8	60.9	4.0

【0214】 【表 71】

試驗 No.	合金 No.	κ 相 面積率 (%)	γ 相 面積率 (%)	β 相 面積率 (%)	μ 相 面積率 (%)	f4	f5	f6	f7	γ 相的 長邊的 長度 (μm)	μ 相的 長邊的 長度 (μm)	有無 針狀 κ 相	κ 相的 Sn 量 (mass%)	κ 相的 P 量 (mass%)
T401	S101	27.4	3.9	0	0	96.1	100	3.9	40.6	110	0	×	0.01	0.06
T402	S102	28.0	3.8	0	0	96.2	100	3.8	41.1	120	0	×	0.01	0.06

【0215】 【表 72】

試驗 No.	合金 No.	熱加工性	最大腐蝕深度 (μm)	腐蝕試驗 1 (μm)	腐蝕試驗 2 (μm)	腐蝕試驗 3 (ISO6509)
T401	S101	-	138	-	-	○
T402	S102	○	-	153	102	○

【0216】 【表 73】

試驗 No.	合金 No.	150℃潛變應變 (%)	耐孔蝕性 (重量的減量 (g))	耐沖蝕腐蝕性 1 (腐蝕減量 (mg))	耐沖蝕腐蝕性 2 (腐蝕減量 (mg))
T401	S101	-	-	-	-
T402	S102	0.46	0.0150	206	121

【0217】 在惡劣的水環境下使用了 8 年之銅合金鑄件(試驗 No.T401)中，至少 Sn、P 的含量在本實施形態的範圍之外。

圖 4 表示試驗 No.T401 的截面的金屬顯微照片。

試驗 No.T401 中，在惡劣的水環境下使用了 8 年，因該使用環境而產生之腐蝕的最大腐蝕深度為 138μm。

在腐蝕部的表面，與 α 相、κ 相無關地產生了脫鋅腐蝕（自表面起平均約 100μm 的深度）。

在 α 相、κ 相被腐蝕之腐蝕部分中，隨著朝向內部而存在無疵 α 相。

α 相、κ 相的腐蝕深度具有凹凸而非恆定，大致從其邊界部朝向內部，腐蝕優先產生於 γ 相（從 α 相、κ 相被腐蝕之邊界部分朝向內部約 40μm 的深度：優先腐蝕局部產生之 γ 相）。

【0218】 圖 5 表示試驗 No.T402 的脫鋅腐蝕試驗 1 之後的截面的金屬顯微照片。

最大腐蝕深度為 153μm。

在腐蝕部的表面，與 α 相、 κ 相無關地產生了脫鋅腐蝕（自表面起平均約 $100\mu\text{m}$ 的深度）。

其中，隨著朝向內部而存在無疵 α 相。

α 相、 κ 相的腐蝕深度具有凹凸而非恆定，大致從其邊界部朝向內部，腐蝕優先產生於 γ 相（從 α 相、 κ 相被腐蝕之邊界部分，局部產生之 γ 相的優先腐蝕的長度約為 $45\mu\text{m}$ ）。

【0219】得知圖 4 的在 8 年間由於惡劣的水環境產生之腐蝕與圖 5 的藉由脫鋅腐蝕試驗 1 產生之腐蝕為大致相同的腐蝕形態。又，Sn、P 的量不滿足本實施形態的範圍，因此在水與試驗液接觸之部分， α 相和 κ 相這兩者腐蝕，在腐蝕部的末端， γ 相在各處選擇性腐蝕。再者， κ 相中的 Sn 及 P 的濃度低。

試驗 No.T401 的最大腐蝕深度略淺於試驗 No.T402 的脫鋅腐蝕試驗 1 中的最大腐蝕深度。但是，試驗 No.T401 的最大腐蝕深度略深於試驗 No.T402 的脫鋅腐蝕試驗 2 中的最大腐蝕深度。由實際的水環境引起之腐蝕的程度受到水質的影響，但脫鋅腐蝕試驗 1、2 的結果與由實際的水環境引起之腐蝕結果在腐蝕形態和腐蝕深度這兩者中大致一致。因此，得知脫鋅腐蝕試驗 1、2 的條件係有效，在脫鋅腐蝕試驗 1、2 中，得到與由實際的水環境引起之腐蝕結果大致相同的評價結果。

又，腐蝕試驗方法 1、2 的加速試驗的加速率與由實際惡劣的水環境引起之腐蝕大致一致，認為該情況基於腐蝕試驗方法 1、2 係假設了惡劣環境者。

試驗 No.T402 的脫鋅腐蝕試驗 3(ISO6509 脫鋅腐蝕試驗)的結果為“○”(good)。因此，脫鋅腐蝕試驗 3 的結果與由實際的水環境引起之腐蝕結果不一致。

脫鋅腐蝕試驗 1 的試驗時間為兩個月，約為 75~100 倍的加速試驗。脫鋅腐蝕試驗 2 的試驗時間為三個月，約為 30~50 倍的加速試驗。相對於此，脫鋅腐蝕試驗 3 (ISO6509 脫鋅腐蝕試驗)的試驗時間為 24 小時，約為 1000 倍以上的加速試驗。

如脫鋅腐蝕試驗 1、2，認為藉由使用更接近實際的水環境之試驗液進行兩、三個月的長時間的試驗，從而得到與由實際的水環境引起之腐蝕結果大致相同的評價結果。

尤其，在試驗 No.T401 的在 8 年間由惡劣的水環境引起之腐蝕結果和試驗 No.T402 的脫鋅腐蝕試驗 1、2 的腐蝕結果中， γ 相與表面的 α 相、 κ 相的腐蝕一同被腐蝕。但是，在脫鋅腐蝕試驗 3(ISO6509 脫鋅腐蝕試驗)的腐蝕結果中， γ 相幾乎未腐蝕。因此，認為在脫鋅腐蝕試驗 3 (ISO6509 脫鋅腐蝕試驗)中，無法適當地評價與表面的 α 相、 κ 相的腐蝕一同進行的 γ 相的腐蝕，並且與由實際的水環境引起之腐蝕結果不一致。

【0220】圖 6 表示試驗 No.T63（合金 No.S02/製程 No.A1）的脫鋅腐蝕試驗 1 之後的截面的金屬顯微照片。

在表面附近，只有露出於表面之 γ 相被腐蝕。 α 相、 κ 相無疵（未腐蝕）。試驗 No.T63 中，認為 γ 相的長邊的長度與 γ 相的量一同為確定腐蝕深度之很大因素之一。

與圖 4、圖 5 的試驗 No.T401、T402 相比，在圖 6 的本實施形態的試驗 No.T63 中得知表面附近的 α 相及 κ 相的腐蝕完全不存在或大幅得到抑制。認為這是因為，依腐蝕形態的觀察結果， κ 相中的 Sn 含量達到 0.68%， κ 相的耐蝕性提高。

【產業上的可利用性】

【0221】本發明的快削性銅合金的熱加工性（熱擠壓性及熱鍛造性）優異，且耐蝕性、切削性優異。因此，本發明的快削性銅合金係適合於水龍頭、閥、接頭等在人和動物每日攝取之飲用水中使用之器具、閥、接頭等電氣/汽車/機械/工業用配管構件、與液體接觸之器具、組件中。

具體而言，能夠適當地適用為飲用水、排水、工業用水所流動之水龍頭配件、混合式水龍頭配件、排水配件、水龍頭本體、供熱水機組件、熱水器（Eco Cute）組件、軟管配件、噴水器、水表、活栓、消防栓、軟管接頭、供排水旋塞（cock）、泵、集流管（header）、減壓閥、閥座、閘閥、閥桿、管套節（union）、法蘭、分水旋塞（corporat

ion cock)、水龍頭閥、球閥、各種閥、配管接頭的構成材料等，例如以彎管、插座、平筒 (cheese)、彎頭、連接器、配接器、T 形管、接頭 (joint) 等名稱使用者。

又，能夠適當地適用於作為汽車組件使用之電磁閥、控制閥、各種閥、散熱器組件、油冷卻器組件、氣缸，作為機械用構件之配管接頭、閥、閥桿、熱交換器組件、供排水旋塞、氣缸、泵，作為工業用配管構件之配管接頭、閥、閥桿等中。

【符號說明】

【0222】 無

【生物材料寄存】

【0223】 國內寄存資訊 (請依寄存機構、日期、號碼順序註記)

無

【0224】 國外寄存資訊 (請依寄存國家、機構、日期、號碼順序註記)

無

201910526

【發明摘要】

【中文發明名稱】快削性銅合金及快削性銅合金的製造方法

【英文發明名稱】FREE CUTTING COPPER ALLOY AND METHOD FOR MANUFACTURING FREE CUTTING COPPER ALLOY

【中文】本發明提供一種快削性銅合金，該快削性銅合金含有 Cu：76.0～78.7%、Si：3.1～3.6%、Sn：0.40～0.85%、P：0.05～0.14%、Pb：0.005%以上且小於 0.020%，且剩餘部分包括 Zn 及不可避免的雜質，組成滿足以下關係： $75.0 \leq f1 = Cu + 0.8 \times Si - 7.5 \times Sn + P + 0.5 \times Pb \leq 78.2$ 、 $60.0 \leq f2 = Cu - 4.8 \times Si - 0.8 \times Sn - P + 0.5 \times Pb \leq 61.5$ 、 $0.09 \leq f3 = P/Sn \leq 0.30$ ，構成相的面積率（%）滿足以下關係： $30 \leq \kappa \leq 65$ 、 $0 \leq \gamma \leq 2.0$ 、 $0 \leq \beta \leq 0.3$ 、 $0 \leq \mu \leq 2.0$ 、 $96.5 \leq f4 = \alpha + \kappa$ 、 $99.4 \leq f5 = \alpha + \kappa + \gamma + \mu$ 、 $0 \leq f6 = \gamma + \mu \leq 3.0$ 、 $35 \leq f7 = 1.05 \times \kappa + 6 \times \gamma^{1/2} + 0.5 \times \mu \leq 70$ ， α 相內存在 κ 相， γ 相的長邊為 50 μ m 以下， μ 相的長邊為 25 μ m 以下。

【英文】This free cutting copper alloy includes: Cu: 76.0 to 78.7%; Si: 3.1 to 3.6%; Sn: 0.40 to 0.85%; P: 0.05 to 0.14%; and Pb: 0.005% or more to less than 0.020%, with the remainder being Zn and inevitable impurities,

wherein the composition satisfies the relationships of $75.0 \leq f_1 = \text{Cu} + 0.8 \times \text{Si} - 7.5 \times \text{Sn} + \text{P} + 0.5 \times \text{Pb} \leq 78.2$, $60.0 \leq f_2 = \text{Cu} - 4.8 \times \text{Si} - 0.8 \times \text{Sn} - \text{P} + 0.5 \times \text{Pb} \leq 61.5$, and $0.09 \leq f_3 = \text{P}/\text{Sn} \leq 0.30$,

the area ratios (%) of constituent phases satisfy the relationships of $30 \leq \kappa \leq 65$, $0 \leq \gamma \leq 2.0$, $0 \leq \beta \leq 0.3$, $0 \leq \mu \leq 2.0$, $96.5 \leq f_4 = \alpha + \kappa$, $99.4 \leq f_5 = \alpha + \kappa + \gamma + \mu$, $0 \leq f_6 = \gamma + \mu \leq 3.0$, and $35 \leq f_7 = 1.05 \times \kappa + 6 \times \gamma^{1/2} + 0.5 \times \mu \leq 70$,

κ phases exist in an α phase, the long side of γ phases is 50 μm or less, and the long side of μ phases is 25 μm or less.

【指定代表圖】 無。

【代表圖之符號簡單說明】

無

【特徵化學式】

無

【發明申請專利範圍】

【第1項】 一種快削性銅合金，其特徵為，

含有 76.0mass%以上且 78.7mass%以下的 Cu、3.1mass%以上且 3.6mass%以下的 Si、0.40mass%以上且 0.85mass%以下的 Sn、0.05mass%以上且 0.14mass%以下的 P、0.005mass%以上且小於 0.020mass%的 Pb，且剩餘部分包括 Zn 及不可避免的雜質，

將 Cu 的含量設為[Cu]mass%、將 Si 的含量設為[Si]mass%、將 Sn 的含量設為[Sn]mass%、將 P 的含量設為[P]mass%、將 Pb 的含量設為[Pb]mass%時，具有如下關係：

$$75.0 \leq f1 = [Cu] + 0.8 \times [Si] - 7.5 \times [Sn] + [P] + 0.5 \times [Pb] \leq 78.2、$$

2、

$$60.0 \leq f2 = [Cu] - 4.8 \times [Si] - 0.8 \times [Sn] - [P] + 0.5 \times [Pb] \leq 61.5、$$

$$0.09 \leq f3 = [P]/[Sn] \leq 0.30，$$

並且，在金相組織的構成相中，將 α 相的面積率設為 (α) %、將 β 相的面積率設為 (β) %、將 γ 相的面積率設為 (γ) %、將 κ 相的面積率設為 (κ) %、將 μ 相的面積率設為 (μ) %時，具有如下關係：

$$30 \leq (\kappa) \leq 65、$$

$$0 \leq (\gamma) \leq 2.0、$$

$$0 \leq (\beta) \leq 0.3、$$

$$0 \leq (\mu) \leq 2.0、$$

$$96.5 \leq f4 = (\alpha) + (\kappa) \text{ 、}$$

$$99.4 \leq f5 = (\alpha) + (\kappa) + (\gamma) + (\mu) \text{ 、}$$

$$0 \leq f6 = (\gamma) + (\mu) \leq 3.0 \text{ 、}$$

$$35 \leq f7 = 1.05 \times (\kappa) + 6 \times (\gamma)^{1/2} + 0.5 \times (\mu) \leq 70 \text{ ,}$$

並且， α 相內存在 κ 相， γ 相的長邊的長度為 $50\mu\text{m}$ 以下， μ 相的長邊的長度為 $25\mu\text{m}$ 以下。

【第2項】如請求項 1 所述之快削性銅合金，其還含有選自 $0.01\text{mass\%}$ 以上且 $0.08\text{mass\%}$ 以下的 Sb、 $0.02\text{mass\%}$ 以上且 $0.08\text{mass\%}$ 以下的 As、 $0.01\text{mass\%}$ 以上且 $0.10\text{mass\%}$ 以下的 Bi 之 1 種或 2 種以上。

【第3項】一種快削性銅合金，其特徵為，

含有 $76.5\text{mass\%}$ 以上且 $78.3\text{mass\%}$ 以下的 Cu、 $3.15\text{mass\%}$ 以上且 $3.5\text{mass\%}$ 以下的 Si、 $0.45\text{mass\%}$ 以上且 $0.77\text{mass\%}$ 以下的 Sn、 $0.06\text{mass\%}$ 以上且 $0.13\text{mass\%}$ 以下的 P、 $0.006\text{mass\%}$ 以上且 $0.018\text{mass\%}$ 以下的 Pb，且剩餘部分包括 Zn 及不可避免的雜質，

將 Cu 的含量設為 $[\text{Cu}]\text{mass\%}$ 、將 Si 的含量設為 $[\text{Si}]\text{mass\%}$ 、將 Sn 的含量設為 $[\text{Sn}]\text{mass\%}$ 、將 P 的含量設為 $[\text{P}]\text{mass\%}$ 、將 Pb 的含量設為 $[\text{Pb}]\text{mass\%}$ 時，具有如下關係：

$$75.5 \leq f1 = [\text{Cu}] + 0.8 \times [\text{Si}] - 7.5 \times [\text{Sn}] + [\text{P}] + 0.5 \times [\text{Pb}] \leq 77.$$

7、

$$60.2 \leq f2 = [\text{Cu}] - 4.8 \times [\text{Si}] - 0.8 \times [\text{Sn}] - [\text{P}] + 0.5 \times [\text{Pb}] \leq 61.3 \text{ 、}$$

$$0.10 \leq f3 = [P]/[Sn] \leq 0.27,$$

並且，在金相組織的構成相中，將 α 相的面積率設為 $(\alpha)\%$ 、將 β 相的面積率設為 $(\beta)\%$ 、將 γ 相的面積率設為 $(\gamma)\%$ 、將 κ 相的面積率設為 $(\kappa)\%$ 、將 μ 相的面積率設為 $(\mu)\%$ 時，具有如下關係：

$$33 \leq (\kappa) \leq 60、$$

$$0 \leq (\gamma) \leq 1.5、$$

$$0 \leq (\beta) \leq 0.1、$$

$$0 \leq (\mu) \leq 1.0、$$

$$97.5 \leq f4 = (\alpha) + (\kappa)、$$

$$99.6 \leq f5 = (\alpha) + (\kappa) + (\gamma) + (\mu)、$$

$$0 \leq f6 = (\gamma) + (\mu) \leq 2.0、$$

$$38 \leq f7 = 1.05 \times (\kappa) + 6 \times (\gamma)^{1/2} + 0.5 \times (\mu) \leq 65，$$

並且， α 相內存在 κ 相， γ 相的長邊的長度為 $40\mu\text{m}$ 以下， μ 相的長邊的長度為 $15\mu\text{m}$ 以下。

【第4項】如請求項 1 至 3 中任一項所述之快削性銅合金，其中

作為該不可避免的雜質之 Fe、Mn、Co 及 Cr 的總量小於 $0.08\text{mass}\%$ 。

【第5項】如請求項 1 至 4 中任一項所述之快削性銅合金，其中

κ 相中所含之 Sn 的量為 $0.43\text{mass}\%$ 以上且 $0.90\text{mass}\%$

以下， κ 相中所含之 P 的量為 0.06mass% 以上且 0.22mass% 以下。

【第6項】如請求項 1 至 5 中任一項所述之快削性銅合金鑄件，其中

U 形凹口形狀的夏比衝擊試驗值為 $12\text{J}/\text{cm}^2$ 以上且 $45\text{J}/\text{cm}^2$ 以下，並且在負載有相當於室溫下的 0.2% 保證應力之荷載之狀態下於 150°C 下保持 100 小時之後的潛變應變為 0.4% 以下。

【第7項】如請求項 1 至 5 中任一項所述之快削性銅合金，其中

該快削性銅合金為熱加工材料，抗拉強度 S (N/mm^2) 為 $550\text{N}/\text{mm}^2$ 以上，伸長率 E (%) 為 12% 以上，U 形凹口形狀的夏比衝擊試驗值 I (J/cm^2) 為 $12\text{J}/\text{cm}^2$ 以上且 $45\text{J}/\text{cm}^2$ 以下，並且

$$650 \leq f_8 = S \times \{ (E + 100) / 100 \}^{1/2} \text{、或}$$

$$665 \leq f_9 = S \times \{ (E + 100) / 100 \}^{1/2} + I \text{。}$$

【第8項】如請求項 1 至 7 中任一項所述之快削性銅合金，其使用於自來水管用器具、工業用配管構件、與液體接觸之器具、壓力容器和接頭、或與液體接觸之汽車用組件及電氣產品組件中。

【第9項】一種快削性銅合金的製造方法，其為請求項 1 至 8 中任一項所述之快削性銅合金的製造方法，其特徵為，具有：

冷加工製程和熱加工製程中的任意一者或兩者；以及在該冷加工製程或該熱加工製程之後實施之退火製程，

該退火製程中，在以下（1）～（4）中任一條件下保持銅合金，

（1）於 525℃ 以上且 575℃ 以下的溫度下保持 20 分鐘至 8 小時，或

（2）於 515℃ 以上且小於 525℃ 的溫度下保持 100 分鐘至 8 小時，或

（3）最高到達溫度為 525℃ 以上且 610℃ 以下，並且於 575℃ 至 525℃ 的溫度區域內保持 20 分鐘以上，或者

（4）將 575℃ 至 525℃ 的溫度區域以 0.1℃/分鐘以上且 2.5℃/分鐘以下的平均冷卻速度進行冷卻，

繼而，將 460℃ 至 400℃ 的溫度區域以 2.5℃/分鐘以上且 500℃/分鐘以下的平均冷卻速度進行冷卻。

【第10項】一種快削性銅合金的製造方法，其為請求項 1 至 6 中任一項所述之快削性銅合金的製造方法，其特徵為，具有：

鑄造製程；以及在該鑄造製程之後實施之退火製程，

該退火製程中，在以下（1）～（4）中任一條件下保

持銅合金，

(1) 於 525°C 以上且 575°C 以下的溫度下保持 20 分鐘至 8 小時，或

(2) 於 515°C 以上且小於 525°C 的溫度下保持 100 分鐘至 8 小時，或

(3) 最高到達溫度為 525°C 以上且 610°C 以下，並且於 575°C 至 525°C 的溫度區域內保持 20 分鐘以上，或者

(4) 將 575°C 至 525°C 的溫度區域以 0.1°C /分鐘以上且 2.5°C /分鐘以下的平均冷卻速度進行冷卻，

繼而，將 460°C 至 400°C 的溫度區域以 2.5°C /分鐘以上且 500°C /分鐘以下的平均冷卻速度進行冷卻。

【第11項】 一種快削性銅合金的製造方法，其為請求項 1 至 8 中任一項所述之快削性銅合金的製造方法，其特徵為，

包括熱加工製程，進行熱加工時的材料溫度為 600°C 以上且 740°C 以下，

在熱塑性加工後的冷卻過程中，將 575°C 至 525°C 的溫度區域以 0.1°C /分鐘以上且 2.5°C /分鐘以下的平均冷卻速度進行冷卻，將 460°C 至 400°C 的溫度區域以 2.5°C /分鐘以上且 500°C /分鐘以下的平均冷卻速度進行冷卻。

【第12項】 一種快削性銅合金的製造方法，其為請求項 1 至 8 中任一項所述之快削性銅合金的製造方法，其特徵為，具有：

冷加工製程和熱加工製程中的任意一者或兩者；以及在該冷加工製程或該熱加工製程之後實施之低溫退火製程，

在該低溫退火製程中，將材料溫度設為 240°C 以上且 350°C 以下的範圍、將加熱時間設為 10 分鐘以上且 300 分鐘以下的範圍、將材料溫度設為 $T^{\circ}\text{C}$ 、將加熱時間設為 t 分鐘時，設為 $150 \leq (T-220) \times (t)^{1/2} \leq 1200$ 的條件。

