

19



OFICINA ESPAÑOLA DE
PATENTES Y MARCAS

ESPAÑA



11 Número de publicación: **2 940 703**

51 Int. Cl.:

C22C 9/04 (2008.01)

C22F 1/08 (2008.01)

12

TRADUCCIÓN DE PATENTE EUROPEA

T3

86 Fecha de presentación y número de la solicitud internacional: **11.12.2019** **PCT/JP2019/048438**

87 Fecha y número de publicación internacional: **30.12.2020** **WO20261603**

96 Fecha de presentación y número de la solicitud europea: **11.12.2019** **E 19935321 (0)**

97 Fecha y número de publicación de la concesión europea: **15.02.2023** **EP 3872198**

54 Título: **Aleación de cobre de fácil corte y método para fabricar aleación de cobre de fácil corte**

30 Prioridad:

25.06.2019 JP 2019116914

12.07.2019 JP 2019130143

31.07.2019 JP 2019141096

09.09.2019 JP 2019163773

45 Fecha de publicación y mención en BOPI de la traducción de la patente:
10.05.2023

73 Titular/es:

MITSUBISHI MATERIALS CORPORATION

(100.0%)

2-3, Marunouchi 3-chome, Chiyoda-ku
Tokyo 100-8117, JP

72 Inventor/es:

OISHI KEIICHIRO;
SUZAKI KOUICHI y
GOTO HIROKI

74 Agente/Representante:

BERTRÁN VALLS, Silvia

ES 2 940 703 T3

Aviso: En el plazo de nueve meses a contar desde la fecha de publicación en el Boletín Europeo de Patentes, de la mención de concesión de la patente europea, cualquier persona podrá oponerse ante la Oficina Europea de Patentes a la patente concedida. La oposición deberá formularse por escrito y estar motivada; sólo se considerará como formulada una vez que se haya realizado el pago de la tasa de oposición (art. 99.1 del Convenio sobre Concesión de Patentes Europeas).

DESCRIPCIÓN

Aleación de cobre de fácil corte y método para fabricar aleación de cobre de fácil corte

5 **Campo técnico**

La presente invención se refiere a una aleación de cobre de fácil corte que presenta una alta resistencia y un contenido de Pb significativamente reducido y a un método para producir una aleación de cobre de fácil corte. La presente invención se refiere a una aleación de cobre de fácil corte usada para componentes de automóviles, componentes de aparatos eléctricos y electrónicos, componentes mecánicos, artículos de papelería, juguetes, componentes deslizantes, componentes de instrumentos de medición, componentes mecánicos de precisión, componentes médicos, dispositivos y componentes relacionados con bebidas, dispositivos y componentes para drenaje de agua, componentes de tuberías industriales o componentes relacionados con líquido o gas tal como agua potable, agua industrial, agua de drenaje o hidrógeno, y a un método para producir la aleación de cobre de fácil corte. Los ejemplos de nombres de componentes específicos incluyen válvulas, juntas, llaves, grifos, engranajes, ejes, cojinetes, árboles, manguitos, husillos, sensores, pernos, tuercas, tuercas abocinadas, puntas de bolígrafos, tuercas de inserción, tuercas de sombrerete, racores, espaciadores y tornillos. La presente invención se refiere a una aleación de cobre de fácil corte usada para los componentes que se preparan mediante mecanizado, y a un método para producir la aleación de cobre de fácil corte.

20 **Antecedentes de la técnica**

Convencionalmente, una aleación de Cu-Zn-Pb (denominada barra de latón de fácil corte, latón para forjado o latón para colada) o una aleación de Cu-Sn-Zn-Pb (denominada pieza colada de bronce: bronce rojo) que tiene una excelente maquinabilidad se ha usado generalmente para componentes tales como válvulas, juntas, engranajes, sensores, tuercas o tornillos que son nombres de componentes específicos de componentes de automóviles, componentes de aparatos eléctricos, electrodomésticos y electrónicos, componentes mecánicos, artículos de papelería, componentes mecánicos de precisión, componentes médicos o dispositivos y componentes relacionados con líquido o gas tal como agua potable, agua industrial, agua de drenaje o hidrógeno.

Una aleación de Cu-Zn-Pb incluye del 56% al 65% en masa de Cu, del 1% al 4% en masa de Pb y siendo el resto Zn. Una aleación de Cu-Sn-Zn-Pb incluye del 80% al 88% en masa de Cu, del 2% al 8% en masa de Sn, del 1% al 8% en masa de Pb y siendo el resto Zn.

El Pb añadido a una aleación de cobre tiene un efecto tremendo, particularmente en un procedimiento de creación de orificios, particularmente usando un taladro. Recientemente, han disminuido las dimensiones de diversos dispositivos y componentes y ha aumentado la necesidad de perforar orificios diminutos en tales componentes. Se espera que se acelerará la reducción en el tamaño de diversos componentes industriales tales como aparatos domésticos de información, dispositivos médicos o componentes de automóviles.

Sin embargo, recientemente, la influencia del Pb sobre el cuerpo humano y el medioambiente está convirtiéndose en una preocupación, y está aumentando el ímpetu por regular el Pb en diversos países. Por ejemplo, una normativa para reducir el contenido de Pb en dispositivos de suministro de agua potable al 0,25% en masa o menos entró en vigor en enero de 2010 en California, Estados Unidos. Además, en países distintos de los Estados Unidos, tal normativa está estableciéndose rápidamente, y se demanda el desarrollo de un material de aleación de cobre que cumpla los requisitos de la normativa sobre el contenido de Pb.

Además, en otros campos industriales tales como los de automóviles, aparatos eléctricos y electrónicos y máquinas, por ejemplo, en las normativas VFU y las normativas RoHS de Europa, se permite excepcionalmente que las aleaciones de cobre de fácil corte incluyan un máximo del 4% en masa de Pb. Sin embargo, al igual que en el campo de agua potable, se ha analizado activamente el endurecimiento de las normativas sobre el contenido de Pb, incluyendo la eliminación de exenciones.

Aunque existe una tendencia a endurecer las normativas sobre el Pb para las aleaciones de cobre de fácil corte, se proponen aleaciones como (1) una aleación de Cu-Zn-Bi o una aleación de Cu-Zn-Bi-Se que incluye Bi que presenta maquinabilidad (rendimiento de mecanizado, función de mejora de la maquinabilidad) o, en algunos casos, que incluye no sólo Bi sino también Se en lugar de Pb, (2) una de aleación Cu-Zn que incluye una alta concentración de Zn, en la que la cantidad de fase β se aumenta para mejorar la maquinabilidad, (3) una aleación de Cu-Zn-Si o una aleación de Cu-Zn-Sn que incluye grandes cantidades de fase γ y fase κ que presentan maquinabilidad en lugar de Pb, (4) una aleación de Cu-Zn-Sn-Bi que incluye una gran cantidad de fase γ y Bi, etc.

El documento de patente 1 divulga un método para mejorar la maquinabilidad y la resistencia a la corrosión mediante la adición del 0,7% al 2,5% en masa de Sn a una aleación de Cu-Zn-Bi de tal manera que la fase γ precipita.

Sin embargo, las aleaciones que incluyen Bi en lugar de Pb presentan muchos problemas. Por ejemplo, el Bi

presenta una maquinabilidad menor que el Pb. El Bi puede ser perjudicial para el cuerpo humano al igual que el Pb. El Bi presenta un problema de recursos porque es un metal raro. Y el Bi fragiliza un material de aleación de cobre.

Además, tal como se divulga en el documento de patente 1, incluso cuando la fase γ de una aleación de Cu-Zn-Sn precipita, la fase γ que incluye Sn presenta una maquinabilidad deficiente, por lo que requiere la adición conjunta de Bi que presenta maquinabilidad.

Por un lado, resulta absolutamente imposible reemplazar una aleación de cobre de fácil corte que contiene plomo por una aleación binaria de Cu-Zn que incluye una gran cantidad de fase β , puesto que aunque la fase β contribuye a la mejora de la maquinabilidad, presenta una maquinabilidad menor que el Pb. Por otro lado, se proponen aleaciones de Cu-Zn-Si que incluyen Si en lugar de Pb como aleaciones de cobre de fácil corte en, por ejemplo, los documentos de patente 2 a 13.

En los documentos de patente 2 y 3, se logra una excelente maquinabilidad sin incluir Pb o con una pequeña cantidad de Pb por la excelente maquinabilidad de la fase γ o, en algunos casos, la fase κ formada en una aleación que comprende principalmente una alta concentración de Cu del 69% al 79% en masa y una alta concentración de Si del 2 al 4% en masa. Al incluir más del o igual al 0,3% en masa de Sn y más del o igual al 0,1% en masa de Al, la formación de fase γ que presenta maquinabilidad se aumenta adicionalmente y se acelera de tal manera que puede mejorarse la maquinabilidad. La resistencia a la corrosión se mejora mediante la formación de una gran cantidad de fase γ .

En el documento de patente 4, se obtiene una excelente maquinabilidad añadiendo una cantidad extremadamente pequeña (0,02% en masa o menor) de Pb y definiendo simplemente el área total de fase γ y fase κ principalmente en consideración del contenido de Pb.

Los documentos de patente 5 y 6 proponen productos de colada de aleaciones de Cu-Zn-Si en los que, con el fin de reducir el tamaño de los granos de cristal de los productos de colada, se incluyen cantidades extremadamente pequeñas de P y Zr, y mencionan que la razón P/Zr y similares son importantes.

El documento de patente 7 propone una aleación de cobre en la que se incluye Fe en una aleación de Cu-Zn-Si.

El documento de patente 8 propone una aleación de cobre en la que se incluyen Sn, Fe, Co, Ni y Mn en una aleación de Cu-Zn-Si.

El documento de patente 9 propone una aleación de Cu-Zn-Si que tiene una matriz de fase α que incluye fase κ en la que las razones de área de fase β , fase γ y fase μ son limitadas.

El documento de patente 10 propone una aleación de Cu-Zn-Si que tiene una matriz de fase α que incluye fase κ en la que las razones de área de fase β y fase γ son limitadas.

El documento de patente 11 propone una aleación de Cu-Zn-Si en la que la longitud de los lados más largos de fase γ y la longitud de los lados más largos de fase μ están definidas.

El documento de patente 12 propone una aleación de Cu-Zn-Si a la que se le añaden Sn y Al.

El documento de patente 13 propone una aleación de Cu-Zn-Si en la que la fase γ se distribuye en forma de partículas a un límite de fases entre la fase α y la fase β para mejorar la maquinabilidad.

El documento de patente 15 propone una aleación de Cu-Zn a la que se le añaden Sn, Pb y Si.

Ahora, tal como se describe en el documento de patente 14 y en el documento no de patente 1, en las aleaciones de Cu-Zn-Si se sabe que, incluso cuando se observan sólo aquellas que tienen una concentración de Cu del 60% en masa o mayor, una concentración de Zn del 40% en masa o menor y una concentración de Si del 10% en masa o menor, están presentes 10 clases de fases metálicas que incluyen matriz de fase α , fase β , fase γ , fase δ , fase ε , fase ζ , fase η , fase κ , fase μ y fase χ , en algunos casos, 13 clases de fases metálicas que incluyen fases adicionales de α' , β' y γ' . Además, empíricamente se sabe que a medida que aumenta el número de elementos aditivos, se complica la estructura metalográfica y puede aparecer una nueva fase o un compuesto intermetálico. Además, empíricamente también se sabe bien que hay una gran diferencia en la constitución de fases metálicas entre lo que muestra un diagrama de fases en equilibrio y la de una aleación producida realmente. Además, se sabe bien que la composición de estas fases cambia en función de las concentraciones de Cu, Zn, Si y similares en una aleación de cobre y el historial de calor de procesamiento.

Adicionalmente, en las aleaciones de Cu-Zn-Pb que incluyen Pb, la concentración de Cu es de aproximadamente el 60% en masa, mientras que en todas las aleaciones de Cu-Zn-Si descritas en los documentos de patente 2 a 13, las concentraciones de Cu son del 65% en masa o mayor, y se desea una reducción en la concentración del costoso Cu

desde el punto de vista de la eficiencia económica.

Además, para aleaciones de cobre de fácil corte con plomo convencionales, se espera que el mecanizado tal como volteo o perforación pueda realizarse sin problemas durante al menos 24 horas y sin el reemplazo de la herramienta de corte o un ajuste tal como pulido del borde de corte durante 24 horas. Aunque dependiendo del grado de dificultad del mecanizado, se espera el mismo nivel de maquinabilidad para las aleaciones que contienen una cantidad significativamente reducida de Pb.

Además, en el documento de patente 7, la aleación de Cu-Zn-Si incluye Fe, y el Fe y el Si forman un compuesto intermetálico de Fe-Si que es más duro y frágil que la fase γ . Este compuesto intermetálico presenta problemas como la reducción de la vida útil de herramienta de una herramienta de corte durante el mecanizado y la generación de puntos duros durante el pulido que deterioran el aspecto externo. Además, puesto que el Fe se combina con el Si que es un elemento aditivo y, por tanto, el Si se consume como compuesto intermetálico, se deteriora el rendimiento de la aleación.

Además, en el documento de patente 8, se añaden Sn, Fe, Co y Mn a una aleación de Cu-Zn-Si. Sin embargo, el Fe, el Co y el Mn se combinan todos ellos con Si para formar un compuesto intermetálico duro y frágil. Por tanto, tal adición provoca problemas durante el mecanizado o el pulido tal como divulgó el documento de patente 7.

El documento de patente 16 se refiere a una parte de aleación de cobre forjada en caliente que tiene forma tubular y que se prepara a partir de una composición de aleación que contiene el 59,0-84,0% en masa de Cu y el 0,003-0,3% en masa de Pb, siendo el resto Zn e impurezas inevitables, en la que los porcentajes en masa de Cu y Pb satisfacen la relación $59 \leq ([Cu] + 0,5 \times [Pb]) \leq 64$, la forma de la parte forjada satisface las fórmulas de $0,4 \leq (\text{diámetro interno promedio}) / (\text{diámetro externo promedio}) \leq 0,92$, $0,04 \leq (\text{grosor promedio}) / (\text{diámetro externo promedio}) \leq 0,3$ y $1 \leq (\text{longitud en la dirección de eje de tubo}) / (\text{grosor promedio}) \leq 10$, y el material de forjado que va a forjarse en caliente tiene forma tubular y satisface $0,3 \leq (\text{diámetro interno promedio}) / (\text{diámetro externo promedio}) \leq 0,88$, $0,06 \leq (\text{grosor promedio}) / (\text{diámetro externo promedio}) \leq 0,35$ y $0,8 \leq (\text{longitud en la dirección de eje de tubo}) / (\text{grosor promedio}) \leq 12$, y $0\% \leq (\text{grado de grosor no uniforme}) \leq 30\%$, $0 \leq (\text{grado de grosor no uniforme}) \leq 75 \times 1 / ((\text{longitud en la dirección de eje de tubo}) / (\text{grosor promedio}))^{1/2}$ en cualquier ubicación en una dirección de eje de tubo.

Documentos de la técnica anterior

Documento de patente

Documento de patente 1: publicación internacional PCT n.º WO2008/081947

Documento de patente 2: solicitud de patente japonesa sin examinar, primera publicación n.º 2000-119775

Documento de patente 3: solicitud de patente japonesa sin examinar, primera publicación n.º 2000-119774

Documento de patente 4: publicación internacional PCT n.º WO2007/034571

Documento de patente 5: publicación internacional PCT n.º WO2006/016442

Documento de patente 6: publicación internacional PCT n.º WO2006/016624

Documento de patente 7: traducción japonesa publicada n.º 2016-511792 de la publicación internacional PCT

Documento de patente 8: solicitud de patente japonesa sin examinar, primera publicación n.º 2004-263301

Documento de patente 9: publicación internacional PCT n.º WO2012/057055

Documento de patente 10: solicitud de patente japonesa sin examinar, primera publicación n.º 2013-104071

Documento de patente 11: publicación internacional PCT n.º WO2019/035225

Documento de patente 12: solicitud de patente japonesa sin examinar, primera publicación n.º 2018-048397

Documento de patente 13: traducción japonesa publicada n.º 2019-508584 de la publicación internacional PCT

Documento de patente 14: patente estadounidense n.º 4055445

Documento de patente 15: solicitud de patente japonesa sin examinar, primera publicación n.º 2016-194123

Documento de patente 16: documento EP 2 775 005 A1

Documento no de patente

Documento no de patente 1: Genjiro MIMA, Masaharu HASEGAWA, Journal of the Japan Copper and Brass Research Association, 2 (1963), págs. 62 a 77

Divulgación de la invención

Problemas que van a resolverse mediante la invención

La presente invención se ha realizado con el fin de resolver los problemas anteriormente descritos en la técnica convencional, y un objeto de la misma es proporcionar una aleación de cobre de fácil corte que tenga una excelente trabajabilidad en caliente, una alta resistencia, un buen equilibrio entre la resistencia y la ductilidad y una excelente tenacidad cuyo contenido de Pb se haya reducido significativamente, y un método para producir la aleación de cobre de fácil corte.

En esta memoria descriptiva, a menos que se especifique lo contrario, un material trabajado en caliente incluye un material extruido en caliente, un material forjado en caliente y un material laminado en caliente. Trabajabilidad en frío se refiere al rendimiento del trabajo en frío tal como estirado, trefilado, laminado, plegado o flexión. Perforación se refiere a realizar orificios con un taladro. A menos que se especifique lo contrario, una excelente maquinabilidad se refiere a una baja resistencia al corte y a una buena o excelente capacidad de rotura de virutas durante el volteo con un torno o la perforación. Conductividad se refiere a conductividad eléctrica y a conductividad térmica. Además, la fase β incluye la fase β' , la fase γ incluye la fase γ' y la fase α incluye la fase α' . Velocidad de enfriamiento se refiere a la velocidad de enfriamiento promedio en un intervalo de temperaturas dado. 24 horas se refiere a un día. "Fabricación en la línea de producción real" se refiere a la producción con una instalación de producción en masa usada para fabricar productos para la venta. El compuesto que contiene P es un compuesto que incluye P y al menos cualquiera de Si o Zn, o tanto Si como Zn, en algunos casos, que incluye además Cu y/o impurezas inevitables tales como Fe, Mn, Cr o Co. El compuesto que contiene P puede ser un compuesto tal como P-Si, P-Si-Zn, P-Zn o P-Zn-Cu. El compuesto que contiene P también se refiere a un compuesto que incluye P, Si y Zn.

Soluciones para resolver los problemas

Con el fin de resolver los problemas anteriormente descritos y lograr el objeto anteriormente descrito, los presentes inventores llevaron a cabo una investigación exhaustiva y obtuvieron los siguientes hallazgos.

Los documentos de patente 4 y 6 divulgan que, en las aleaciones de Cu-Zn-Si, la fase β no contribuye sustancialmente a la maquinabilidad de la aleación, sino que más bien la inhibe. Los documentos de patente 2 y 3 mencionan que, cuando la fase β está presente, la fase β cambia a fase γ mediante tratamiento térmico. Además, en los documentos de patente 9, 10 y 11, la cantidad de fase β está limitada significativamente. El documento de patente 15 divulga que, con el fin de mejorar la resistencia a la corrosión por descincificación de la fase β , es necesario que se incluyan Sn y Si, que se realice extrusión en caliente a una temperatura de 700°C o mayor y que se realice un tratamiento térmico en el que la temperatura de mantenimiento sea de 400°C a 600°C y la velocidad de enfriamiento promedio desde 400°C hasta 200°C sea de 0,2°C/s a 10°C/s.

En primer lugar, los presentes inventores estudiaron diligentemente la fase β que se sabía que no tenía ningún efecto sobre la maquinabilidad de una aleación de Cu-Zn-Si en la técnica convencional, y hallaron que la composición de la fase β tiene un gran efecto sobre la maquinabilidad.

Sin embargo, todavía había una diferencia significativa en la maquinabilidad en cuanto a la capacidad de rotura de virutas y a la resistencia al corte si se compara con un latón de fácil corte que incluye el 3% en masa de Pb incluso si la fase β contiene Si, un elemento que tiene un gran efecto sobre la maquinabilidad.

Por tanto, con el fin de mejorar la maquinabilidad (rendimiento de mecanizado, función de mejora de la maquinabilidad) de la propia fase β , se hizo que un compuesto que incluía P y Si y/o Zn que tenía un tamaño de aproximadamente 0,5 a 3 μm (por ejemplo, P-Si, P-Si-Zn, P-Zn o P-Zn-Cu) precipitara en la fase β de una aleación de Cu-Zn-Si que incluía una cantidad apropiada de Si. Como resultado, la maquinabilidad de la fase β mejoró drásticamente.

Sin embargo, la fase β con maquinabilidad mejorada presenta una ductilidad y una tenacidad deficientes. Con el fin de mejorar la ductilidad sin deteriorar la maquinabilidad de la fase β , se controlaron las cantidades de fase β y fase α a niveles apropiados y se controlaron las distribuciones de fase α y fase β y las formas de los granos de cristal de fase α .

Por tanto, se inventó una aleación de cobre que presenta una maquinabilidad comparable a la de una aleación de cobre convencional que incluye una gran cantidad de Pb haciendo que la aleación de cobre incluya una fase β que presenta una maquinabilidad adicionalmente mejorada, una fase α que presenta una excelente ductilidad, una

pequeña cantidad de Pb y, opcionalmente, una pequeña cantidad de fase γ .

La invención se expone en el pliego de reivindicaciones adjunto, refiriéndose específicamente a una aleación de cobre de fácil corte y a un método para producir la misma.

Efectos de la invención

Según un aspecto de la presente invención, pueden proporcionarse una aleación de cobre de fácil corte que presenta una excelente trabajabilidad en caliente, una alta resistencia, un buen equilibrio entre la resistencia y la ductilidad y una excelente tenacidad y que contiene una cantidad significativamente reducida de Pb, y un método para producir la aleación de cobre de fácil corte.

Breve descripción de los dibujos

La figura 1A es una imagen que muestra la estructura de una aleación de cobre de fácil corte según una realización de la invención, que incluye el 62,9% en masa de Cu, el 1,14% en masa de Si, el 0,072% en masa de P, el 0,009% en masa de Pb y siendo el resto Zn, y que se obtiene mediante extrusión en caliente a 590°C y enfriamiento a una velocidad de enfriamiento promedio de 25°C/min en un intervalo de temperaturas de desde 530°C hasta 450°C.

La figura 1B es una imagen que muestra la estructura de una aleación de cobre de fácil corte según una realización de la invención, que incluye el 62,9% en masa de Cu, el 1,14% en masa de Si, el 0,072% en masa de P, el 0,009% en masa de Pb y siendo el resto Zn, y que se obtiene mediante forjado en caliente a 615°C y enfriamiento a una velocidad de enfriamiento promedio de 28°C/min en un intervalo de temperaturas de desde 530°C hasta 450°C.

La figura 1C es una imagen que muestra la estructura de una aleación de cobre de fácil corte según una realización de la invención, que incluye el 62,5% en masa de Cu, el 1,05% en masa de Si, el 0,001% en masa de P, el 0,016% en masa de Pb y siendo el resto Zn, y que se obtiene mediante extrusión en caliente a 595°C y enfriamiento a una velocidad de enfriamiento promedio de 25°C/min en un intervalo de temperaturas de desde 530°C hasta 450°C.

La figura 2A es una imagen de virutas después de realizar un ensayo de mecanizado del ensayo n.º T01 entre los ejemplos.

La figura 2B es una imagen de virutas después de realizar un ensayo de mecanizado del ensayo n.º T303 entre los ejemplos.

Realizaciones para llevar a cabo la invención

Lo siguiente es una descripción de aleaciones de cobre de fácil corte según las realizaciones de la presente invención y métodos para producir las aleaciones de cobre de fácil corte.

Las aleaciones de cobre de fácil corte según las realizaciones se usan para componentes de automóviles, componentes eléctricos, componentes de electrodomésticos y componentes electrónicos, componentes mecánicos y dispositivos y componentes que entran en contacto con líquido o gas tal como agua potable, agua industrial o hidrógeno. Los ejemplos de nombres de componentes específicos incluyen válvula, junta, engranaje, tuerca, tornillos, sensor y recipiente a presión.

En este caso, en esta memoria descriptiva, un símbolo de elemento entre paréntesis tal como [Zn] representa el contenido (% en masa) del elemento.

En la invención, usando este método de expresión de contenido, una expresión relacional de composición f1 se define de la siguiente manera.

$$\text{Expresión relacional de composición f1} = [\text{Cu}] - 4,5 \times [\text{Si}] + 0,5 \times [\text{Pb}] - [\text{P}]$$

Además, en la invención, en las fases constituyentes de la estructura metalográfica que excluye inclusiones no metálicas, la razón de área de fase α está representada por el % de (α), la razón de área de fase γ está representada por el % de (γ) y la razón de área de fase β está representada por el % de (β). La razón de área de cada una de las fases también se denominará "la cantidad de cada una de las fases", "la proporción de cada una de las fases" o "la proporción que ocupa cada una de las fases".

En la invención, se definen una pluralidad de expresiones relacionales de estructura metalográfica de la siguiente manera.

$$\text{Expresión relacional de estructura metalográfica f2} = (\alpha)$$

Expresión relacional de estructura metalográfica f3 = (β)

Expresión relacional de estructura metalográfica f4 = (γ)

5 Expresión relacional de estructura metalográfica f5 = $18 \times (\gamma) / (\beta)$

Expresión relacional de estructura metalográfica f6 = $(\gamma)^{1/2} \times 3 + (\beta) \times ([Si])^{1/2}$

10 Expresión relacional de estructura metalográfica y de composición f6A = $(\gamma)^{1/2} \times 3 + (\beta) \times ([Si])^{1/2} + ([Pb])^{1/2} \times 35 + ([P])^{1/2} \times 15$

La aleación de cobre de fácil corte según la presente invención incluye: más del 61,0% en masa y menos del 65,0% en masa de Cu; más del 1,0% en masa y menos del 1,5% en masa de Si; más del o igual al 0,003% en masa y menos del 0,20% en masa de Pb; más del 0,003% en masa y menos del 0,19% en masa de P; y comprendiendo el resto Zn e impurezas inevitables, en la que el contenido total de Fe, Mn, Co y Cr es menor del 0,40% en masa, el contenido total de Sn y Al es menor del 0,40% en masa, la expresión relacional de composición f1 está en un intervalo de $56,5 \leq f1 \leq 59,5$, la expresión relacional de estructura metalográfica f2 está en un intervalo de $20 \leq f2 \leq 80$, la expresión relacional de estructura metalográfica f3 está en un intervalo de $15 \leq f3 \leq 80$, la expresión relacional de estructura metalográfica f4 está en un intervalo de $0 \leq f4 < 8$, la expresión relacional de estructura metalográfica f5 está en un intervalo de $f5 < 9$, la expresión relacional de estructura metalográfica f6 está en un intervalo de $20 \leq f6 \leq 88$, la expresión relacional de estructura metalográfica y de composición f6A está en un intervalo de $f6A \geq 33$ y un compuesto que contiene P está presente en la fase β .

25 Una realización de la aleación de cobre de fácil corte según la presente invención incluye: más del o igual al 61,7% en masa y menos del o igual al 64,3% en masa de Cu; más del o igual al 1,02% en masa y menos del o igual al 1,35% en masa de Si; más del o igual al 0,005% en masa y menos del o igual al 0,10% en masa de Pb; más del o igual al 0,02% en masa y menos del o igual al 0,14% en masa de P; y comprendiendo el resto Zn e impurezas inevitables, en la que el contenido total de Fe, Mn, Co y Cr es del 0,30% en masa o menor y el contenido total de Sn y Al es del 0,30% en masa o menor, la expresión relacional de composición f1 está en un intervalo de $57,0 \leq f1 \leq 59,0$, la expresión relacional de estructura metalográfica f2 está en un intervalo de $30 \leq f2 \leq 75$, la expresión relacional de estructura metalográfica f3 está en un intervalo de $25 \leq f3 \leq 70$, la expresión relacional de estructura metalográfica f4 está en un intervalo de $0 \leq f4 < 4$, la expresión relacional de estructura metalográfica f5 está en un intervalo de $f5 < 2$, la expresión relacional de estructura metalográfica f6 está en un intervalo de $30 \leq f6 \leq 77$, la expresión relacional de estructura metalográfica y de composición f6A está en un intervalo de $f6A \geq 44$ y un compuesto que contiene P está presente en la fase β .

En este caso, en la aleación de cobre de fácil corte según la presente invención, es preferible que la proporción (proporción con respecto a la totalidad de fase α) de granos de cristal de fase α granulares que tienen una relación de aspecto (lado más largo/lado más corto) de 4 o menos sea del 50% o mayor. Para ser exactos, la proporción de los granos de cristal de fase α granulares se refiere a la proporción del número de granos de cristal de fase α granulares que tienen una relación de aspecto de 4 o menos como numerador con respecto al número total de granos de cristal de fase α como denominador en un campo visual, y puede expresarse con: (el número de granos de cristal de fase α granulares que tienen una relación de aspecto de 4 o menos / el número total de granos de cristal de fase α) $\times 100$.

Además, en la aleación de cobre de fácil corte según la presente invención, es preferible que el contenido de Si en la fase β sea del 1,2% en masa o mayor y del 1,9% en masa o menor.

Además, en la aleación de cobre de fácil corte según la presente invención, es preferible que la conductividad eléctrica sea del 13% según la IACS o mayor y del 18% según la IACS o menor, y cuando la resistencia a la tracción está representada por S (N/mm²) y el alargamiento está representado por E (%), la expresión relacional de característica f7 = $S \times (100 + E) / 100$ que indica el equilibrio entre la resistencia y el alargamiento sea de 600 o mayor.

A continuación, se explican los motivos por los que la composición de componentes, la expresión relacional de composición f1, las expresiones relacionales de estructura metalográfica f2, f3, f4, f5 y f6, la expresión relacional de estructura metalográfica y de composición f6A, la estructura metalográfica, la expresión relacional de característica f7 y similares se definen tal como se describieron anteriormente.

<Composición de componentes>

(Cu)

El Cu es un elemento principal de la aleación de cobre de fácil corte según la invención. Con el fin de lograr el objeto de la presente invención, la aleación de cobre de fácil corte debe contener Cu en una cantidad que supere el 61,0%

en masa al menos. Cuando el contenido de Cu es del 61,0% en masa o menor, la proporción de fase β supera el 80%, aunque depende de los contenidos de Si, Zn, P y Pb y el procedimiento de producción, y como resultado, la ductilidad del material es deficiente. Por consiguiente, el límite inferior del contenido de Cu es mayor del 61,0% en masa, preferiblemente el 61,5% en masa o mayor, más preferiblemente el 61,7% en masa o mayor y todavía más preferiblemente el 62,0% en masa o mayor.

Por otro lado, cuando el contenido de Cu es del 65,0% en masa o mayor, la proporción de fase β disminuye y la proporción de fase γ aumenta, aunque depende de los contenidos de Si, Zn, P, y Pb y el procedimiento de producción. En algunos casos, también pueden aparecer fase μ u otras fases. Como resultado, no puede obtenerse una excelente maquinabilidad, y la ductilidad y la tenacidad son deficientes. Por consiguiente, el contenido de Cu es menor del 65,0% en masa, preferiblemente el 64,5% en masa o menor, más preferiblemente el 64,3% en masa o menor y todavía más preferiblemente el 63,8% en masa o menor.

Un objeto de la invención es proporcionar una aleación que presenta no sólo una excelente maquinabilidad sino también excelentes características mecánicas tales como resistencia y ductilidad. Cuando la ductilidad y el equilibrio entre la ductilidad y la resistencia son importantes, el límite inferior de Cu es preferiblemente el 62,3% en masa o mayor.

(Si)

El Si es un elemento principal de la aleación de cobre de fácil corte según la invención. El Si contribuye a la formación de fases metálicas tales como la fase κ , la fase γ , la fase μ , la fase β y la fase ζ . El Si mejora la maquinabilidad, la resistencia, la deformabilidad a alta temperatura, la resistencia al desgaste y la resistencia a la corrosión, en particular, la resistencia al agrietamiento por corrosión por estrés, de la aleación según la invención. Con respecto a la maquinabilidad, los presentes inventores hallaron que la fase β formada por los Cu, Zn y Si contenidos en los intervalos de cantidades anteriormente descritos presenta una excelente maquinabilidad. Los ejemplos de fase β que presenta una excelente maquinabilidad incluyen fase β compuesta por aproximadamente el 61% en masa de Cu, aproximadamente el 1,5% en masa de Si y aproximadamente el 37,5% en masa de Zn. Además, los presentes inventores también hallaron que la fase γ formada por los Cu, Zn y Si contenidos en los intervalos de cantidades anteriormente descritos presenta una excelente maquinabilidad si la fase β está presente. Sin embargo, como la fase γ presenta un problema en cuanto a la ductilidad, su contenido es limitado.

Los ejemplos de composición representativa de fase α incluyen aproximadamente el 68% en masa de Cu, aproximadamente el 1% en masa de Si y aproximadamente el 31% en masa de Zn. Aunque la maquinabilidad de la fase α contenida en una aleación que tiene una composición dentro del intervalo de la invención también se mejora al incluir Si, el grado de la mejora es mucho menor que el de la fase β .

Además, debido a la inclusión de Si, la fase α y la fase β se fortalecen mediante la solubilización en forma de sólidos. Como resultado, la aleación se fortalece, lo que afecta a su ductilidad y tenacidad. Aunque la inclusión de Si disminuye la conductividad eléctrica de la fase α , la conductividad eléctrica de la aleación se mejora mediante la formación de fase β .

Con el fin de que una aleación obtenga una excelente maquinabilidad y una alta resistencia, es necesario incluir Si en una cantidad que supere el 1,0% en masa. El contenido de Si es preferiblemente del 1,02% en masa o mayor, más preferiblemente el 1,05% en masa o mayor y todavía más preferiblemente el 1,07% en masa o mayor.

Por otro lado, cuando el contenido de Si es excesivamente alto, la cantidad de fase γ aumenta excesivamente. En algunos casos, la fase μ precipita. La fase γ presenta una ductilidad y una tenacidad menores que la fase β , deteriora la ductilidad de la aleación y provoca un aumento de la resistencia al corte en algunos casos. Cuando la cantidad de fase γ es excesivamente grande, aumenta el índice de empuje de la perforación. Un aumento en el contenido de Si (aumentar el contenido de Si) deteriora la conductividad eléctrica de la aleación. En la invención, además de alta resistencia, se tiene como objetivo obtener una ductilidad y una tenacidad excelentes así como una buena conductividad (puesto que los componentes eléctricos y similares se incluyen en las aplicaciones previstas). Por tanto, el límite superior del contenido de Si es menor del 1,5% en masa y preferiblemente el 1,35% en masa o menor. Cuando la ductilidad y la conductividad son importantes, el límite superior del contenido de Si es más preferiblemente del 1,3% en masa o menor y todavía más preferiblemente el 1,25% en masa o menor. Aunque dependiendo del procedimiento de producción y la concentración de Cu, cuando el contenido de Si es menor de aproximadamente el 1,3% en masa, la cantidad de fase γ es menor de aproximadamente el 4%. Al aumentar la proporción de fase β , sin embargo, puede mantenerse una excelente maquinabilidad y el equilibrio entre la resistencia y la ductilidad se vuelve excelente.

Con respecto a la trabajabilidad en caliente, al contener Si, se mejora la deformabilidad en caliente de la fase α y la fase β y se deteriora su resistencia a la deformación en caliente en un intervalo de temperaturas que supera 500°C. Como resultado, mejora la deformabilidad en caliente de la aleación y se deteriora su resistencia a la deformación.

En particular, cuando el Si está contenido en un exceso del 1,0% en masa, el efecto es notable. El efecto se satura cuando el contenido de Si es de aproximadamente el 1,4% en masa.

En el caso de una barra delgada que tiene un diámetro de 5 mm o menos o una placa que tiene un grosor de 5 mm o menos, que la aleación presente una capacidad de trefilado en frío y una capacidad de laminado en frío excelentes es importante. Además, después del mecanizado, puede realizarse trabajo plástico tal como plegado. Básicamente, cuanto mejor sea la trabajabilidad en frío, peor será la maquinabilidad, y viceversa. Es preferible limitar adicionalmente el contenido de Si o la cantidad de fase γ , y es preferible que el contenido de Si sea de aproximadamente el 1,25% en masa o menor o que la razón de área de fase γ sea de aproximadamente el 1% o menor.

Cuando una aleación base de aleación binaria de Cu-Zn incluye unos elementos tercero y cuarto y los contenidos de los elementos tercero y cuarto aumentan o disminuyen, cambian las propiedades y características de la fase β . Tal como se describe en los documentos de patente 2 a 5, la fase β presente en una aleación que incluye mayor de o igual a aproximadamente el 69% en masa de Cu, mayor de o igual a aproximadamente el 2% en masa de Si y siendo el resto Zn no presenta las mismas propiedades o características que la fase β presente en una aleación según la invención, por ejemplo, una aleación que incluye aproximadamente el 63% en masa de Cu, aproximadamente el 1,2% en masa de Si y siendo el resto Zn. Además, cuando se incluye una gran cantidad de impurezas inevitables, también cambian las características de la fase β . En algunos casos, cambian las propiedades incluyendo la maquinabilidad. Del mismo modo, las características de la fase γ que estará presente cambian cuando cambian las cantidades de los elementos principales o la razón de mezclado entre ellos. Además, cuando se incluye una gran cantidad de impurezas inevitables, cambian las características de la fase γ . Además, incluso cuando la composición es la misma, cambian las clases de fases que estarán presentes, sus cantidades, la distribución de cada elemento en cada fase, dependiendo de las condiciones de producción tales como la temperatura.

(Zn)

El Zn es un elemento principal de la aleación de cobre de fácil corte según la invención junto con el Cu y el Si y es un elemento necesario para potenciar la maquinabilidad, la resistencia, las propiedades a alta temperatura y la capacidad de colada. El Zn se describe como el resto en la composición, pero específicamente, su contenido es menor de aproximadamente el 37,8% en masa y preferiblemente menor de aproximadamente el 37,5% en masa, y es mayor de aproximadamente el 33% en masa y preferiblemente mayor del 33,5% en masa.

(Pb)

En la invención, la aleación puede obtener una buena maquinabilidad debido a la fase β que incluye Si. Al incluir adicionalmente una pequeña cantidad de Pb, puede obtenerse una excelente maquinabilidad. En la composición según la invención, aproximadamente el 0,001% en masa de Pb se solubiliza en forma de sólidos en la matriz, y el resto del Pb contenido en la aleación está presente en forma de partículas de Pb que tienen un diámetro de aproximadamente 0,1 a 3 μm . El Pb tiene un gran efecto sobre la maquinabilidad incluso cuando su contenido es pequeño. El efecto se muestra cuando el contenido de Pb es del 0,003% en masa o mayor. El contenido de Pb es preferiblemente del 0,005% en masa o mayor, más preferiblemente el 0,01% en masa o mayor y todavía más preferiblemente el 0,02% en masa o mayor. Cuando las condiciones de mecanizado son severas, por ejemplo, cuando la velocidad de corte es alta, cuando la tasa de alimentación es alta, cuando la profundidad de corte en el volteo es profunda o cuando el diámetro de un orificio perforado es grande, el contenido de Pb es preferiblemente del 0,04% en masa o mayor y más preferiblemente mayor del 0,05% en masa. Al incluir fase β que presenta una maquinabilidad significativamente mejorada y una pequeña cantidad de Pb, mejora significativamente la maquinabilidad de la aleación.

Se sabe bien que el Pb mejora la maquinabilidad de las aleaciones de cobre. Para ese fin, una aleación binaria de Cu-Zn, una representativa de las cuales es una barra de latón de fácil corte C3604, debe incluir aproximadamente el 3% en masa de Pb. En la invención, debido a la fase β que incluye Si, la solubilización en forma de sólidos de P descrita a continuación y la presencia de compuestos que contienen P en la fase β , la fase β , que es una fase constituyente principal de la aleación según la invención, presenta una maquinabilidad sustancialmente comparable a la de C3604. Al incluir una pequeña cantidad de Pb y hacer que una pequeña cantidad de partículas de Pb estén presentes en la estructura metalográfica, se logra una aleación que presenta una excelente maquinabilidad. En consideración del hecho de que el Pb es perjudicial para el cuerpo humano y la aleación requiere una alta maquinabilidad, el límite superior de Pb es menor del 0,20% en masa. El contenido de Pb es preferiblemente del 0,10% en masa o menor y, desde el punto de vista de la influencia sobre el cuerpo humano y el medioambiente, lo más preferiblemente el 0,08% en masa o menor.

(P)

Con respecto al P, mediante la solubilización en forma de sólidos de P en la fase β , puede mejorarse la maquinabilidad de la fase β , es decir, la capacidad de rotura de virutas de la fase β , y puede reducirse la resistencia

al corte. Como resultado, la aleación puede obtener una excelente maquinabilidad. Además, al contener P y ajustar el procedimiento de producción, se forman compuestos que contienen P que tienen un diámetro promedio de aproximadamente 0,5 a 3 μm en la fase β . Debido a los compuestos, en el caso del volteo, disminuyen las tres componentes de fuerza (fuerza de corte principal, fuerza de alimentación y fuerza de empuje). En el caso de perforación, los compuestos reducen significativamente el par, entre otros. Las tres componentes de fuerza durante el volteo, el par durante la perforación y la forma de viruta se correlacionan entre sí. Cuanto más pequeños sean las tres componentes de fuerza y el par, más pueden romperse las virutas.

Los compuestos que contienen P no se forman durante el trabajo en caliente. El P se solubiliza en forma de sólidos principalmente en la fase β durante el trabajo en caliente. En el procedimiento de enfriamiento después del trabajo en caliente, los compuestos que contienen P precipitan en la fase β o en un límite de fases entre la fase β y la fase α a una determinada velocidad de enfriamiento crítica o menor. La cantidad de compuestos que contienen P en la fase α es pequeña. Cuando se observa con un microscopio metalográfico, precipitados que incluyen P parecen ser granulares y tener un tamaño de partícula promedio de aproximadamente 0,5 a 3 μm . La fase β que incluye tales precipitados puede obtener una maquinabilidad más excelente. El compuesto que incluye P y también al menos uno cualquiera o ambos de Si y Zn, tal como P-Si, P-Si-Zn, P-Zn o P-Zn-Cu, apenas afecta a la vida útil de la herramienta de corte y no altera sustancialmente la ductilidad ni la tenacidad de la aleación. El compuesto que incluye Fe, Mn, Cr o Co y Si o P contribuye a la mejora de la resistencia y la resistencia al desgaste de la aleación, pero consume Si y P en la aleación, provoca un aumento de la resistencia al corte de la aleación, deteriora la capacidad de rotura de virutas, acorta la vida útil de herramienta y altera la ductilidad.

Con el fin de mostrar los efectos anteriormente descritos, el límite inferior del contenido de P es mayor del 0,003% en masa, preferiblemente el 0,01% en masa o mayor, más preferiblemente el 0,02% en masa o mayor y todavía más preferiblemente el 0,03% en masa o mayor.

Cuando el contenido de P es de aproximadamente el 0,015% en masa o mayor, los compuestos que contienen P pueden observarse con un microscopio metalográfico. Además, a medida que aumenta el contenido de P, aumenta la velocidad de enfriamiento crítica hasta la que pueden formarse compuestos que contienen P y se facilita la formación de compuestos que contienen P.

Adicionalmente, con respecto al compuesto que incluye P o Si, por ejemplo, cuando aumenta el contenido de un elemento que se combina fácilmente con Si o P, tal como Mn, Fe, Cr o Co, la razón de componentes en la composición del compuesto cambia gradualmente. Es decir, el compuesto que contiene P que tiene un efecto significativo de mejora de la maquinabilidad de la fase β cambia gradualmente a un compuesto que tiene un efecto pequeño sobre la maquinabilidad. Por consiguiente, debe limitarse al menos el contenido total de Fe, Mn, Co y Cr a menos del 0,40% en masa y preferiblemente el 0,30% en masa o menos.

Por otro lado, cuando el contenido de P es del 0,19% en masa o mayor, aumentan los precipitados, se satura el efecto sobre la maquinabilidad, se deteriora la maquinabilidad en lugar de mejorar y también se deterioran la ductilidad y la tenacidad. Además, puede disminuir la concentración de Si en la fase β . Por tanto, el contenido de P es menor del 0,19% en masa, preferiblemente el 0,14% en masa o menor y más preferiblemente el 0,10% en masa o menor. Incluso cuando el contenido de P es de aproximadamente el 0,05% o menor del 0,05% en masa, se forma una cantidad suficiente de los compuestos.

(Impurezas inevitables, en particular, Fe, Mn, Co y Cr; Sn y Al)

Los ejemplos de las impurezas inevitables en la invención incluyen Mn, Fe, Al, Ni, Mg, Se, Te, Sn, Bi, Co, Ca, Zr, Cr, Ti, In, W, Mo, B, Ag y elementos de tierras raras.

Convencionalmente, una aleación de cobre de fácil corte, en particular, un latón de fácil corte que incluye aproximadamente mayor del o igual al 30% en masa de Zn, no está formada principalmente por materia prima de calidad tal como cobre electrolítico o cinc electrolítico sino que está formada principalmente por aleación de cobre reciclada. En etapas preliminares (etapa aguas abajo, etapa de trabajo) en este campo de la técnica, el mecanizado se realiza en prácticamente todas las partes y componentes, durante el cual se desecha una gran cantidad de aleación de cobre que representa del 40 al 80% del material. Los ejemplos de tal aleación de cobre desechada incluyen virutas, extremos del laminador, rebabas, canales de colada y productos que tienen defectos de producción. Estas aleaciones de cobre desechadas son la materia prima principal. Si las virutas del corte, los extremos del laminador y similares no se separan de manera apropiada, se mezclan Pb, Fe, Mn, Si, Se, Te, Sn, P, Sb, As, Bi, Ca, Al, Zr, Ni y/o elementos de tierras raras en las materias primas a partir de un latón de fácil corte con plomo, una aleación de cobre de fácil corte que no contiene Pb pero sí contiene Bi o similares, una aleación de latón especial que incluye Si, Mn, Fe y Al, u otras aleaciones de cobre. Además, las virutas del corte incluyen Fe, W, Co, Mo y similares, que se originan a partir de las herramientas. Los materiales desgastados incluyen productos chapados y, por tanto, se mezclan Ni, Cr y Sn. Además, se mezclan Mg, Sn, Fe, Cr, Ti, Co, In, Ni, Se y Te para dar una chatarra a base de cobre puro que se usa en lugar de cobre electrolítico. A menudo, las chatarras a base de latón que se usan en lugar de cobre electrolítico o cinc electrolítico se chapaban con Sn, dando como resultado contaminación por

una alta concentración de Sn.

Desde el punto de vista de la reutilización de recursos y los costes, las chatarras que incluyen estos elementos se usan como materia prima en la medida en que no hay una mala influencia al menos sobre las propiedades. En una barra de latón de fácil corte JIS con plomo, C3604 (JIS H 3250), que incluye aproximadamente el 3% en masa de Pb como elemento esencial, el Fe puede estar contenido hasta el 0,5% en masa y Fe + Sn (el contenido total de Fe y Sn) puede estar contenido hasta el 1,0% en masa como impurezas. En realidad, puede incluirse una alta concentración de Fe o Sn en una barra de latón de fácil corte.

El Fe, el Mn, el Co y el Cr se solubilizan en forma de sólidos en la fase α , la fase β y la fase γ de una aleación de Cu-Zn hasta una determinada concentración. Sin embargo, si el Si está presente entonces es probable que el Fe, el Mn, el Co y el Cr se combinen con el Si. En algunos casos, pueden combinarse Fe, Mn, Co y Cr con Si, posiblemente dando como resultado un consumo de Si que es eficaz para la maquinabilidad. El Fe, el Mn, el Co o el Cr que se combina con el Si forma un compuesto de Fe-Si, un compuesto de Mn-Si, un compuesto de Co-Si o un compuesto de Cr-Si en la estructura metalográfica. Puesto que estos compuestos intermetálicos son extremadamente duros, aumenta la resistencia al corte y disminuye la vida útil de herramienta. Por tanto, se requiere que el contenido de cada uno de Fe, Mn, Co y Cr sea limitado y es preferiblemente menor del 0,30% en masa, más preferiblemente menor del 0,20% en masa y todavía más preferiblemente el 0,15% en masa o menor. En particular, se requiere que el contenido total de Fe, Mn, Co y Cr esté limitado a menos del 0,40% en masa y sea preferiblemente el 0,30% en masa o menor, más preferiblemente el 0,25% en masa o menor y todavía más preferiblemente el 0,20% en masa o menor.

Por otro lado, el Sn y el Al mezclados a partir de un latón de fácil corte, productos de desecho chapados o similares fomentan la formación de fase γ en la aleación según la invención, lo que aparentemente es eficaz para la maquinabilidad. Sin embargo, el Sn y el Al cambian las características inherentes de la fase γ que comprende Cu, Zn y Si. Además, se distribuyen mayores cantidades de Sn y Al en la fase β que en la fase α y cambian las características de la fase β . Como resultado, puede deteriorarse la ductilidad, la tenacidad o la maquinabilidad de la aleación. Por tanto, es necesario limitar los contenidos de Sn y Al. El contenido de Sn es preferiblemente menor del 0,30% en masa, más preferiblemente menor del 0,20% en masa y todavía más preferiblemente el 0,15% en masa o menor. El contenido de Al es preferiblemente menor del 0,20% en masa, más preferiblemente menor del 0,15% en masa y todavía más preferiblemente el 0,10% en masa o menor. En particular, desde el punto de vista de la influencia sobre la maquinabilidad y la ductilidad, se requiere que el contenido total de Sn y Al esté limitado a menos del 0,40% en masa, preferiblemente al 0,30% en masa o menor, más preferiblemente al 0,25% en masa o menor y todavía más preferiblemente al 0,20% en masa o menor.

Como otros elementos de impurezas inevitables principales, empíricamente, en muchos casos, a menudo se mezcla Ni a partir de chatarras y similares, pero la influencia sobre las propiedades es menor que las de Fe, Mn, Sn y similares. Por consiguiente, el contenido de Ni es preferiblemente menor del 0,3% en masa y más preferiblemente menor del 0,2% en masa. No es necesario limitar particularmente el contenido de Ag porque la Ag se considera habitualmente como Cu y no afecta sustancialmente a las diversas propiedades. Sin embargo, el contenido de Ag es preferiblemente menor del 0,1% en masa. El Te y el Se, por sí mismos, presentan una capacidad de fácil corte, y puede producirse contaminación por una gran cantidad de Te y Se, aunque es poco habitual. En consideración de la influencia sobre la ductilidad o la resistencia al impacto, el contenido de cada uno de Te y Se es preferiblemente menor del 0,2% en masa, más preferiblemente el 0,05% en masa o menor y todavía más preferiblemente el 0,02% en masa o menor. Además, un latón resistente a la corrosión incluye As y/o Sb con el fin de mejorar su resistencia a la corrosión. En consideración de la influencia sobre la ductilidad, la resistencia al impacto o el cuerpo humano, el contenido de cada uno de As y Sb es preferiblemente menor del 0,05% en masa y más preferiblemente el 0,02% en masa o menor. Además, puede mezclarse Bi a partir de una aleación de cobre de fácil corte que incluye Bi. En la invención, el contenido de Bi es preferiblemente del 0,02% en masa o menor desde el punto de vista de la influencia sobre el cuerpo humano y el medioambiente.

El contenido de cada uno de Mg, Ca, Zr, Ti, In, W, Mo, B y elementos de tierras raras como otros elementos es preferiblemente menor del 0,05% en masa, más preferiblemente menor del 0,03% en masa y todavía más preferiblemente el 0,02% en masa o menor.

El contenido de los elementos de tierras raras se refiere al contenido total de uno o más de los siguientes elementos: Sc, Y, La, Ce, Pr, Nd, Pm, Sm, Eu, Gd, Tb, Dy, Ho, Er, Tm, Yb y Lu.

Por consiguiente, el contenido total de estas impurezas inevitables es preferiblemente menor del 1,0% en masa, más preferiblemente el 0,7% en masa o menor y todavía más preferiblemente el 0,5% en masa o menor.

(Expresión relacional de composición f1)

La expresión relacional de composición $f1 = [Cu] - 4,5 \times [Si] + 0,5 \times [Pb] - [P]$ es una expresión que indica una relación entre la composición y la estructura metalográfica. Incluso cuando la cantidad de cada uno de los elementos

está en el intervalo definido anteriormente descrito, a menos que no se satisfaga esta expresión relacional de composición f1, no pueden obtenerse las propiedades objetivo de la invención. Cuando la expresión relacional de composición f1 es menor de 56,5, aumenta la proporción de fase β y se deteriora la ductilidad. Por consiguiente, el límite inferior de la expresión relacional de composición f1 es 56,5 o mayor, preferiblemente 57,0 o mayor y más preferiblemente 57,2 o mayor. A medida que la composición se vuelve más preferible dentro del intervalo definido de la expresión relacional de composición f1, aumenta la proporción de fase α , puede mantenerse una excelente maquinabilidad y pueden obtenerse una ductilidad, una trabajabilidad en frío, una resistencia al impacto y una resistencia a la corrosión buenas. En particular, cuando es necesaria una excelente trabajabilidad en frío, la expresión relacional de composición f1 es todavía más preferiblemente 57,5 o mayor.

Por otro lado, el límite superior de la expresión relacional de composición f1 afecta a la proporción de fase β o fase γ . Cuando la expresión relacional de composición f1 es mayor de 59,5, disminuye la proporción de fase β y no puede obtenerse una excelente maquinabilidad. Al mismo tiempo, aumenta la proporción de fase γ , disminuye la ductilidad y también disminuye la resistencia. En algunos casos, también aparece la fase μ . Por consiguiente, el límite superior de la expresión relacional de composición f1 es 59,5 o menor, preferiblemente 59,0 o menor y más preferiblemente 58,5 o menor. Cuando se requiere una maquinabilidad particularmente excelente, el límite superior de la expresión relacional de composición f1 es preferiblemente 58,3 o menor.

Además, la expresión relacional de composición f1 también está relacionada fuertemente con la trabajabilidad en caliente realizada a aproximadamente 600°C. Cuando la expresión relacional de composición f1 es menor de 56,5, se produce un problema en la deformabilidad en caliente. Cuando la expresión relacional de composición f1 es mayor de 59,5, aumenta la resistencia a la deformación en caliente y el procesamiento a 600°C se vuelve difícil de realizar.

La aleación de cobre de fácil corte según la invención presenta maquinabilidad obtenida al disminuir la resistencia al corte de modo que se generan virutas finamente rotas (para las cuales se requiere una clase de fragilidad) y la ductilidad que son completamente contradictorias entre sí. Al analizar no sólo la composición de cada uno de los componentes sino también la expresión relacional de composición f1, las expresiones relacionales de estructura metalográfica f2 a f6 y la expresión relacional de estructura metalográfica y de composición f6A en detalle, puede proporcionarse una aleación más adecuada para el propósito y uso.

El Sn, el Al, el Fe, el Mn, el Co, el Cr y las impurezas inevitables, que se definen independientemente, no están definidos por la expresión relacional de composición f1 porque su influencia sobre la expresión relacional de composición f1 es pequeña si el contenido está dentro del intervalo que puede considerarse como impurezas inevitables.

(Comparación con los documentos de patente)

En este caso, los resultados de comparación entre las composiciones de las aleaciones de Cu-Zn-Si descritas en los documentos de patente 2 a 15 y la composición de la aleación según la presente invención se muestran en las tablas 1 y 2.

La invención y las aleaciones divulgadas por los documentos de patente 2 a 11 son diferentes unas de otras en cuanto a los contenidos de Cu y Si, los elementos principales de las aleaciones. En los documentos de patente 2 a 11, se requiere una gran cantidad de Cu.

En los documentos de patente 2 a 4, 6, 9 y 11, la fase β se representa como una fase metálica que no es preferible en la metalografía porque altera la maquinabilidad, y se trata como una fase que tiene un efecto negativo sobre la expresión relacional con respecto a la maquinabilidad. También se divulga que, cuando la fase β está presente, es preferible que la fase β se cambia a fase γ que tiene una excelente maquinabilidad a través de un tratamiento térmico.

En los documentos de patente 4 y 9 a 11, en los que se describe una cantidad de fase β permisible, la razón de área máxima de la fase β es del 5% o menor.

En el documento de patente 12, el contenido de cada uno de Sn y Al es de al menos el 0,1% en masa o mayor con el fin de mejorar la resistencia a la corrosión por descincificación, y deben incluirse grandes cantidades de Pb y Bi con el fin de obtener una excelente maquinabilidad.

El documento de patente 13 describe una pieza colada de aleación de cobre resistente a la corrosión que requiere más del o igual al 65% en masa de Cu y presenta características mecánicas y una capacidad de colada excelentes logradas al incluir Si y una pequeña cantidad de Al, Sb, Sn, Mn, Ni, B o similares.

Además, ninguno de estos documentos de patente divulga o implica los requisitos esenciales de la invención, que son, que la fase β que incluye Si presenta una excelente maquinabilidad, que se requiere al menos el 15% o más de

fase β y que los compuestos que incluyen P fino están presentes en la fase β .

En el documento de patente 15, se incluye más del o igual al 0,2% en masa de Sn, se incluyen Sn y Si con el fin de mejorar la resistencia a la corrosión por descincificación de la fase β , se realiza extrusión en caliente a una temperatura de 700°C o mayor con el fin de mejorar la maquinabilidad y se requiere un tratamiento térmico a de 400°C a 600°C para mejorar la resistencia a la corrosión. La proporción de fase β es del 5% al 25% y el contenido de Si puede ser del 0,2% en masa o menor.

Tabla 1

	Cu	Si	P	Pb	Sn	Al	Otros
Invencción	61,0-65,0	1,0-1,5	0,003-0,19	0,003-0,20	Sn+Al<0,40 Fe+Mn+Cr+Co<0,40		
Realización de la invención	61,7-64,3	1,02-1,35	0,02-0,14	0,005-0,10	Sn+Al≤0,30 Fe+Mn+Cr+Co≤0,30		
Documento de patente 2	69-79	2,0-4,0	0,02-0,25	-	0,3-3,5	0,1-1,5	-
Documento de patente 3	69-79	2,0-4,0	0,02-0,25	0,02-0,4	0,3-3,5	0,1-1,5	-
Documento de patente 4	71,5-78,5	2,0-4,5	0,01-0,2	0,005-0,02	0,1-1,2	0,1-2,0	-
Documento de patente 5	69-88	2-5	0,01-0,25	0,004-0,45	0,1-2,5	0,02-1,5	Zr:0,0005-0,04
Documento de patente 6	69-88	2-5	0,01-0,25	0,005-0,45	0,05-1,5	0,02-1,5	Zr:0,0005-0,04
Documento de patente 7	74,5-76,5	3,0-3,5	0,04-0,10	0,01-0,25	0,05-0,2	0,05-0,2	Fe:0,11-0,2
Documento de patente 8	70-83	1-5	0,1 o menos	-	0,01-2	-	Fe,Co:0,01-0,3 Ni:0,01-0,3 Mn:0,01-0,3
Documento de patente 9	73,0-79,5	2,5-4,0	0,015-0,2	0,003-0,25	0,03-1,0	0,03-1,5	-
Documento de patente 10	73,5-79,5	2,5-3,7	0,015-0,2	0,003-0,25	0,03-1,0	0,03-1,5	-
Documento de patente 11	75,4-78,0	3,05-3,55	0,05-0,13	0,005-0,070	0,05 o menos	0,05 o menos	-
Documento de patente 12	55-75	0,01-1,5	menos de 0,15	0,01-4,0	0,1 o más	0,1 o más	-
Documento de patente 13	65-75	0,5-2,0	-	-	0,01-0,55	0,1-1,0	-
Documento de patente 14	-	0,25-3,0	-	-	-	-	-
Documento de patente 15	60,0-66,0	0,01-0,50	0,15 o menos	0,05-0,50	0,20-0,90	-	Fe:0,60 o menos

Tabla 2

	Estructura metalográfica
Invencción	$20 \leq \alpha \leq 80$, $15 \leq \beta \leq 80$, $0 \leq \gamma < 8$
Realización de la invención	$30 \leq \alpha \leq 75$, $25 \leq \beta \leq 70$, $0 \leq \gamma < 4$
Documento de patente 2	Está presente la fase γ , en algunos casos, la fase κ . La fase β se convierte en la fase γ mediante tratamiento térmico.
Documento de patente 3	Está presente la fase γ , en algunos casos, la fase κ . La fase β se convierte en la fase γ mediante tratamiento térmico.
Documento de patente 4	$18-500\text{Pb} \leq \kappa + \gamma + 0,3\mu - \beta \leq 56 + 500\text{Pb}$, $0 \leq \beta \leq 5$
Documento de patente 5	$\alpha + \kappa + \gamma \geq 80$
Documento de patente 6	$\alpha + \gamma + \kappa \geq 85$, $5 \leq \gamma + \kappa + 0,3\mu - \beta \leq 95$

Documento de patente 7	-
Documento de patente 8	-
Documento de patente 9	$30 \leq \alpha \leq 84$, $15 \leq \kappa \leq 68$, $\beta \leq 3$, etc.
Documento de patente 10	$60 \leq \alpha \leq 84$, $15 \leq \kappa \leq 40$, $\beta \leq 2$, etc.
Documento de patente 11	$29 \leq \kappa \leq 60$, $\beta = 0$, etc. La fase κ está presente en la fase α .
Documento de patente 12	-
Documento de patente 13	-
Documento de patente 14	-
Documento de patente 15	-

<Estructura metalográfica>

En una aleación de Cu-Zn-Si, están presentes 10 o más clases de fases, se produce un cambio de fase complicado y no pueden obtenerse necesariamente las propiedades deseadas simplemente satisfaciendo los intervalos de composición y las expresiones relacionales de los elementos. Eventualmente, al especificar y determinar las clases de fases metálicas presentes en la estructura metalográfica y los intervalos de razón de área de las mismas, pueden obtenerse las propiedades deseadas. Por consiguiente, las expresiones relacionales de estructura metalográfica se definen de la siguiente manera.

$$20 \leq f_2 = (\alpha) \leq 80$$

$$15 \leq f_3 = (\beta) \leq 80$$

$$0 \leq f_4 = (\gamma) \leq 8$$

$$f_5 = 18 \times (\gamma) / (\beta) < 9$$

$$20 \leq f_6 = (\gamma)^{1/2} \times 3 + (\beta) \times ([Si])^{1/2} \leq 88$$

$$33 \leq f_{6A} = (\gamma)^{1/2} \times 3 + (\beta) \times ([Si])^{1/2} + ([Pb])^{1/2} \times 35 + ([P])^{1/2} \times 15$$

(Fase γ , expresión relacional de estructura metalográfica f_4)

Tal como se describe en los documentos de patente 2 a 6 y 9 a 11, la fase γ es una fase que más contribuye a la maquinabilidad en una aleación de Cu-Zn-Si en la que la concentración de Cu es de aproximadamente el 69% en masa al 80% en masa y la concentración de Si es de aproximadamente el 2% en masa al 4% en masa. Además, en la invención, la fase γ contribuye a la maquinabilidad. Sin embargo, es necesario limitar la fase γ con el fin de obtener un buen equilibrio entre la ductilidad y la resistencia. Específicamente, cuando la proporción de fase γ es del 8% o mayor, no puede obtener una ductilidad o una tenacidad excelente. Incluso cuando la cantidad de fase γ es pequeña, la fase γ actúa para mejorar la capacidad de rotura de virutas en la perforación. Sin embargo, como la fase γ es una fase dura, cuando está presente una gran cantidad de fase γ , aumenta el índice de resistencia al empuje en la perforación. Siempre que la fase β esté presente a la proporción del 15% o mayor, el efecto de la fase γ sobre la maquinabilidad corresponde al valor obtenido al elevar la cantidad de fase γ a la potencia de 1/2. Cuando se incluye una pequeña cantidad de fase γ , la fase γ tiene un gran efecto sobre la mejora de la maquinabilidad. Sin embargo, cuando se aumenta adicionalmente la cantidad de fase γ , disminuye el efecto de mejora de la maquinabilidad. En consideración de la ductilidad y la resistencia al corte en la perforación y el volteo, la proporción de fase γ debe ser menor del 8%. La razón de área de fase γ es preferiblemente del 5% o menor y más preferiblemente menor del 4%. Cuando la razón de área de fase γ es menor del 4%, se reduce la influencia sobre la ductilidad. Sin embargo, cuando se requiere trabajabilidad en frío, entre otras, es preferible que la razón de área de fase γ sea menor del 1% o no esté presente la fase γ . Es decir, incluso cuando $(\gamma) = 0$, puede obtenerse una excelente maquinabilidad al hacer que esté presente la fase β que incluye Si a la proporción descrita a continuación.

(Fase β , expresiones relacionales de estructura metalográfica f_3 y f_5)

Con el fin de obtener una excelente maquinabilidad con la fase γ contenida en una cantidad menor que la descrita en los documentos de patente y prácticamente sin fase κ o fase μ , es importante optimizar el contenido de Si, la razón de mezclado entre Cu y Zn, la cantidad de fase β y la cantidad de Si solubilizado en forma de sólidos en la fase β . Adicionalmente, debe indicarse que la fase β incluye la fase β' .

La fase β en el intervalo de composición según la invención presenta una ductilidad menor que la fase α , pero presenta una ductilidad mucho mayor que la fase γ o la fase μ , y también presenta una ductilidad mayor que la fase κ . Por consiguiente, desde el punto de vista de la ductilidad, puede incluirse una cantidad relativamente grande de fase β . Por otro lado, la fase γ presenta una ductilidad y una tenacidad deficientes. Además, la fase β puede obtener una conductividad excelente aunque incluya altas concentraciones de Zn y Si. Las cantidades de fase β y fase γ se ven afectadas significativamente no sólo por la composición sino también por el procedimiento.

En una aleación de Cu-Zn-Si-P-Pb, una aleación de cobre de fácil corte según la invención, es necesario que la razón de área de fase β sea de al menos el 15% o mayor con el fin de obtener una excelente maquinabilidad al tiempo que se minimiza el contenido de Pb, y además, la cantidad de fase β debe ser más de dos veces la cantidad de fase γ con el fin de obtener una excelente ductilidad y una alta resistencia. Es decir, es necesario que se satisfaga $f_5 = 18 \times (\gamma) / (\beta) < 9$ (que puede transformarse en $2 \times (\gamma) < (\beta)$). La cantidad de fase β es preferiblemente del 20% o mayor y más preferiblemente el 25% o mayor. Incluso cuando la cantidad de fase γ es menor del 4% (en algunos casos, el 0%), puede obtenerse una excelente maquinabilidad al satisfacer las expresiones relacionales f_6 y f_6A . Cuando la cantidad de fase γ es menor del 4% y la cantidad de fase β supera nueve veces la cantidad de fase γ , pueden obtenerse una ductilidad y una tenacidad excelentes y una alta resistencia. Entonces, la cantidad de fase β es preferiblemente del 25% o mayor, más preferiblemente el 35% o mayor y todavía más preferiblemente el 40% o mayor. Incluso cuando la proporción de fase β es de aproximadamente el 50% o aproximadamente el 40% y la proporción de fase α que presenta una maquinabilidad deficiente es de aproximadamente el 50% o aproximadamente el 60%, se mantiene una maquinabilidad magnífica de la aleación.

Cuando la proporción de fase γ es del 0% o menor del 1%, si la cantidad de fase β es de aproximadamente el 50% o aproximadamente el 40% o mayor, están presentes compuestos que contienen P y se mantiene la maquinabilidad de una aleación de fase única β que incluye Si, aunque depende de la concentración de Si, la forma de la fase α y la distribución de la fase β . Se supone que la fase α blanda funciona como un material de amortiguación alrededor de la fase β e impide que la fase α provoque un efecto adverso no sólo sobre la resistencia al corte sino también sobre la capacidad de rotura de virutas. Además, un límite de fases entre la fase β dura y la fase α blanda funciona como una fuente de concentración de estrés de la rotura de virutas, y la capacidad de rotura de virutas puede ser mejor que la de una aleación de fase única β dependiendo de la forma de la fase α . Además, cuando la cantidad de fase β se disminuye hasta aproximadamente el 20%, las características de la fase α se vuelven predominantes, y una vez que la cantidad de fase β se disminuye hasta de aproximadamente el 15% a aproximadamente el 25%, la maquinabilidad se deteriora rápidamente.

Por otro lado, la fase β presenta una ductilidad menor que la fase α . A medida que disminuye la proporción de fase β , mejora la ductilidad. Con el fin de obtener una excelente ductilidad y un buen equilibrio entre la resistencia y la ductilidad, se requiere que la proporción de fase β sea del 80% o menor, preferiblemente el 75% o menor y más preferiblemente el 70% o menor. Cuando la ductilidad y la trabajabilidad en frío son importantes, la proporción de fase β es preferiblemente del 60% o menor y más preferiblemente el 50% o menor. La proporción apropiada de fase β varía ligeramente en función del propósito previsto de uso y aplicación.

La fase β que incluye aproximadamente el 1,5% en masa de Si muestra una excelente deformabilidad en caliente y una baja resistencia a la deformación en caliente cuando se trabaja en caliente a una baja temperatura de trabajo en caliente de 500°C o mayor, y una aleación que tiene tal fase β muestra una excelente deformabilidad en caliente y una baja resistencia a la deformación en caliente.

(Concentración de Si y maquinabilidad de la fase β)

Con respecto a la fase β , cuanto más aumenta el contenido de Si solubilizado en forma de sólidos en la fase β dentro del intervalo de composición de la invención, más mejora la maquinabilidad. Por tanto, el contenido de Si en la fase β es preferiblemente del 1,2% en masa o mayor. Como resultado de un estudio dedicado sobre la relación entre la concentración de Si en la aleación, la cantidad de fase β y la maquinabilidad de la aleación, se reveló que, como medio conveniente, la maquinabilidad de una aleación puede representarse bien multiplicando la cantidad de fase β por la concentración de Si (% en masa, [Si]) elevada a la potencia de 1/2. Es decir, cuando se comparan dos fases β , la que contiene Si a una mayor concentración presenta una mejor maquinabilidad. Esto significa que, por ejemplo, una aleación cuya concentración de Si es del 1,0% en masa necesita 1,1 veces la cantidad de fase β contenida en una aleación cuya concentración de Si es del 1,21% en masa. Sin embargo, el efecto de mejora de la maquinabilidad de la fase β se satura cuando la concentración de Si en la aleación está en un intervalo de aproximadamente el 1,35% en masa a aproximadamente el 1,5% en masa. Una vez que la concentración de Si supera aproximadamente el 1,5% en masa, cuanto mayor sea la concentración de Si, peor será la maquinabilidad de la fase β . Con respecto al contenido de Si en la fase β , cuando el contenido de Si en la fase β es mayor del 1,9% en masa, la maquinabilidad de la fase β se deteriora en lugar de mejorar. Por tanto, la cantidad de Si contenida en la fase β , es decir, la cantidad de Si solubilizada en forma de sólidos en la fase β , es preferiblemente del 1,2% en masa o mayor y el 1,9% en masa o menor.

(Fase β , expresión relacional de estructura metalográfica f6)

Además de las expresiones relacionales de estructura metalográfica f3 a f5, la expresión relacional de estructura metalográfica f6 define las proporciones de fase γ y fase β para obtener una maquinabilidad, una ductilidad y una resistencia excelentes de manera integral evaluando los coeficientes para las proporciones de fase γ y fase β , respectivamente. Tal como se describió anteriormente, la fase γ muestra una excelente capacidad de rotura de virutas durante la perforación incluso si su contenido es pequeño, y un coeficiente de 3 se multiplica por la cantidad (% de área) de fase γ elevada a la potencia de 1/2. La fase β se expresa en la expresión relacional de estructura metalográfica f6, una expresión para obtener la maquinabilidad en la que se le da importancia a la concentración de Si de la aleación, y se suman la cantidad (% de área) de fase β multiplicada por la concentración de Si elevada a la potencia de 1/2 y el valor obtenido multiplicando la cantidad (% de área) de fase γ elevada a la potencia de 1/2 por un coeficiente de 3. La expresión relacional de estructura metalográfica f6 es importante, pero no es eficaz a menos que se satisfagan la expresión relacional de composición f1 y las expresiones relacionales de estructura metalográfica f2 a f5. El valor de límite inferior de la expresión relacional de estructura metalográfica f6 para obtener una excelente maquinabilidad es 20 o mayor, preferiblemente 30 o mayor y más preferiblemente 35 o mayor. Cuando la maquinabilidad es importante, el valor de límite inferior de la expresión relacional de estructura metalográfica f6 es preferiblemente 40 o mayor y más preferiblemente 45 o mayor. Por otro lado, en consideración de propiedades tales como la ductilidad o la resistencia, el límite superior de la expresión relacional de estructura metalográfica f6 es 88 o menor, preferiblemente 82 o menor y más preferiblemente 77 o menor. En particular, cuando la ductilidad y la trabajabilidad en frío durante el laminado en frío, la producción de barras delgadas o similar son importantes, la expresión relacional de estructura metalográfica f6 es preferiblemente 67 o menor y más preferiblemente 60 o menor.

Adicionalmente, en las expresiones relacionales de estructura metalográfica f2 a f6 y f6A, la fase α , la fase β , la fase γ , la fase δ , la fase ϵ , la fase ζ , la fase η , fase κ , la fase μ y la fase χ son las fases metálicas sujeto, y los compuestos intermetálicos excluyendo compuestos que contienen P, partículas de Pb, óxidos, inclusiones no metálicas, materiales no fundidos y similares no son los sujetos. La mayoría de los compuestos que contienen P están presentes en la fase β o en un límite entre la fase α y la fase β . Por tanto, se supone que la fase β incluye los compuestos que contienen P que están presentes en la fase β o en un límite entre la fase α y la fase β . Cuando cualquiera de los compuestos que contienen P está presente en la fase α , aunque es poco habitual, se supone que la fase α incluye los compuestos que contienen P. El compuesto que contiene P actúa eficazmente a favor de la maquinabilidad, y su contenido es pequeño. Por tanto, no hay ningún problema al suponer que la fase β incluye los compuestos que contienen P. Por otro lado, los compuestos intermetálicos que están formados por Si o P y elementos inevitablemente mezclados (por ejemplo, Fe, Mn, Co y Cr) se encuentran fuera del alcance del cálculo de las razones de área de las fases metálicas.

(Expresión relacional de estructura metalográfica y de composición f6A)

Como expresión condicional para que una aleación obtenga una excelente maquinabilidad, es necesario sumar los efectos del Pb y el P para mejorar la maquinabilidad a través de distintas acciones a la expresión f6. Cuando se incluye una cantidad muy pequeña de Pb en una condición en la que los compuestos que contienen P están presentes en la fase β que incluye Si, se mejora la maquinabilidad. Del mismo modo, a medida que aumenta la cantidad de P solubilizado en forma de sólidos en la fase β , o a medida que aumenta la cantidad de compuestos que contienen P, se mejora la maquinabilidad. Como resultado de un estudio dedicado, se halló que el grado de mejora de la maquinabilidad tiene una estrecha relación con los valores de los contenidos de Pb y P elevados a la potencia de 1/2. Es decir, incluso cuando la cantidad de Pb o P es diminuta, estos elementos muestran un efecto tremendo, y a medida que aumentan los contenidos, aumenta el efecto de mejora de la maquinabilidad. Sin embargo, el grado de mejora disminuye gradualmente.

En resumen, la concentración de Si en la fase β , la cantidad de fase β , la cantidad de P solubilizado en forma de sólidos en la fase β , la cantidad de compuestos que contienen P en la fase β y el contenido de Pb presente como partículas finas mejoran la maquinabilidad de la aleación a través de distintas acciones respectivamente. Cuando se satisfacen todos los requisitos, se muestra un gran efecto de mejora de la maquinabilidad debido al efecto sinérgico, y la maquinabilidad de la aleación se mejora significativamente al incluir una cantidad muy pequeña de Pb o P.

En la expresión relacional de estructura metalográfica y de composición f6A, un coeficiente de 35 se multiplica por el valor del contenido de Pb (% en masa, [Pb]) elevado a la potencia de 1/2, un coeficiente de 15 se multiplica por el valor del contenido de P (% en masa, [P]) elevado a la potencia de 1/2 y los valores obtenidos se suman a f6. Con el fin de obtener una excelente maquinabilidad, f6A es al menos 33 o mayor, preferiblemente 40 o mayor, más preferiblemente 44 o mayor y todavía más preferiblemente 50 o mayor. Incluso cuando la expresión relacional de estructura metalográfica f6 se satisface, a menos que se satisfaga f6A en la que se suman los efectos de Pb y P, no puede obtenerse una excelente maquinabilidad. Siempre que los contenidos de Pb y P estén dentro de los intervalos definidos por la invención, el efecto sobre la ductilidad o similar no necesita estar definido por f6A puesto que está definido por el límite superior de la expresión relacional f6. Cuando el valor de f6 es relativamente bajo, se mejora la

maquinabilidad al aumentar los contenidos de Pb y P. Además, cuando las condiciones de mecanizado son severas, por ejemplo, cuando el mecanizado se realiza a una alta velocidad de corte, cuando la tasa de alimentación es alta, cuando la profundidad de corte en el volteo es profunda o cuando se perforan orificios con un gran diámetro, es preferible aumentar f6A, en particular, el valor del término relacionado con el Pb.

Las f6 y f6A se aplican sólo dentro del intervalo de concentración de cada uno de los elementos definidos por la invención y los intervalos definidos por f1 a f5.

(Fase α , expresión relacional de estructura metalográfica f2 y forma de la fase α)

La fase α es la fase principal que forma la matriz junto con la fase β o la fase γ . La fase α que incluye Si presenta un efecto de mejora de la maquinabilidad mejor que la fase α sin Si, aunque es sólo del 5% al 10% en cuanto al índice de maquinabilidad. Sin embargo, a medida que aumenta el contenido de Si, se mejora la maquinabilidad. En el caso de una aleación de fase única β , hay un problema con la ductilidad de la aleación, y se requiere una cantidad apropiada de fase α que presenta una alta ductilidad. Incluso cuando se incluyen la fase β que presenta una excelente maquinabilidad y la fase α que presenta una maquinabilidad deficiente, la propia fase α funciona como un material de amortiguación o como una fuente de concentración de estrés en un límite con la fase β dura durante el mecanizado. Por tanto, incluso cuando se incluye una cantidad relativamente grande de fase α , por ejemplo, aproximadamente el 50% en cuanto a razón de área, se mantiene la excelente maquinabilidad que presenta una aleación de fase única β . Tal como se describió anteriormente, la maquinabilidad también depende de la concentración de Si en la aleación, la concentración de Si en la fase β y la forma de la fase α o cómo se distribuye la fase α .

Como resultado de un estudio dedicado, en consideración de la ductilidad y la tenacidad de la aleación y el equilibrio entre la ductilidad y la resistencia, se requiere que la cantidad de fase α sea del 20% o mayor, preferiblemente el 25% o mayor y más preferiblemente el 30% o mayor. Cuando la trabajabilidad en frío es importante, por ejemplo, cuando se realiza estirado en frío, trefilado en frío o laminado en frío a una alta razón de trabajo o cuando se realiza trabajo en frío tal como flexión o plegado, es preferible que la razón de área de fase α sea del 40% o mayor. Por otro lado, con el fin de obtener una excelente maquinabilidad, el límite superior de la razón de área de fase α es de al menos el 80% o menor, preferiblemente el 75% o menor y más preferiblemente el 70% o menor o el 65% o menor. En particular, cuando la maquinabilidad es importante, la razón de área de fase α es preferiblemente del 60% o menor.

(Maquinabilidad, características mecánicas, forma de la fase α y distribución de la fase β)

Con respecto a la forma y la distribución de la fase α y la distribución de la fase β que afectan a la maquinabilidad y/o a las características mecánicas de la aleación, cuando la forma de los granos de cristal de fase α es acicular (una forma elíptica en la que la razón lado más largo/lado más corto de los granos de cristal es mayor de 4), se deteriora la dispersión de la fase α y la fase α acicular que tiene un lado más largo grande dificulta el mecanizado. Además, se agrandan los granos de cristal de fase β alrededor de la fase α y también se deteriora el estado de dispersión de la fase β . Además, cuanto más finos sean los granos de cristal de fase α , más mejoran la maquinabilidad y las características mecánicas. El tamaño promedio de los granos de cristal de fase α es preferiblemente de 30 μm o menos. Cuando los granos de cristal de fase α son granulares y finos, la fase α se distribuye uniformemente, provocando la división de la fase β . Por tanto, en cuanto a la maquinabilidad, la resistencia y la ductilidad, la fase α funciona como un buen material de amortiguación, o un límite de fases entre la fase α y la fase β funciona como una fuente de concentración de estrés para la rotura de virutas, y es más probable que las virutas se rompan que las de una aleación de fase única β . Por consiguiente, como una realización preferida, cuando la proporción de granos de cristal de fase α que tienen una razón lado más largo/lado más corto de 4 o menos en la totalidad de la fase α ((el número de granos de cristal de fase α granulares cuya razón "lado más largo/lado más corto" es de 4 o menos/el número total de granos de cristal de fase α) $\times$ 100) es del 50% o mayor y preferiblemente el 75% o mayor, se mejora la maquinabilidad. Cuando la proporción de granos de cristal de fase α aciculares que tienen un lado más largo grande supera el 50%, se mantiene aproximadamente el mismo nivel de ductilidad, pero disminuye la resistencia de la aleación. Por consiguiente, cuando aumenta la proporción de granos de cristal de fase α granulares, aumenta la resistencia y se mejora el equilibrio entre la resistencia y la ductilidad. Con respecto a la forma de los granos de cristal de fase α , que la proporción de los granos de cristal de fase α aciculares o elípticos cuya razón "lado más largo/lado más corto" es mayor del 4 supere o no el 50% o el 25% se ve afectado por el procedimiento de producción. Cuando aumenta la temperatura de trabajo en caliente, aumenta la proporción de los granos de cristal de fase α aciculares o elípticos cuya razón "lado más largo/lado más corto" es mayor de 4.

(Fase μ , fase κ y otras fases)

Con el fin de obtener una ductilidad o una tenacidad altas, y una alta resistencia junto con una excelente

maquinabilidad, la presencia de las fases distintas de las fases α , β y γ también es importante. En la invención, considerando las propiedades de la aleación, la fase κ , la fase μ , la fase δ , la fase ε , la fase ζ o la fase η no se requiere particularmente. Cuando la suma de las fases constituyentes (α), (β), (γ), (μ), (κ), (δ), (ε), (ζ) y (η) que forman la estructura metalográfica está representada por 100, es preferible que $(\alpha) + (\beta) + (\gamma) > 99$, y lo más preferible es que $(\alpha) + (\beta) + (\gamma) = 100$ siempre que se descarten el error de cálculo y el redondeo de números.

(Presencia de compuestos que contienen P)

En la fase β que incluye Si, la capacidad de rotura de virutas es insuficiente en comparación con una aleación de cobre de fácil corte que incluye el 3% en masa de Pb, y la resistencia al corte en el volteo y el par en la perforación son altos. Al precipitar compuestos que contienen P que tienen un tamaño de partícula promedio de aproximadamente 0,5 a 3 μm en la fase β , puede mejorarse adicionalmente la maquinabilidad de la fase β . En términos generales, el efecto de mejora de la maquinabilidad obtenido por la presencia de compuestos que contienen P corresponde a una mejora de aproximadamente el 10%, en algunos casos, aproximadamente el 12%, en cuanto al índice de maquinabilidad. La maquinabilidad también se ve afectada por el contenido de P, la cantidad y la distribución de la fase β , así como el tamaño, el estado de distribución, etc., de los compuestos que contienen P que van a formarse. El compuesto que contiene P es un compuesto que incluye P y al menos cualquiera o ambos de Si y Zn. En algunos casos, puede incluir además Cu y/o impurezas inevitables tales como Fe, Mn, Cr o Co. Los compuestos que contienen P también se ven afectados por impurezas inevitables tales como Fe, Mn, Cr y Co. Cuando la concentración de las impurezas inevitables supera la cantidad definida anteriormente mencionada, la composición del compuesto que contiene P cambia de tal manera que el compuesto que contiene P ya no puede contribuir a la mejora de la maquinabilidad. Adicionalmente, los compuestos que contienen P no están presentes a una temperatura de trabajo en caliente de aproximadamente 600°C. Se producen a una velocidad de enfriamiento crítica durante el enfriamiento después del trabajo en caliente. Por consiguiente, la velocidad de enfriamiento después del trabajo en caliente es importante, y es preferible que el enfriamiento se realice a una velocidad de enfriamiento promedio de 50°C/min o menor en un intervalo de temperaturas de desde 530°C hasta 450°C. Esta velocidad de enfriamiento promedio es más preferiblemente de 45°C/min o menor. Por otro lado, cuando la velocidad de enfriamiento es excesivamente lenta, es probable que los compuestos que contienen P crezcan más, lo que provoca la disminución del efecto sobre la maquinabilidad. El límite inferior de la velocidad de enfriamiento promedio es preferiblemente de 0,1°C/min o mayor y más preferiblemente 0,3°C/min o mayor.

Ahora, las figuras 1A a 1C muestran imágenes de estructuras metalográficas de diversas aleaciones.

La aleación de cobre mostrada en la figura 1A es una aleación que comprende el 62,9% en masa de Cu, el 1,14% en masa de Si, el 0,072% en masa de P, el 0,009% en masa de Pb y siendo el resto Zn, que se obtiene mediante extrusión en caliente a 590°C y una velocidad de enfriamiento promedio de 25°C/min en un intervalo de temperaturas de desde 530°C hasta 450°C.

La aleación de cobre mostrada en la figura 1B es una aleación que comprende el 62,9% en masa de Cu, el 1,14% en masa de Si, el 0,072% en masa de P, el 0,009% en masa de Pb y siendo el resto Zn, que se obtiene mediante forjado en caliente a 615°C y una velocidad de enfriamiento promedio de 28°C/min en un intervalo de temperaturas de desde 530°C hasta 450°C.

La aleación de cobre mostrada en la figura 1C es una aleación que comprende el 62,5% en masa de Cu, el 1,05% en masa de Si, el 0,001% en masa de P, el 0,016% en masa de Pb y siendo el resto Zn, que se obtiene mediante extrusión en caliente a 595°C y una velocidad de enfriamiento promedio de 25°C/min en un intervalo de temperaturas de desde 530°C hasta 450°C.

Tal como se muestra en las figuras 1A y 1B, cuando el material extruido en caliente y el material forjado en caliente se observan con un microscopio metalográfico, están presentes precipitados granulares que tienen un tamaño de partícula de aproximadamente 0,5 a 3 μm que parecen negros en la fase β y en un límite de fases entre la fase β y la fase α . Además, en la mayoría de los granos de cristal de fase α , la razón lado más largo/lado más corto es de 4 o menos, y el tamaño promedio de los granos de cristal de fase α es de aproximadamente 15 μm en la figura 1A y de aproximadamente 25 μm en la figura 1B.

Por otro lado, en la figura 1C, el contenido de P es del 0,001% en masa. Por tanto, no están presentes precipitados que incluyen P. En una comparación entre la figura 1C y las figuras 1A y 1B, incluso si se realiza ataque químico en las mismas condiciones, cuando el contenido de P es del 0,001% en masa (figura 1C), los límites de fases entre la fase α y la fase β no son claros. Sin embargo, cuando el contenido de P es del 0,072% en masa (figuras 1A y 1B), los límites de fases entre la fase α y la fase β se ven más claros. Que el contenido de P del primero sea del 0,001% en masa y la diferencia del 0,071% en masa en el contenido de P ha provocado el cambio de la estructura metalográfica.

(Contenido de Si solubilizado en forma de sólidos en la fase β y maquinabilidad)

Los contenidos de Cu, Zn y Si en la fase α , la fase β y la fase γ formadas en el intervalo de composición de la invención tienen aproximadamente las siguientes relaciones.

La concentración de Cu: $\alpha > \beta \geq \gamma$.

La concentración de Zn: $\beta > \gamma > \alpha$.

La concentración de Si: $\gamma > \beta > \alpha$.

- 10 Con respecto a una muestra (una aleación que incluye el 64,1% en masa de Cu, el 1,21% en masa de Si, el 0,035% en masa de P y siendo el resto Zn) que se sometió a extrusión en caliente hasta $\phi 25,4$ mm a 590°C en la línea de producción real, una muestra (una aleación que incluye el 62,9% en masa de Cu, el 1,14% en masa de Si, el 0,07% en masa de P y siendo el resto Zn) que se sometió a tratamiento térmico a 410°C durante 50 minutos en la línea de producción real y muestras (una aleación que incluye el 64,0% en masa de Cu, el 1,31% en masa de Si, el 0,05% en masa de P y siendo el resto Zn y una aleación que incluye el 62,3% en masa de Cu, el 1,06% en masa de Si, el 0,04% en masa de P y siendo el resto Zn) que se extruyeron hasta $\phi 22$ mm a 595°C en un laboratorio, se analizaron cuantitativamente las concentraciones de Cu, Zn y Si en las fases α , β , y γ con un microanalizador de rayos X usando imágenes electrónicas secundarias e imágenes composicionales de las muestras tomadas a un aumento de 2000 veces. La medición se realizó usando un dispositivo "JXA-8230" (fabricado por JEOL Ltd.) en las condiciones de tensión de aceleración: 20 kV y valor de corriente: $3,0 \times 10^{-8}$ A. Los resultados se muestran en las tablas 3 a 6.

La concentración del Si solubilizado en forma de sólidos en la fase β es aproximadamente 1,5 veces la de la fase α . Es decir, aproximadamente 1,5 veces la cantidad de Si en la fase α se distribuye en la fase β . Por ejemplo, cuando la concentración de Si en la aleación es del 1,2% en masa, aproximadamente el 1,0% en masa de Si se solubiliza en forma de sólidos en la fase α y el 1,5% en masa de Si se solubiliza en forma de sólidos en la fase β .

Se preparó una aleación que tenía una composición representativa del documento de patente 2, es decir, el 76% en masa de Cu, el 3,1% en masa de Si y siendo el resto Zn, y se analizó con un microanalizador de rayos X (EPMA). El resultado fue que la composición de fase γ era del 73% en masa de Cu, el 6% en masa de Si y el 20,5% en masa de Zn. Esta composición de fase γ es significativamente diferente de la composición del 60,5% en masa de Cu, el 3,5% en masa de Si y el 36% en masa de Zn, que es un ejemplo de composición de fase γ en la invención y, por tanto, se espera que las características de las fases γ de las aleaciones también sean diferentes.

Tabla 3

Aleación de Zn-el 64,1% en masa de Cu-el 1,21% en masa de Si-el 0,035% en masa de P			
	Cu	Zn	Si
fase α	66,0	32,5	1,0
fase β	61,0	37,5	1,5
fase γ	60,5	36,0	3,5

Tabla 4

Aleación de Zn-el 62,9% en masa de Cu-el 1,14% en masa de Si-el 0,07% en masa de P			
	Cu	Zn	Si
fase α	65,5	33,5	0,9
fase β	60,5	38,0	1,4

Tabla 5

Aleación de Zn-el 64,0% en masa de Cu-el 1,31% en masa de Si-el 0,05% en masa de P			
	Cu	Zn	Si
fase α	66,0	32,5	1,1
fase β	61,0	37,0	1,6
fase γ	60,5	35,5	3,7

Tabla 6

Aleación de Zn-el 62,3% en masa de Cu-el 1,06% en masa de Si-el 0,04% en masa de P			
	Cu	Zn	Si
fase α	65,0	34,0	0,9
fase β	60,0	38,5	1,3

5 (Índice de maquinabilidad)

En general, la maquinabilidad de diversas aleaciones de cobre se expresa mediante valor numérico (%) en comparación con un latón de fácil corte que incluye el 3% en masa de Pb que se usa como patrón, es decir, 100% se refiere a la maquinabilidad de la aleación patrón. La maquinabilidad de aleaciones de cobre se describe, por ejemplo, en "Basic and Industrial Technique of Copper and Copper Alloy (edición revisada)" (1994, Japan Copper and Brass Association), pág. 533, tabla 1, y Metals Handbook, DÉCIMA EDICIÓN, volumen 2, Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials" (1990, ASM International), págs. 217 a 228.

Las aleaciones en la tabla 7 son aleaciones que incluyen el 0,01% en masa de Pb preparadas en un laboratorio tal como se describe a continuación mediante extrusión en caliente hasta $\phi 22$ mm usando una máquina de ensayos de extrusión en el laboratorio. En el caso de aleaciones binarias de Cu-Zn, contener una pequeña cantidad de Pb apenas afecta a la maquinabilidad de la aleación. Por tanto, se añadió el 0,01% en masa de Pb, que se encuentra dentro del intervalo de componentes de la invención, a cada una de las aleaciones. La temperatura de extrusión en caliente de las aleaciones A y D fue de 750°C y la temperatura de extrusión en caliente de las otras aleaciones, aleaciones B, C, E y F, fue de 635°C. Después de la extrusión, se realizó un tratamiento térmico a 500°C durante 2 horas para ajustar la estructura metalográfica. Se realizaron los ensayos de volteo y perforación descritos a continuación para enterarse sobre la maquinabilidad de las aleaciones. Se usó un latón de fácil corte disponible comercialmente, C3604 (que comprende el 59% en masa de Cu, el 3% en masa de Pb, el 0,2% en masa de Fe, el 0,3% en masa de Sn y siendo el resto Zn) como material de latón de fácil corte patrón.

Tabla 7

	Material	Composición de componentes					Estructura metalográfica (%)	
		Cu	Zn	Si	Pb	P	α	β
Aleación A	Latón α	65,0	35,0	0	0,01	0	100	0
Aleación B	Latón β al 50%	58,1	41,9	0	0,01	0	52	48
Aleación C	Latón β	54,0	46,0	0	0,01	0	0	100
Aleación D	Latón α con 0,9 Si	69,1	30,0	0,88	0,01	0	100	0
Aleación E	Latón β con 1,3 Si	59,8	38,8	1,30	0,01	0	0	100
Aleación F	Latón β con P+1,3 Si	59,6	39,0	1,30	0,01	0,05	0	100

Tabla 8

	Maquinabilidad	Volteo		Perforación de orificios			
		Resistencia al corte (%)	Virutas	Resistencia al corte			Virutas
				Global (%)	Par (%)	Empuje (%)	
Aleación A	31	33	×	28	26	30	×
Aleación B	44	39	×	49	46	52	×
Aleación C	51	41	×	61	53	68	×
Aleación D	38	39	×	36	33	39	×
Aleación E	75	79	Δ	71	65	76	Δ
Aleación F	85	93	○	76	74	77	○

Los documentos de patente anteriormente mencionados describen que la maquinabilidad de una aleación de 70 Cu-

30 Zn, que es un latón de fase única α , es del 30%. En la invención, tal como se muestra en las tablas 7 y 8, la maquinabilidad de una aleación de 65 Cu-35 Zn (aleación A), que también es un latón de fase única α , fue del 31%. En el latón de fase única α en el que se ajustaron los contenidos de Cu y Zn y el contenido de Si era del 0,9% en masa (aleación D), es decir, un latón de fase única α en el que el 0,9% en masa de Si se solubilizó en forma de sólidos en la fase α , el índice de maquinabilidad se mejoró en aproximadamente un 7% en comparación con un latón α que no incluía Si. Las virutas de las aleaciones A y D generadas en los ensayos de volteo y perforación eran ambas continuas.

La fuerza de volteo puede descomponerse en una fuerza de corte principal, una fuerza de alimentación y una fuerza de empuje, pero la fuerza combinada (tres componentes de fuerza) de la misma se consideró como la resistencia al corte. En el caso de perforación, la fuerza se descompuso en par y empuje, y el valor promedio de la misma se describe como resistencia al corte "global" de la perforación. Además, cuando la maquinabilidad de la aleación, la resistencia al corte durante el volteo y la de durante la perforación se promediaron, y el valor promedio se describió como índice de maquinabilidad "global" (evaluación).

En un latón de fase única β en el que se ajustaron los contenidos de Cu y Zn y no se incluyó Si (aleación C, 54 Cu-46 Zn), el índice de maquinabilidad "global" mejoró en aproximadamente un 20% en comparación con un latón de fase α que no incluía Si. Sin embargo, con el índice de maquinabilidad "global" que seguía siendo del 51%, hubo poca mejora en las virutas, y la evaluación de virutas siguió siendo la misma. En una aleación de fase única β que incluía aproximadamente el 1,3% en masa de Si (aleación E), el índice de maquinabilidad "global" se mejoró adicionalmente en un 24% en comparación con una aleación de fase única β que no incluía Si (aleación C). Las virutas generadas durante el volteo y la perforación se mejoraron ligeramente y se rompieron, pero la diferencia con respecto a las de un latón de fácil corte que incluía el 3% en masa de Pb fue grande.

En una aleación de fase única β que incluía el 0,05% en masa de P y el 1,3% en masa de Si (aleación F), el índice de maquinabilidad "global" se mejoró en aproximadamente un 10% en comparación con una aleación de fase única β que incluía el 1,3% en masa de Si sin incluir P. Debido a la inclusión de P, el rendimiento de volteo se mejoró en aproximadamente un 14%, y el par en la perforación se mejoró notablemente en aproximadamente un 9%. La magnitud de la resistencia al corte en el volteo y la del par en la perforación están relacionadas con la forma de viruta, y al incluir el 0,05% en masa de P, el resultado de evaluación de la forma de viruta mejoró desde " Δ " hasta "o". La diferencia con un latón de fácil corte que incluía el 3% de Pb en cuanto a la resistencia durante el volteo se disminuyó, y las virutas producidas durante el volteo y la perforación mejoraron significativamente, teniendo sustancialmente la misma forma que las de un latón de fácil corte que incluía el 3% de Pb. Adicionalmente, la resistencia al corte de una aleación se ve afectada por su resistencia. Cuando los materiales extruidos en caliente se comparan entre sí, cuanto mayor sea la resistencia, mayor será la resistencia al corte. El latón de fase única β y la aleación según la invención presentan una resistencia que es de 1,2 a 1,3 veces la de un latón de fácil corte que incluye el 3% en masa de Pb. Si se tiene en cuenta la diferencia, puede decirse que la maquinabilidad de una aleación de fase única β que incluye el 1,3% en masa de Si y el 0,05% en masa de P es sustancialmente equivalente a la maquinabilidad de un latón de fácil corte que incluye el 3% en masa de Pb.

Según las tablas 4 y 6, la aleación F, una aleación de fase única β , corresponde a la fase β de la aleación de cobre de fácil corte según la invención, y la aleación D corresponde a la fase α de la misma. La aleación de cobre de fácil corte según la invención está compuesta por fase β que presenta una maquinabilidad sustancialmente comparable a la de un latón de fácil corte que incluye el 3% en masa de Pb (aleación F) y fase α en la que la maquinabilidad se mejora al incluir Si (aleación D). En la aleación de cobre de fácil corte según la invención, incluso cuando la proporción de fase β se reduce hasta aproximadamente el 50% o aproximadamente el 40%, la maquinabilidad de la aleación F, una aleación de fase única β , que es comparable a la de un latón de fácil corte con plomo, puede mantenerse sustancialmente.

Por otro lado, la aleación B es un latón que incluye el 0,01% en masa de Pb y que no incluye Si ni P, en la que la proporción de fase β es del 48%, y las resistencias al corte en el volteo y la perforación se mejoraron superando las de un latón de fase única α (aleación A). Sin embargo, la resistencia al corte fue mayor que la de un latón de fase única β (aleación C), y la evaluación de maquinabilidad "global" fue del 44%, que es un 35% de puntos menor que la de la aleación según la presente invención que tiene la misma proporción de fase β , y las formas de viruta fueron totalmente diferentes entre sí. No hay manera de que un latón que incluye el 0,01% en masa de Pb, que no incluye Si ni P, y que incluye un 48% de fase β pueda reemplazar a un latón de fácil corte que incluye el 3% en masa de Pb desde una perspectiva de resistencia al corte y forma de viruta.

La aleación de cobre de fácil corte según la invención incluye compuestos que contienen P en la fase β , y presenta una buena maquinabilidad debido al efecto del 1,3% al 1,6% en masa de Si contenido en la fase β tal como se muestra en las tablas 3 a 6.

<Propiedades>

(Resistencia a temperatura normal y propiedades a alta temperatura)

Existe una fuerte demanda para reducir el grosor y el peso de partes y componentes que son aplicaciones objetivo de la invención, tales como partes de automóvil. Entre las resistencias que se requieren, la resistencia a la tracción es importante, y el equilibrio entre la resistencia a la tracción y la ductilidad también es importante.

A este respecto, es preferible que los materiales extruidos en caliente, los materiales laminados en caliente y los materiales forjados en caliente sean materiales de alta resistencia que presenten una resistencia a la tracción de 470 N/mm² o mayor en un estado en el que no se realice trabajo en frío después del trabajo en caliente. La resistencia a la tracción es más preferiblemente de 500 N/mm² o mayor y todavía más preferiblemente 530 N/mm² o mayor. Muchos componentes que se usan para válvulas, juntas, recipientes a presión, acondicionadores de aire o congeladores se fabrican mediante forjado en caliente. Una aleación de cobre con plomo usada actualmente presenta una resistencia a la tracción de aproximadamente 400 N/mm² y un alargamiento del 30% al 35%. Por tanto, puede lograrse una reducción en el peso al aumentar la resistencia.

El trabajo en frío también puede realizarse después del trabajo en caliente, y un material que se encuentra dentro del siguiente intervalo se define como un material de alta resistencia y alta ductilidad en consideración de la influencia del trabajo en frío.

Un material trabajado en caliente, un material que se trabaja en frío adicionalmente a una razón de trabajo del 30% o menos después del trabajo en caliente, o que se trabaja en frío adicionalmente y se somete a tratamiento térmico después del trabajo en caliente, luego se trabaja en frío hasta una razón de trabajo del 30% o menos, presenta las siguientes propiedades. A continuación, en el presente documento, la razón de trabajo en frío final está representada por el % de [R], y cuando no se realiza trabajo en frío, [R] = 0. La resistencia a la tracción S (N/mm²) es $(470 + 8 \times [R])$ N/mm² o mayor y preferiblemente $(500 + 8 \times [R])$ N/mm² o mayor. El alargamiento E (%) es $(0,02 \times [R]^2 - 1,15 \times [R] + 18)\%$ o mayor y preferiblemente $(0,02 \times [R]^2 - 1,2 \times [R] + 20)\%$ o mayor. La expresión relacional de característica $f7 = S \times (100 + E) / 100$ que indica el equilibrio entre la resistencia y la ductilidad es preferiblemente de 600 o mayor, más preferiblemente 640 o mayor, todavía más preferiblemente 670 o mayor y lo más preferiblemente 700 o mayor.

Adicionalmente, en un latón de fácil corte trabajado en caliente que incluye Pb sobre el que no se realiza trabajo adicional después del trabajo en caliente, la expresión relacional de característica f7 es de aproximadamente 530. La expresión relacional de característica f7 de la aleación de cobre según la invención es mayor de esto en al menos 70, posiblemente 100 o mayor, lo que indica que el equilibrio entre la resistencia y la ductilidad es excelente.

(Conductividad eléctrica)

Las aplicaciones de la invención incluyen componentes de aparatos eléctricos y electrónicos, componentes de automóviles en el campo en el que la electrificación está en progreso, y otras partes y componentes que presentan alta conductividad. En la actualidad, los bronce fosforados que incluyen el 6% en masa o el 8% en masa de Sn (normas JIS, C5191, C5210) se usan ampliamente para estas aplicaciones, y sus conductividades eléctricas son de aproximadamente el 14% según la IACS y el 12% según la IACS, respectivamente. Por consiguiente, no se produce ningún problema grave relacionado con la conductividad eléctrica en la aleación de cobre según la invención siempre que presente una conductividad eléctrica del 13% según la IACS o mayor. La conductividad eléctrica es preferiblemente del 14% según la IACS o mayor. El motivo por el que la aleación de cobre según la invención muestra una alta conductividad a pesar de la inclusión de elementos que deterioran la conductividad eléctrica, específicamente, Si en una cantidad que supera el 1% en masa y Zn en una cantidad de aproximadamente el 33% en masa o mayor, es la influencia de la cantidad de fase β en la aleación y el Si solubilizado en forma de sólidos en la fase β. El límite superior de la conductividad eléctrica no está definido particularmente porque es poco habitual que un aumento en la conductividad provoque un problema en la práctica.

A partir de los resultados anteriormente indicados del estudio, se obtuvieron los siguientes hallazgos.

En primer lugar, en la técnica convencional, se sabía que la fase β formada en una aleación de Cu-Zn-Si no tiene ningún efecto sobre la maquinabilidad de una aleación o tiene un efecto negativo sobre la maquinabilidad. Sin embargo, como resultado de un estudio dedicado, se halló que la fase β que comprende, por ejemplo, aproximadamente el 1,5% en masa de Si, aproximadamente el 61% en masa de Cu y aproximadamente el 37,5% en masa de Zn, presenta una maquinabilidad extremadamente buena.

En segundo lugar, se halló que, si se hace que la fase β contenga P de tal manera que el P se solubiliza en forma de sólidos en la fase β y se hace que los compuestos que contienen P que tienen un tamaño de partícula promedio de aproximadamente 0,5 a aproximadamente 3 μm precipiten en la fase β con el propósito de mejorar adicionalmente la maquinabilidad de la fase β en una aleación de Cu-Zn-Si, la resistencia al corte disminuye adicionalmente y la capacidad de rotura de virutas mejora significativamente en comparación con una aleación que no incluye P o en la que no están presentes compuestos que contienen P.

En tercer lugar, se halló que la fase γ formada en la aleación de cobre de fácil corte según la invención tiene un efecto para obtener una excelente capacidad de rotura de virutas. Las aleaciones de cobre de los documentos de patente tienen composiciones diferentes de las de la aleación de cobre de fácil corte según la invención. Aunque tanto las aleaciones de cobre de los documentos de patente como la aleación de cobre de fácil corte según la invención tienen la fase γ , si la composición es diferente, existe una gran diferencia en la maquinabilidad de manera similar a la fase β tal como se describió anteriormente. Y, se halló que la fase γ presente dentro del intervalo de composición de la invención también presenta una excelente maquinabilidad. Se reveló que, en la invención, aunque el contenido de Cu y el contenido de Si son bajos, la maquinabilidad, en particular, la capacidad de rotura de virutas de fase γ durante la perforación, es excelente. Sin embargo, puesto que la fase γ altera la ductilidad, fue necesario limitar su cantidad. Se halló que, en la estructura metalográfica que comprende dos fases de fase α y fase β sin incluir fase γ (con el propósito de priorizar la ductilidad de la aleación), la maquinabilidad es excelente.

En cuarto lugar, la fase β que incluye aproximadamente el 1,5% en masa de Si presenta una alta resistencia, pero su ductilidad es deficiente. Una aleación que contiene una cantidad excesiva de fase β no es adecuada como material industrial. La aleación de cobre de fácil corte según la invención se completó al optimizar los respectivos parámetros incluyendo la cantidad de fase α , la cantidad de fase β , la cantidad de fase γ , el tamaño de granos de cristal de fase α (tamaño de grano de cristal de fase α) y la forma de granos de cristal de fase α con el propósito de mantener la maquinabilidad tal como excelente capacidad de rotura de virutas y baja resistencia al corte.

En quinto lugar, se reveló que, cuando una pequeña cantidad de Pb está contenida en una aleación de cobre cuyo rendimiento de mecanizado se ha mejorado al incluir fase β en la que está contenido Si y están presentes compuestos que contienen P, tal Pb muestra un efecto de mejora de la capacidad de rotura de virutas y de reducción de la resistencia al corte. La aleación según la invención se completó al descubrir no sólo el contenido de P previamente descrito, sino también el efecto del contenido de Pb sobre la maquinabilidad y al obtener una composición y una estructura metalográfica adicionalmente optimizadas en consideración de la maquinabilidad, otras propiedades y la influencia sobre el cuerpo humano.

En sexto lugar, las aleaciones de cobre con plomo convencionales presentaban un problema en cuanto a la deformabilidad en caliente a 650°C o menor porque contienen una gran cantidad de Pb que está en un estado fundido a una temperatura de trabajo en caliente. La aleación según la invención se completó como una aleación de cobre que presenta una buena ductilidad durante el trabajo en caliente, una excelente deformabilidad en caliente a aproximadamente 600°C, una temperatura menor de 650°C, una baja resistencia a la deformación en caliente, que puede trabajarse en caliente fácilmente.

(Trabajabilidad en caliente)

La aleación de cobre de fácil corte según la invención tiene la característica de que presenta una excelente deformabilidad a aproximadamente 600°C, puede extruirse en caliente para dar una barra que tiene un área de sección transversal pequeña y puede forjarse en caliente para dar una forma compleja. Cuando se realiza una alta deformación sobre una aleación de cobre con plomo a aproximadamente 600°C, se forma una gran grieta. Por tanto, la temperatura de extrusión en caliente apropiada es de 625°C a 800°C y la temperatura de forjado en caliente apropiada es de 650°C a 775°C. La aleación de cobre de fácil corte según la invención tiene la característica de que no se agrieta cuando se realiza trabajo en caliente a una razón de trabajo del 80% o mayor a 600°C. Una temperatura de trabajo en caliente preferible para la aleación de cobre de fácil corte según la invención es una temperatura menor de 650°C y más preferiblemente menor de 625°C.

En la aleación de cobre de fácil corte según la invención, se mejora la deformabilidad en caliente de la fase α y la fase β y se reduce la resistencia a la deformación a 600°C debido a la inclusión de Si. Puesto que la proporción de fase β es alta, el trabajo en caliente puede realizarse fácilmente a 600°C.

Cuando la temperatura de trabajo en caliente es de aproximadamente 600°C, que es menor que la temperatura de trabajo de las aleaciones de cobre convencionales, las herramientas tales como una hilera de extrusión para la extrusión en caliente, recipientes de máquina de extrusión y moldes de metal para el forjado se calientan hasta de 400°C a 500°C y se usan. Cuanto menor sea la diferencia en la temperatura entre las herramientas y el material trabajado en caliente, más homogénea será la estructura metalográfica, mejor será la precisión dimensional de un material trabajado en caliente y más larga será la vida útil de herramienta porque la temperatura de herramienta no aumenta sustancialmente. Además, puede obtenerse un material que presenta una alta resistencia y un buen equilibrio entre la resistencia y el alargamiento.

<Procedimiento de producción>

A continuación, se describirá un método para producir las aleaciones de cobre de fácil corte según la presente invención.

La estructura metalográfica de la aleación según la invención varía no sólo en función de la composición sino también en función del procedimiento de producción. La estructura metalográfica de la aleación se ve afectada no sólo por las temperaturas de trabajo en caliente en las condiciones de la extrusión en caliente y el forjado en caliente y el tratamiento térmico, sino también por la velocidad de enfriamiento promedio en el procedimiento de enfriamiento después del trabajo en caliente o el tratamiento térmico. Como resultado de un estudio dedicado, se halló que la estructura metalográfica se ve afectada significativamente por la velocidad de enfriamiento en un intervalo de temperaturas de desde 530°C hasta 450°C en el procedimiento de enfriamiento después del trabajo en caliente o el tratamiento térmico.

5 (Fusión y colada)

La fusión se realiza a de aproximadamente 950°C a aproximadamente 1200°C, una temperatura que es de aproximadamente 100°C a aproximadamente 300°C mayor que el punto de fusión (temperatura del liquidus) de la aleación según la invención. Una aleación fundida que tiene una temperatura de aproximadamente 900°C a aproximadamente 1100°C, una temperatura que es de aproximadamente 50°C a aproximadamente 200°C mayor que el punto de fusión, se somete a colada en un molde predeterminado y se enfría mediante algún medio de enfriamiento tal como enfriamiento con aire, enfriamiento lento o enfriamiento con agua. Después de que la aleación solidifique, las fases constituyentes cambian de diversas maneras.

20 (Trabajo en caliente)

Los ejemplos de trabajo en caliente incluyen extrusión en caliente, forjado en caliente y laminado en caliente. Cuando se realizan dos o más etapas de trabajo en caliente, la etapa de trabajo en caliente final se realiza en las siguientes condiciones.

En primer lugar, con respecto a la extrusión en caliente, en una realización preferida, aunque depende de la razón de extrusión (razón de trabajo en caliente) y la capacidad de la instalación, la extrusión en caliente se realiza de tal manera que la temperatura del material cuando está trabajándose en caliente, específicamente, inmediatamente después de que el material pase a través de la hilera de extrusión (temperatura de trabajo en caliente), es mayor de 540°C y menor de 650°C. El límite inferior de la temperatura de extrusión en caliente está relacionado con la resistencia a la deformación en caliente y el límite superior de la misma está relacionado con la forma de fase α . Al controlar la temperatura de extrusión en caliente de tal manera que esté dentro de un intervalo de temperaturas más estrecho, puede obtenerse una estructura metalográfica estable. Cuando la extrusión en caliente se realiza a 650°C o mayor, es probable que la forma de granos de cristal de fase α sea acicular en lugar de granular, o es probable que aparezcan granos de cristal de fase α grandes que tienen un diámetro de más de 50 μm . Cuando aparecer granos de cristal de fase α aciculares y grandes, la resistencia disminuye ligeramente, el equilibrio entre la resistencia y la ductilidad se deteriora ligeramente, la distribución de precipitados con contienen P se deteriora ligeramente y la maquinabilidad se deteriora ligeramente ya que los granos de cristal de fase α grandes que tienen un lado más largo grande dificultan el mecanizado. La forma de granos de cristal de fase α está relacionada con la expresión relacional de composición f1, y cuando la expresión relacional de composición f1 es 58,0 o menor, la temperatura de extrusión es preferiblemente menor de 625°C. Al realizar la extrusión a una temperatura menor que la temperatura a la que se extruyen las aleaciones de cobre habituales, pueden obtenerse una maquinabilidad y una resistencia buenas.

Además, al ajustar la velocidad de enfriamiento después de la extrusión en caliente, es decir, al realizar enfriamiento en un intervalo de temperaturas de desde 530°C hasta 450°C en el procedimiento de enfriamiento después de la extrusión en caliente a una velocidad de enfriamiento promedio de 50°C/min o menor y preferiblemente 45°C/min o menor, puede obtenerse un material que presenta una mejor maquinabilidad. Al limitar la velocidad de enfriamiento promedio a 50°C/min o menor, puede observarse la presencia de compuestos que contienen P con un microscopio metalográfico a un aumento de 500 veces. Por otro lado, si la velocidad de enfriamiento es excesivamente lenta, es probable que los compuestos que contienen P crezcan más y puede disminuir el efecto sobre la maquinabilidad. Por tanto, la velocidad de enfriamiento promedio es preferiblemente de 0,1°C/min o mayor y más preferiblemente 0,3°C/min o mayor.

Desde una perspectiva de practicabilidad de la posición de medición, la temperatura de trabajo en caliente se define como la temperatura de un material trabajado en caliente a la que puede realizarse una medición aproximadamente tres o cuatro segundos después de completarse la extrusión en caliente, el forjado en caliente o el laminado en caliente. La estructura metalográfica se ve afectada por la temperatura inmediatamente después del trabajo donde se produce una gran deformación plástica. La velocidad de enfriamiento promedio después del trabajo en caliente en cuestión es de aproximadamente 50°C/min. Por tanto, se calcula que una disminución de temperatura durante de 3 a 4 segundos después del trabajo en caliente es de aproximadamente 3°C y, por tanto, hay poca influencia.

Como material para el forjado en caliente, se usa principalmente un material extruido en caliente, pero también se usa una barra sometida a colada continua. En comparación con la extrusión en caliente, en el forjado en caliente, la velocidad de trabajo es mayor y se forma una forma más compleja. En algunos casos, puede realizarse una alta

deformación hasta un grosor de aproximadamente 3 mm y, por tanto, la temperatura de forjado es mayor que la temperatura de extrusión en caliente. En una realización preferida, la temperatura de un material forjado en caliente sobre el que se realiza trabajo plástico para formar una porción principal de un producto forjado, es decir, la temperatura del material aproximadamente tres o cuatro segundos inmediatamente después del forjado (después de completarse el forjado) es preferiblemente mayor de 540°C y menor de 675°C. En una aleación de latón que incluye el 2% en masa de Pb que se usa ampliamente como aleación de latón para el forjado (59Cu-2Pb-resto Zn), el límite inferior de la temperatura de forjado en caliente es de 650°C. La temperatura de forjado en caliente de la invención es más preferiblemente menor de 650°C. El forjado en caliente está relacionado con la expresión relacional de composición f1, y cuando la expresión relacional de composición f1 es 58,0 o menor, la temperatura de forjado en caliente es preferiblemente menor de 650°C. Aunque depende de la razón de trabajo en el forjado en caliente, cuanto menor sea la temperatura, más pequeño será el tamaño de los granos de cristal de fase α , más probable será que la forma de granos de cristal de fase α cambie de una forma acicular a una forma granular, mayor será la resistencia, más mejorará el equilibrio entre la resistencia y la ductilidad y más mejorará la maquinabilidad.

Al ajustar la velocidad de enfriamiento después del forjado en caliente, puede obtenerse un material que presenta diversas características de maquinabilidad. Es decir, el enfriamiento se realiza después del forjado en caliente con la velocidad de enfriamiento promedio en un intervalo de temperaturas de desde 530°C hasta 450°C ajustada a 50°C/min o menos y preferiblemente 45°C/min o menos. Al controlar la velocidad de enfriamiento de tal manera que los compuestos que incluyen principalmente P y Si que tienen un tamaño de partícula de aproximadamente 0,5 a 3 μm y Zn precipitan en la fase β o en un límite entre la fase β y la fase α donde se produce el cambio de fase, puede mejorarse adicionalmente la maquinabilidad de la aleación. Adicionalmente, cuando la velocidad de enfriamiento es excesivamente lenta, los compuestos se agrandan en el procedimiento de enfriamiento. Por tanto, el límite inferior de la velocidad de enfriamiento promedio anteriormente mencionada es de 0,1°C/min o mayor y preferiblemente 0,3°C/min o mayor.

En el laminado en caliente, se calienta un lingote y se lamina de 5 a 15 veces repetidamente. La temperatura del material tras completarse el laminado en caliente final (la temperatura del material tres o cuatro segundos después de completarse el procedimiento) es preferiblemente mayor de 540°C y menor de 650°C y más preferiblemente menor de 625°C. Después de completarse el laminado en caliente, se enfría el material laminado. En este enfriamiento, al igual que en la extrusión en caliente, la velocidad de enfriamiento promedio en un intervalo de temperaturas de desde 530°C hasta 450°C es preferiblemente de 0,1°C/min o mayor y 50°C/min o menor. La velocidad de enfriamiento promedio anteriormente mencionada es más preferiblemente de 0,3°C/min o mayor o 45°C/min o menor.

(Tratamiento térmico)

Un tratamiento térmico principal de la aleación de cobre también se denomina recocido. El tratamiento térmico se realiza según sea necesario. Por ejemplo, cuando se prepara un producto pequeño que no puede producirse mediante extrusión en caliente, el tratamiento térmico se realiza después del estirado en frío o el trefilado en frío con el propósito de recristalización, es decir, para ablandar el material. Del mismo modo, el material laminado se lamina en frío y se somete a tratamiento térmico. En la invención, también se realiza un tratamiento térmico con el fin de controlar las cantidades de fase γ y fase β .

Cuando se requiere un tratamiento térmico para inducir la recristalización, el material se calienta hasta una temperatura de 400°C o mayor y 600°C o menor durante de 0,1 a 8 horas. Cuando no se forman compuestos que contienen P en la etapa previa, se forman durante el tratamiento térmico. Cuando el tratamiento térmico se realiza a una temperatura de más de 530°C, los compuestos que contienen P se solubilizan en forma de sólidos nuevamente y desaparecen. Cuando la temperatura de tratamiento térmico es mayor de 530°C, es necesario realizar el enfriamiento con la velocidad de enfriamiento promedio en un intervalo de temperaturas de desde 530°C hasta 450°C en el procedimiento de enfriamiento ajustada a 50°C/min o menor y preferiblemente 45°C/min o menor de tal manera que se formen los compuestos que contienen P. El límite inferior de la velocidad de enfriamiento promedio es preferiblemente de 0,1°C/min o mayor.

(Etapa de trabajo en frío)

En el caso de una barra extruida en caliente, el trabajo en frío puede realizarse sobre un material extruido en caliente con el fin de obtener una alta resistencia, para mejorar la precisión dimensional, o para enderezar (reducir el grado de doblado de) una barra extruida o un material bobinado. Por ejemplo, se realiza estirado en frío a una razón de trabajo de aproximadamente el 2% a aproximadamente el 30% sobre un material extruido en caliente y opcionalmente se realizan corrección de rectitud y recocido a baja temperatura después del estirado en frío.

Si el material es una barra delgada, un alambre o un material laminado, se realizan repetidamente trabajo en frío y un tratamiento térmico. Después del tratamiento térmico, se realizan trabajo en frío, corrección de rectitud y/o recocido a baja temperatura de tal manera que la razón de trabajo final se vuelve del 0% a aproximadamente el 30%.

Una ventaja del trabajo en frío es que puede aumentarse la resistencia de la aleación mediante el procedimiento. Al realizar una combinación de trabajo en frío y tratamiento térmico sobre un material trabajado en caliente, sin importar qué etapa se realice en primer lugar, una resistencia, una ductilidad y una resistencia al impacto altas pueden equilibrarse bien, y pueden obtenerse las propiedades demandadas por las respectivas aplicaciones en las que la resistencia, la ductilidad y/o la tenacidad se consideran importantes. La influencia del trabajo en frío sobre la maquinabilidad es limitada.

(Recocido a baja temperatura)

En el caso de barras, alambres, productos forjados y materiales laminados, con los principales propósitos de eliminación del estrés residual, corrección de una barra (rectitud de una barra) y ajuste y mejora de la estructura metalográfica, a veces se realiza recocido a baja temperatura a una temperatura igual a o menor que la temperatura de recrystalización en la etapa final. En el caso de la invención, con el fin de distinguir el recocido a baja temperatura del tratamiento térmico anteriormente descrito, el recocido a baja temperatura se define como un procedimiento que induce la recrystalización donde la porción recrystalizada en la estructura metalográfica es menor del 50%. El recocido a baja temperatura se realiza con una temperatura de mantenimiento de 250°C o mayor y 430°C o menor y un tiempo de mantenimiento de 10 minutos a 200 minutos. Los límites inferiores de la temperatura y el tiempo son aquellos en los que puede eliminarse suficientemente el estrés residual. Además, pueden obtenerse barras con excelente rectitud al disponer las barras en un molde cuya sección transversal tiene un rebaje y la superficie inferior es lisa y plana, por ejemplo, un molde de acero que tiene una anchura de aproximadamente 500 mm, una altura de aproximadamente 300 mm, un grosor de aproximadamente 10 mm y una longitud de aproximadamente 4000 mm (la profundidad del rebaje se refiere a (altura) - (grosor)), y mantener las barras a una temperatura de 250°C o mayor y 430°C o menor durante de 10 minutos a 200 minutos. Cuando la temperatura está representada por T (°C) y el tiempo está representado por t (min), es preferible que $300 \leq \text{expresión condicional de recocido } f8 = (T - 200) \times (t)^{1/2} \leq 2000$. Cuando la expresión condicional de recocido $f8$ es menor de 300, la eliminación del estrés residual o la corrección de rectitud es insuficiente. Cuando la expresión condicional de recocido $f8$ es mayor de 2000, disminuye la resistencia del material debido a la recrystalización. La expresión condicional de recocido $f8$ es preferiblemente 400 o mayor y 1600 o menor. Independientemente de la velocidad de enfriamiento en la etapa previa, cuando la expresión condicional de recocido $f8$ es 400 o mayor, se forman compuestos que incluyen P fino durante el recocido a baja temperatura. Además, aunque depende de la composición de la aleación, cuando un material se mantiene a una temperatura de 250°C o mayor y 430°C o menor durante de 10 minutos a 200 minutos, la fina fase γ puede precipitar en la fase β y en un límite de fases entre la fase β y la fase α , haciendo que las virutas generadas mediante la perforación sean finas. Sin embargo, puede deteriorarse la maquinabilidad puesto que la cantidad de fase β disminuye a medida que aumenta la cantidad de fase γ . Además, cuando la cantidad de fase γ es excesivamente grande, se satura la mejora de la maquinabilidad, lo que provoca el deterioro de la ductilidad. Por tanto, es necesario prestar atención a las expresiones relacionales de estructura metalográfica $f2$ a $f6$.

Usando el método de producción anteriormente mencionado, se produce una aleación de cobre de fácil corte y de alta resistencia según la presente invención.

La etapa de trabajo en caliente, la etapa de tratamiento térmico (también denominado "recocido") y la etapa de recocido a baja temperatura son etapas de calentamiento de la aleación de cobre. Las etapas de producción básicas son la fusión y la colada, el trabajo en caliente (extrusión, forjado, laminado), el trabajo en frío (trefilado, estirado, laminado), la corrección de rectitud y el recocido a baja temperatura. La corrección de rectitud se realiza normalmente en un estado frío y, por tanto, también se denomina "trabajo en frío". Las etapas para barras delgadas que tienen un diámetro de $\phi 5$ a 7 mm, los alambres y las placas que tienen un grosor de 8 mm o menos pueden incluir un tratamiento térmico. El tratamiento térmico se realiza principalmente después del trabajo en frío, y el tratamiento térmico y el trabajo en frío se repiten según las dimensiones finales. Cuanto más pequeño sea el diámetro del producto final y más delgado sea el producto final, más importará la trabajabilidad en frío, volviéndose tan importante como, o más importante que, la maquinabilidad. El tratamiento térmico puede realizarse antes del trabajo en frío después del trabajo en caliente.

Se realiza una etapa de recocido a baja temperatura después de la etapa final entre una etapa de trabajo en caliente, una etapa de trabajo en frío, una etapa de corrección de rectitud y una etapa de recocido. Cuando se realiza una etapa de recocido a baja temperatura, normalmente se realiza una etapa de recocido entre las etapas de trabajo. Puede decirse que se realiza una etapa de recocido a baja temperatura después de la etapa de trabajo final entre una etapa de trabajo en caliente, una etapa de trabajo en frío y una etapa de corrección de rectitud.

Específicamente, los siguientes son ejemplos de combinaciones de etapas de producción. Puede realizarse laminado en caliente en lugar de extrusión en caliente.

(1) Extrusión en caliente y recocido a baja temperatura

(2) Extrusión en caliente, trabajo en frío (estirado, trefilado, laminado) y recocido a baja temperatura

(3) Extrusión en caliente, trabajo en frío (estirado, trefilado, laminado), corrección de rectitud y recocido a baja temperatura

5 (4) Extrusión en caliente, repetición de trabajo en frío (trefilado, laminado) y recocido, trabajo en frío y recocido a baja temperatura

(5) Extrusión en caliente, repetición de trabajo en frío (trefilado en frío, laminado) y recocido, trabajo en frío, corrección de rectitud y recocido a baja temperatura

10 (6) Extrusión en caliente, recocido, trabajo en frío (estirado, trefilado, laminado) y recocido a baja temperatura

(7) Extrusión en caliente, recocido, trabajo en frío (estirado, trefilado, laminado), corrección de rectitud y recocido a baja temperatura

15 (8) Extrusión en caliente, recocido, repetición de trabajo en frío (estirado, trefilado, laminado) y recocido, trabajo en frío y recocido a baja temperatura

20 (9) Extrusión en caliente, recocido, repetición de trabajo en frío (estirado, trefilado, laminado) y recocido, trabajo en frío, corrección de rectitud y recocido a baja temperatura

(10) Extrusión en caliente, estirado en frío, corrección de rectitud (puede no realizarse corrección de rectitud), forjado en caliente y recocido a baja temperatura

25 (11) Extrusión en caliente, corrección de rectitud, forjado en caliente y recocido a baja temperatura

(12) Extrusión en caliente, forjado en caliente y recocido a baja temperatura

(13) Colada, forjado en caliente y recocido a baja temperatura

30 (14) Colada, corrección de rectitud, forjado en caliente y recocido a baja temperatura

En la aleación de fácil corte según la presente invención que tiene la constitución anteriormente descrita, puesto que la composición de la aleación, las expresiones relacionales de composición, la estructura metalográfica, las expresiones relacionales de estructura metalográfica y la expresión relacional de estructura metalográfica y de composición se definen tal como se describió anteriormente, aunque el contenido de Pb es bajo, puede obtenerse una excelente maquinabilidad y pueden obtenerse una excelente trabajabilidad en caliente, una alta resistencia y un buen equilibrio entre la resistencia y la ductilidad.

40 Anteriormente en el presente documento, se han descrito las realizaciones de la presente invención. Sin embargo, la presente invención no se limita a las realizaciones y pueden realizarse modificaciones apropiadas dentro de un alcance que no se aparte de los requisitos técnicos de la presente invención tal como se define en las reivindicaciones.

Ejemplos

45 A continuación, en el presente documento, se describirán los resultados de los experimentos que se realizaron para verificar los efectos de la invención. Los siguientes ejemplos tienen el propósito de explicar los efectos de la invención. Los elementos constituyentes, los procedimientos y las condiciones descritos en los ejemplos no limitan los intervalos técnicos de la invención que se define por las reivindicaciones adjuntas.

50 Usando un horno de fusión de baja frecuencia y una máquina de colada semicontinua que se usan en la línea de producción real, se realizó una producción de prueba de aleaciones de cobre.

Además, usando una instalación de laboratorio, se realizó una producción de prueba de aleaciones de cobre.

55 Las tablas 9 a 12 muestran las composiciones de las aleaciones. Además, las tablas 13 a 19 muestran las etapas de producción. Con respecto a la composición, "MM" se refiere a metal de Misch que representa el contenido total de elementos de tierras raras. Las respectivas etapas de producción son las siguientes.

60 (Etapas n.^{os} A0 a A6, A10, AH1 y AH2)

Tal como se muestra en la tabla 13, usando el horno de fusión de baja frecuencia y la máquina de colada semicontinua en la línea de producción real, se produjo una barra lingote de sección cuadrada que tenía un diámetro de 240 mm. Para las materias primas, se usaron las correspondientes a las usadas para la producción comercial. Se cortó la barra lingote de sección cuadrada para dar una longitud de 800 mm y se calentó. Usando una máquina de extrusión en caliente que tenía una capacidad oficialmente anunciada de 3000 toneladas, se extruyeron dos barras

redondas que tenían un diámetro de 25,6 mm. Se enfriaron las barras extruidas a varias velocidades de enfriamiento diferentes en un intervalo de temperaturas de desde 530°C hasta 450°C. Se midió la temperatura usando un termómetro de radiación principalmente en un periodo desde la etapa intermedia hasta la etapa final del procedimiento de extrusión en caliente aproximadamente tres o cuatro segundos después de que las barras salieran de la máquina de extrusión. Para la medición de temperatura durante la extrusión en caliente, el forjado en caliente y el laminado en caliente descrita a continuación, se usó el dispositivo IGA 8Pro/MB20, un termómetro de radiación fabricado por Luma Sense Technologies Inc.

Se verificó que la temperatura promedio del material extruido estaba dentro de $\pm 5^\circ\text{C}$ de la temperatura mostrada en la tabla 13 (en un intervalo de (la temperatura mostrada en la tabla) - 5°C a (la temperatura mostrada en la tabla) + 5°C).

En las etapas n.ºs A0, A1, A2, A4 y AH2, la temperatura de extrusión fue de 590°C. En la etapa n.º A3, la temperatura de extrusión fue de 635°C. En la etapa n.º AH1, la temperatura de extrusión fue de 680°C. La velocidad de enfriamiento promedio en un intervalo de temperaturas de desde 530°C hasta 450°C después de la extrusión en caliente fue de 45°C/min en la etapa n.º A2 y fue de 65°C/min en la etapa n.º AH2. En las etapas distintas de las etapas n.ºs A2 y AH2, la velocidad de enfriamiento promedio fue de 25°C/min.

Después de completarse la extrusión en caliente, en la etapa n.º A0, se realizó corrección de rectitud en un estado frío. Durante la corrección de rectitud, la razón de trabajo en frío fue del 0% en efecto. En la etapa n.º A4, la razón de estirado fue del 8,4%. En las etapas distintas de las etapas n.ºs A0 y A4, se estiró en frío el material extruido que tiene un diámetro de 25,6 mm hasta un diámetro de 25,0 mm (razón de trabajo: 4,7%). Además, en las etapas n.ºs A5 y A6, se usó el material de la etapa n.º A1. En un laboratorio, se colocaron los materiales en un molde para realizar un recocido a baja temperatura a 275°C durante 100 minutos y a 410°C durante 50 minutos, respectivamente. En la etapa n.º A10, se extruyó en caliente el material hasta un diámetro de 45 mm a 575°C y se enfrió a una velocidad de enfriamiento promedio de 20°C/min en un intervalo de temperaturas de desde 530°C hasta 450°C. También se usó la etapa n.º A10 para un experimento de forjado.

En este caso, con respecto al material sobre el que se realizó recocido a baja temperatura, se calculó la expresión condicional de recocido f_8 mostrada a continuación.

$$f_8 = (T - 200) \times (t)^{1/2}$$

T: temperatura (temperatura del material) ($^\circ\text{C}$)

t: tiempo de calentamiento (min)

Además, se realizó recocido a baja temperatura sobre barras dispuestas (apiladas en cuatro niveles) en un molde de acero que tenía una sección transversal rebajada, una anchura de aproximadamente 500 mm, una altura de 300 mm, un grosor de 10 mm y una longitud de 4000 mm. A continuación, se realizó recocido a baja temperatura y se midió la flexión de las barras.

Todos los resultados de medición de flexión fueron buenos, siendo de 0,1 mm o menos para un metro de las barras de muestra obtenidas al realizar las etapas n.ºs A5 y A6 y la etapa n.º B6 descritas a continuación sobre las aleaciones n.ºs S01 y S02.

(Etapas n.ºs B1 a B7, BH1 y BH2)

Tal como se muestra en la tabla 14, usando una instalación en la línea de producción real, en las etapas n.ºs B1 a B7, BH1 y BH2, los materiales de ensayo se extruyeron en caliente hasta un diámetro de 20,0 mm y se estiraron en frío hasta un diámetro de 19,03 mm en las etapas distintas de las etapas n.ºs B5 y B7. En la etapa n.º B5, el material se estiró en frío hasta un diámetro de 18,5 mm. En las etapas n.ºs B1, B2, B5, B6 y B7, la temperatura de extrusión fue de 610°C. Se realizó extrusión en caliente a 580°C en las etapas n.ºs B3 y BH2, a 640°C en la etapa n.º B4 y a 680°C en la etapa n.º BH1. La velocidad de enfriamiento promedio en un intervalo de temperaturas de desde 530°C hasta 450°C después de la extrusión en caliente fue de 55°C/min en la etapa n.º BH2 y fue de 0,2°C/min en la etapa n.º B2. En las otras etapas, se realizó enfriamiento a una velocidad de enfriamiento promedio de 38°C/min. En la etapa n.º B6, se usó el material de la etapa n.º B1 y se colocó en un molde y se realizó recocido a baja temperatura a 310°C durante 100 minutos. A la etapa n.º E le siguió la etapa n.º B7.

(Etapas n.ºs C1 a C3, C10, CH1 y CH2)

Tal como se muestra en la tabla 15, en un laboratorio, se fundieron las materias primas mezcladas a una razón de componentes predeterminada. Se sometió a colada la aleación fundida en un molde que tenía un diámetro de 100 mm y una longitud de 180 mm para preparar una barra lingote de sección cuadrada (aleaciones n.ºs S51 a S65 y S70 a S84). Se obtuvo una aleación fundida a partir de un horno de fusión en la línea de producción real, y se añadieron de manera intencionada y adicional impurezas tales como Fe o Sn a la aleación fundida. Se vertió esta

aleación fundida en un molde que tenía un diámetro de 100 mm y una longitud de 180 mm para someter a colada una barra lingote de sección cuadrada (aleaciones n.ºs S11 a S17 y n.ºs S21 a S26). La concentración de las impurezas tales como Fe o Sn que se añadieron de manera intencionada fue menor que o igual a la de un latón disponible comercialmente que incluye Pb.

Se calentó esta barra lingote de sección cuadrada y se extruyó para dar una barra redonda que tenía un diámetro de 22 mm. En las etapas n.ºs C1, C3 y CH2, la temperatura de extrusión fue de 595°C. En la etapa n.º C2, la temperatura de extrusión fue de 635°C. En la etapa n.º CH1, la temperatura de extrusión fue de 675°C. La velocidad de enfriamiento promedio en un intervalo de temperaturas de desde 530°C hasta 450°C después de la extrusión en caliente fue de 72°C/min en la etapa n.º CH2 y fue de 30°C/min en las etapas n.ºs C1, C2, C3 y CH1. A continuación, se realizó corrección de rectitud (razón de trabajo: 0%) sobre las barras cuya rectitud era deficiente, pero no sobre las que presentaban una buena rectitud. En la etapa n.º C3, se usó la barra de la etapa n.º C1 y se realizó recocido a baja temperatura a 320°C durante 60 minutos.

En la etapa n.º C10, se preparó un material de forjado al extruir una barra hasta un diámetro de 45 mm a una temperatura de extrusión de 575°C y enfriar la barra a una velocidad de enfriamiento promedio de 20°C/min.

Se prepararon las aleaciones A a F anteriormente descritas usando el método de la etapa C. La temperatura de extrusión para las aleaciones A y D fue de 750°C, la temperatura de extrusión para las otras aleaciones, las aleaciones B, C, E y F, fue de 635°C y la velocidad de enfriamiento promedio en un intervalo de temperaturas de desde 530°C hasta 450°C después de la extrusión fue de 30°C/min. Se sometieron a tratamiento térmico todas las aleaciones A a F a 500°C durante 2 horas después de la extrusión para ajustar la estructura metalográfica. Como material comparativo, se usó C3771, un latón para forjado que incluye el 2% en masa de Pb, y como aleación H, se usó un material disponible comercialmente.

(Etapa D)

En la etapa n.º D, se obtuvo una aleación fundida a partir de un laboratorio y otra a partir de un horno de fusión en la línea de producción real. Se sometieron a colada en un molde de metal que tenía un diámetro interno de 45 mm. Se enfriaron las aleaciones fundidas a una velocidad de enfriamiento promedio de 40°C/min en un intervalo de temperaturas de desde 530°C hasta 450°C en el procedimiento de enfriamiento, y se obtuvieron materiales para el forjado de la etapa F.

(Etapa E)

Tal como se muestra en la tabla 17, la etapa n.º E es una etapa que incluye recocido. La etapa n.º E es una etapa de preparación de principalmente barras delgadas que tienen un diámetro de, por ejemplo, 7 mm o menos. Sin embargo, dado que el ensayo de mecanizado no pudo realizarse sobre una barra delgada, en su lugar se usó una barra extruida que tenía un diámetro grande para los ensayos.

En la etapa n.º E1, se estiró en frío un material que tenía un diámetro de 20 mm obtenido en la etapa n.º B7 hasta un diámetro de 16,7 mm, se sometió a tratamiento térmico a 480°C durante 60 minutos y se estiró en frío hasta un diámetro de 16 mm.

En la etapa n.º E2, se estiró en frío un material que tenía un diámetro de 22 mm obtenido en la etapa n.º C1 hasta un diámetro de 18,4 mm, se sometió a tratamiento térmico a 450°C durante 90 minutos y se estiró en frío hasta un diámetro de 17,7 mm.

(Etapas n.ºs F1 a F5, FH1 y FH2)

Tal como se muestra en la tabla 18, se cortó una barra redonda que tenía un diámetro de 45 mm obtenida en las etapas n.ºs A10, C10 y D1 hasta una longitud de 180 mm. Se colocó horizontalmente la barra redonda y se forjó hasta un grosor de 16 mm usando una máquina de prensado que tenía una capacidad de prensado de forjado en caliente de 150 toneladas. Aproximadamente tres o cuatro segundos inmediatamente después del forjado en caliente del material hasta un grosor predeterminado, se midió la temperatura usando un termómetro de radiación y un termómetro de contacto. Se verificó que la temperatura de forjado en caliente (temperatura de trabajo en caliente) estaba dentro de $\pm 5^\circ\text{C}$ de la temperatura mostrada en la tabla 18 (dentro de un intervalo desde (la temperatura mostrada en la tabla) - 5°C hasta (la temperatura mostrada en la tabla) + 5°C).

En las etapas n.ºs F1, F2, F3, F5, FH1 y FH2, las temperaturas de forjado en caliente fueron de 660°C, 640°C, 615°C, 620°C, 685°C y 615°C, respectivamente. La velocidad de enfriamiento promedio en un intervalo de temperaturas de desde 530°C hasta 450°C se ajustó a 63°C/min en la etapa n.º FH2. En las otras etapas, se realizó enfriamiento a una velocidad de enfriamiento promedio de 28°C/min. En la etapa F, se obtuvo un producto forjado que se dejó tal cual se forjó en caliente sin realizar corrección de rectitud (trabajo en frío). En la etapa n.º F4, se realizó recocido a baja temperatura sobre el producto forjado obtenido en la etapa n.º F3 a 290°C durante 100 minutos.

Se cortó el material forjado en caliente y se proporcionó para los ensayos y experimentos de mecanizado para investigar las características mecánicas.

5 (Etapa R)

En la etapa n.º R1, se vertió una parte de la aleación fundida a partir de un horno de fusión en la línea de producción real en un molde de colada que tenía una sección transversal de 35 mm × 70 mm. Se mecanizó la superficie de la pieza colada hasta dimensiones de 32 mm × 65 mm × 200 mm y se calentó la pieza colada hasta 650°C, luego se realizaron dos pases de laminado en caliente sobre la pieza colada hasta un grosor de 15 mm. Aproximadamente tres o cuatro segundos después de completarse el laminado en caliente final, la temperatura del material fue de 560°C, y se enfrió el material a una velocidad de enfriamiento promedio de 20°C/min en un intervalo de temperaturas de desde 530°C hasta 450°C. Se laminó en frío la chapa laminada obtenida hasta un grosor de 10 mm, se sometió a tratamiento térmico a 480°C durante 60 minutos usando un horno eléctrico y se realizó adicionalmente laminado en frío hasta un grosor de 9 mm.

Se evaluaron los materiales de ensayo anteriormente descritos para determinar los siguientes. Los resultados de evaluación se muestran en las tablas 20 a 32.

20 (Observación de la estructura metalográfica)

Se observó la estructura metalográfica usando el siguiente método, luego se midieron las razones de área (%) de las respectivas fases tales como la fase α , la fase β , la fase γ , la fase κ y la fase μ mediante análisis de imágenes. Se supuso que se incluyeron la fase α' , la fase β' y la fase γ' en la fase α , la fase β y la fase γ , respectivamente.

Se cortó cada uno de los materiales de ensayo (barras y productos forjados) en paralelo a su lado largo o en paralelo a la dirección de flujo de la estructura metalográfica. A continuación, se sometió la superficie a pulido (pulido espejo) y a ataque químico con una disolución mixta de peróxido de hidrógeno y agua amoniacal. Para el ataque químico, se usó una disolución acuosa obtenida al mezclar 3 ml de agua con peróxido de hidrógeno al 3% en volumen y 22 ml de agua amoniacal al 14% en volumen. A una temperatura ambiente de aproximadamente 15°C a aproximadamente 25°C, se sumergió la superficie metálica pulida en la disolución acuosa durante de aproximadamente 2 segundos a aproximadamente 5 segundos.

Se observó la estructura metalográfica con un microscopio metalográfico a un aumento de 500 veces para obtener las proporciones de las respectivas fases y comprobar si estaba presente o no cualquier compuesto que contiene P. En función del estado de la estructura metalográfica, se comprobaron las fases y los compuestos a un aumento de 1000x. En micrografías de cinco campos visuales, se pintaron manualmente las respectivas fases (fase α , fase β , fase γ , fase κ y fase μ) usando el software de procesamiento de imágenes "Photoshop CC". A continuación, se binarizaron las micrografías usando el software de análisis de imágenes "WinROOF 2013" para obtener las razones de área de las respectivas fases. Específicamente, se calculó la razón de área promedio de cada una de las fases en los cinco campos visuales para obtener la proporción de cada fase. En este cálculo de razón de área, la suma de la razón de área de todas y cada una de las fases constituyentes, excluyendo precipitados (se excluyen los compuestos que contienen P), óxidos, sulfuros y partículas cristalizadas, constituye el 100%.

Luego se observaron los compuestos que contienen P. El tamaño mínimo de una partícula precipitada de un compuesto que contiene P que puede observarse a 500x con un microscopio metalográfico es de aproximadamente 0,5 μm . En primer lugar, se determinó si estaba presente o no cualquier compuesto que contiene P por los precipitados que podían observarse con un microscopio metalográfico a 500x, de la misma manera que cuando se observó la proporción de las fases. Cuando se confirmaron compuestos que contienen P en estas condiciones de observación, se evaluó la presencia de compuestos que contienen P como "o" (buena). Aunque depende del contenido de P y las condiciones de producción, hubo una muestra en la que estaban presentes de varios a varios cientos de compuestos que contienen P en un campo visual del microscopio. Dado que la mayoría de los compuestos que contienen P estaban presentes en la fase β o en un límite de fases entre la fase α y la fase β , se supuso que estaban incluidos en la fase β . Además, cuando estaban presentes compuestos que contienen P en la fase α , aunque fuese poco habitual, se supuso que tales compuestos que contienen P estaban incluidos en la fase α . Además, a veces la fase γ que tiene un tamaño de menos de 0,5 μm estaba presente en la fase β . Las fases que tienen un tamaño de menos de 0,5 μm no pueden identificarse con un microscopio metalográfico a un aumento de 500 veces. Por tanto, en la invención, la ultrafina fase γ se trató como fase β . Cuando se observa con un microscopio metalográfico, un compuesto que contiene P aparece como gris negruzco. Por tanto, es distinguible de un precipitado o un compuesto formado por Mn o Fe que aparece como azul claro.

Es necesario determinar si un grano de fase α es acicular. Por consiguiente, se evaluó la forma de la fase α de la siguiente manera.

Si un grano de cristal de fase α tiene una razón lado más largo/lado más corto que supera 4, se definió que el grano

de cristal de fase α era acicular (elíptico). Si la razón lado más largo/lado más corto era de 4 o menos, se definió que el grano de cristal de fase α era granular. Durante la observación de la estructura metalográfica, se investigó la proporción del número de granos de cristal de fase α granulares con respecto a la totalidad de fase α . Cuando la proporción de granos de cristal de fase α granulares era menor del 50%, se evaluó como "x" (deficiente). Cuando la proporción de granos de cristal de fase α granulares era del 50% o mayor y menor del 75%, se evaluó como "Δ" (razonable). Cuando la proporción de granos de cristal de fase α granulares era del 75% o mayor, se evaluó como "o" (buena). La forma de los granos de cristal de fase α afecta a las características mecánicas y a la maquinabilidad, y cuanto mayor sea el número de granos de cristal de fase α granulares, mejores serán las características mecánicas y la maquinabilidad.

Específicamente, la razón de área de cada una de las fases y si estaban presentes los compuestos se evaluaron usando una imagen que se imprimió en un tamaño de aproximadamente 70 mm × aproximadamente 90 mm.

Cuando era difícil identificar las fases y los precipitados, se identificaron mediante un método de patrón de difracción de electrones por retrodispersión (FE-SEM-EBSP) en el que se usó un dispositivo de EDS equipado con un microscopio electrónico de barrido de emisión de campo (FE-SEM) (JSM-7000F, fabricado por JEOL Ltd.), y se observaron las fases y los precipitados a un aumento de 500 veces o 2000 veces en las condiciones de una tensión de aceleración de 15 kV y un valor de corriente de 15 (valor de consigna).

Además, con respecto a algunas aleaciones, cuando se midió la concentración de Si en la fase β y cuando era difícil determinar la presencia de compuesto que contiene P, principalmente se realizó un análisis cuantitativo o análisis cualitativo con un microanalizador de rayos X sobre una imagen electrónica secundaria y una imagen composicional tomadas a un aumento de 2000 veces. La medición se realizó usando un dispositivo "JXA-8230" (fabricado por JEOL Ltd.) en las condiciones de una tensión de aceleración de 20 kV y un valor de corriente de $3,0 \times 10^{-8}$ A. En la investigación usando el microscopio electrónico, cuando se observaron compuestos que contienen P, la aleación se evaluó como "Δ" (razonable) en cuanto a la presencia de compuesto que contiene P. Cuando no se observó compuesto que contiene P, la aleación se evaluó como "x" (deficiente) en cuanto a la presencia de compuesto que contiene P. Las evaluadas como "Δ" (razonable) con respecto a la presencia de compuesto que contiene P también son aceptables en la invención. En la tabla, los resultados de evaluación con respecto a la presencia de compuestos que contienen P se muestran en la fila "Compuesto P".

(Conductividad eléctrica)

Para la medición de la conductividad eléctrica, se usó un dispositivo de medición de conductividad eléctrica (SIGMA TEST D2.068, fabricado por Foerster Japan Ltd.). En esta memoria descriptiva, se pretende que los términos "conductividad eléctrica" y "conducción eléctrica" tengan el mismo significado. Además, conductividad térmica y conductividad eléctrica tienen una fuerte relación. Por tanto, cuanto mayor sea la conductividad eléctrica, mejor será la conductividad térmica.

(Resistencia a la tracción/alargamiento)

Se procesó cada uno de los materiales de ensayo según la muestra n.º 10 de la norma JIS Z 2241, y se midieron su resistencia a la tracción y su alargamiento. Si un material extruido en caliente o un material forjado en caliente que no se ha sometido a ninguna etapa de trabajo en frío presenta una resistencia a la tracción de preferiblemente 470 N/mm² o mayor, más preferiblemente 500 N/mm² o mayor y todavía más preferiblemente 530 N/mm² o mayor, se considera que el material presenta el nivel más alto de resistencia a la tracción entre las aleaciones de cobre de fácil corte. Como resultado, puede lograrse una reducción en el grosor y el peso de partes y componentes usados en diversos campos o un aumento en el estrés permisible. Además, con respecto al equilibrio entre la resistencia y el alargamiento, cuando la resistencia a la tracción está representada por S (N/mm²) y el alargamiento está representado por E (%), si el valor de la expresión relacional de característica $f_7 = S \times (100 + E) / 100$ que indica el equilibrio entre la resistencia y la ductilidad es preferiblemente 600 o mayor, más preferiblemente 640 o mayor, todavía más preferiblemente 670 o mayor y todavía más preferiblemente 700 o mayor, puede decirse que la aleación presenta un estándar muy alto de equilibrio entre la resistencia y el alargamiento entre las aleaciones de cobre de fácil corte.

<Ensayo de maquinabilidad usando un torno>

Se evaluó la maquinabilidad mediante el ensayo de mecanizado usando un torno tal como se describe a continuación.

Se mecanizó una barra extruida en caliente o un producto forjado en caliente para preparar un material de ensayo que tenía un diámetro de 14 mm. Se unió una herramienta de carburo (chip) K10 no equipada con un tritador de virutas a un torno. Usando este torno, se mecanizó la circunferencia del material de ensayo que tenía un diámetro de 14 mm en condiciones en seco y en las condiciones de ángulo de desprendimiento: 0°, radio de punta: 0,4 mm, ángulo de incidencia: 6°, velocidad de corte: 40 m/min, profundidad de corte: 1,0 mm y tasa de alimentación: 0,11

mm/rev.

Una señal emitida desde un dinamómetro (dinamómetro de herramienta AST AST-TL1003, fabricado por Mihodenki Co., Ltd.) compuesto por tres porciones unidas a la herramienta se convirtió eléctricamente en una señal de tensión y se registró en un registrador. A continuación, estas señales se convirtieron en resistencia al corte (fuerza de corte principal, fuerza de alimentación, fuerza de empuje, N). En el ensayo de mecanizado, con el fin de suprimir la influencia del desgaste sobre la pieza de inserción, se midió cada muestra cuatro veces alternando A → B → C → ... C → B → A dos veces. La resistencia al corte puede obtenerse a partir de la siguiente expresión.

Resistencia al corte (fuerza combinada que comprende fuerza de corte principal, fuerza de alimentación y fuerza de empuje) = $((\text{fuerza de corte principal})^2 + (\text{fuerza de alimentación})^2 + (\text{fuerza de empuje})^2)^{1/2}$

Se midió cada muestra cuatro veces, y se adoptó el valor promedio de las mismas. Suponiendo que la resistencia al corte de una barra de latón de fácil corte disponible comercialmente, C3604, preparada a partir de una aleación que incluye el 59% en masa de Cu, el 3% en masa de Pb, el 0,2% en masa de Fe, el 0,3% en masa de Sn y siendo el resto Zn, era de 100, se calculó un valor relativo de la resistencia al corte (índice de maquinabilidad) de cada muestra para su evaluación relativa. Cuanto mayor sea el índice de maquinabilidad, mejor será la maquinabilidad. Adicionalmente, "tres componentes de fuerza" se refiere a la fuerza combinada que comprende fuerza de corte principal, fuerza de alimentación y fuerza de empuje, que representa el índice de maquinabilidad.

El índice de maquinabilidad se calculó de la siguiente manera.

Índice que representa los resultados del ensayo de mecanizado realizado sobre una muestra (índice de maquinabilidad) = $(\text{resistencia al corte de C3604} / \text{resistencia al corte de la muestra}) \times 100$

Simultáneamente, se recogieron virutas y se evaluó la maquinabilidad basándose en la forma de viruta. Problemas que se producen en el mecanizado real son el atrapamiento de las virutas alrededor de la herramienta y la aglomeración de virutas. Por tanto, con respecto a la forma de viruta, cuando la longitud promedio de las virutas generadas era menor de 5 mm, se evaluó como "o" (buena). Cuando la longitud promedio de las virutas generadas era de 5 mm o más y menor de 15 mm, se evaluó como "Δ" (razonable), que determina que pudo realizarse mecanizado, aunque pudo haber algunos problemas prácticos. Cuando la longitud promedio de las virutas generadas era de 15 mm o más largas, se evaluó como "x" (deficiente). Las virutas generadas al comienzo del mecanizado se excluyeron del sujeto de la evaluación.

La resistencia al corte depende de la resistencia a la cizalladura y la resistencia a la tracción del material, y existe la tendencia de que cuanto más alta sea la resistencia del material, más alta será la resistencia al corte. En el caso de un material de alta resistencia, si la resistencia al corte es aproximadamente un 40% mayor que la de una barra de latón de fácil corte que incluye del 1% al 4% en masa de Pb, se considera que la resistencia al corte es prácticamente buena. En la invención, la resistencia a la cizalladura del material extruido es de aproximadamente 1,2 a 1,3 veces la de C3604, un latón de fácil corte que incluye el 3% en masa de Pb. Por tanto, en la evaluación de la maquinabilidad de la invención, se aplicó un índice de maquinabilidad de aproximadamente 70 como índice de maquinabilidad convencional (valor límite). Específicamente, cuando el índice de maquinabilidad era de 80 o mayor, la maquinabilidad se evaluó como excelente (símbolo de evaluación: "@"). Cuando el índice de maquinabilidad era de 70 o mayor y menor de 80, la maquinabilidad se evaluó como buena (símbolo de evaluación: "o"). Cuando el índice de maquinabilidad era de 63 o mayor y menor de 70, la maquinabilidad se evaluó como razonable (símbolo de evaluación: "Δ"). Cuando el índice de maquinabilidad era menor de 63, la maquinabilidad se evaluó como deficiente (símbolo de evaluación: "x").

Si la resistencia de la aleación es equivalente, existe una correlación entre la forma de viruta y el índice de maquinabilidad. Cuando el índice de maquinabilidad es alto, la capacidad de rotura de virutas tiende a ser buena, y esta correlación puede expresarse numéricamente.

Cuando la trabajabilidad en frío es importante, es necesario que los resultados de evaluación con respecto a la viruta y la resistencia al corte sean al menos "razonable".

Adicionalmente, el índice de maquinabilidad de una aleación que comprende el 58,1% en masa de Cu, el 0,01% en masa de Pb y siendo el resto Zn, que es una aleación de cobre de fácil corte que tiene una alta concentración de Zn y que incluye el 0,01% en masa de Pb y aproximadamente el 50% de fase β, fue de 39, y la longitud de viruta fue más larga de 15 mm. Del mismo modo, el índice de maquinabilidad de una aleación que comprende el 55% en masa de Cu, el 0,01% en masa de Pb y siendo el resto Zn, que es una aleación de cobre de fase única β que no incluye Si y que incluye el 0,01% en masa de Pb, fue de 41, y la longitud de viruta fue más larga de 15 mm.

En el ensayo n.º T01 (aleación n.º S01), se incluyó el 0,072% en masa de P, se realizó extrusión en caliente a 590°C y estaban presentes compuestos que contienen P. El aspecto externo de las virutas generadas en el ensayo n.º T01 (aleación n.º S01) se muestra en la figura 2A. Además, en el ensayo n.º T303 (aleación n.º S71), el contenido de P fue del 0,003% en masa o menor, se realizó extrusión en caliente a 595°C y no pudo confirmarse la presencia de

compuestos que contienen P con un microscopio metalográfico o un microscopio electrónico. El aspecto externo de las virutas generadas en el ensayo n.º T303 (aleación n.º S71) se muestra en la figura 2B.

La longitud promedio de las virutas generadas en el ensayo n.º T01 (aleación n.º S01), que incluye P y en el que se observaron compuestos que contienen P, fue de 1,2 mm, y las virutas se rompieron finamente. Por otro lado, en el ensayo n.º T303 (aleación n.º S71) en el que el contenido de P fue del 0,003% en masa o menor y no se observó compuesto que contiene P, la longitud de viruta fue mayor de 15 mm y las virutas eran continuas.

<Ensayo de perforación>

Mediante el uso una máquina de perforación con un taladro según la norma JIS fabricado de acero de alta velocidad que tiene un diámetro de 3,5 mm unido, se perforaron orificios de 10 mm de profundidad en condiciones en seco a una velocidad de rotación de 1250 rpm y una tasa de alimentación de 0,17 mm/rev. Se midieron la fluctuación de tensión en una dirección circunferencial y una dirección axial durante la perforación usando un dinamómetro de herramienta AST, y se calcularon el par y el empuje durante la perforación. Se midió cada muestra cuatro veces, y se adoptó el valor promedio de las mismas. Suponiendo que el par y el empuje de C3604, una barra de latón de fácil corte disponible comercialmente que comprende el 59% en masa de Cu, el 3% en masa de Pb, el 0,2% en masa de Fe, el 0,3% en masa de Sn y siendo el resto Zn, fue de 100, se calcularon los valores relativos (índice de par, índice de empuje) del par y el empuje de la muestra para su evaluación relativa. Cuanto mayor sea el índice de maquinabilidad (índice de par, índice de empuje, índice de perforación), mejor será la maquinabilidad. En la perforación, con el fin de suprimir la influencia del desgaste sobre el taladro, se midió cada muestra cuatro veces alternando A → B → C → ... C → B → A dos veces.

Es decir, se obtuvo el índice de maquinabilidad de la siguiente manera.

Índice que representa el resultado de ensayo de perforación de la muestra (índice de perforación) = (índice de par + índice de empuje) / 2

Índice de par de la muestra = (par de C3604 / par de la muestra) × 100

Índice de empuje de la muestra = (empuje de C3604 / empuje de la muestra) × 100

Durante el tercer ensayo, se recogieron virutas. Se evaluó la maquinabilidad basándose en la forma de viruta. Problemas que se producen en el mecanizado real son el atrapamiento de las virutas alrededor de la herramienta y la aglomeración de virutas. Por tanto, con respecto a la forma de viruta, si el número promedio de vueltas por viruta era menor de uno, se evaluó como "o" (buena). Si el número promedio de vueltas por viruta era de uno o más y menor de tres, se evaluó como "Δ" (razonable), que determina que pudo realizarse perforación, aunque pudo haber algunos problemas técnicos. Si el número promedio de vueltas por viruta fue de tres o más, se evaluó como "x" (deficiente). Las virutas generadas al comienzo de la perforación se excluyeron del sujeto de la evaluación.

Si el par y el empuje de un material de alta resistencia son mayores que la resistencia al corte de una barra de latón de fácil corte que incluye del 1% al 4% en masa de Pb en aproximadamente el 40% de puntos, se considera que el material es prácticamente bueno con respecto al par y el empuje. En la invención, la maquinabilidad se evaluó mediante el índice de maquinabilidad, con el índice de maquinabilidad de aproximadamente el 70% considerado como límite (valor límite). Específicamente, cuando el índice de perforación era de 75 o mayor, la maquinabilidad se evaluó como excelente (símbolo de evaluación: "@"). Cuando el índice de perforación era de 70 o mayor y menor de 75, la maquinabilidad se evaluó como buena (símbolo de evaluación: "o"). Cuando el índice de perforación era de 65 o mayor y menor de 70, la maquinabilidad se evaluó como razonable (símbolo de evaluación: "Δ"), que determina que pudo realizarse perforación, aunque pudo haber algunos problemas prácticos. Cuando el índice de perforación era menor de 65, la maquinabilidad se evaluó como deficiente (símbolo de evaluación: "x").

La forma de viruta y el índice de par tienen una fuerte relación si la resistencia de la aleación es la misma. Cuando el índice de par es alto, la capacidad de rotura de virutas tiende a ser alta. Por tanto, la forma de viruta puede compararse numéricamente mediante el índice de par. En la aleación según la invención, la resistencia a la cizalladura, que es más o menos proporcional a la resistencia a la tracción, es de aproximadamente 1,2 a 1,3 veces la de un latón de fácil corte que incluye el 3% en masa de Pb. Puesto que la resistencia al corte tiene una fuerte relación con la resistencia a la cizalladura, es necesario tener en cuenta la resistencia del material.

Cuando la trabajabilidad en frío, que mejora cuando se deteriora la maquinabilidad, y viceversa, es importante, es necesario que los resultados de evaluación con respecto a la viruta y la resistencia al corte son al menos "razonable" (Δ).

Adicionalmente, el índice de perforación de una aleación que comprende el 58,1% en masa de Cu, el 0,01% en masa de Pb y siendo el resto Zn, que es una aleación de cobre de fácil corte que tiene una alta concentración de Zn y que incluye el 0,01% en masa de Pb y aproximadamente el 50% de fase β, fue de 49 (el índice de par fue de 46 y el índice de empuje fue de 52), y el número de vueltas por viruta fue superior a 3. Del mismo, el índice de

perforación de una aleación de cobre de fase única β que comprende el 54% en masa de Cu, el 0,01% en masa de Pb y siendo el resto Zn, que es una aleación que no incluye Si y que incluye el 0,01% en masa de Pb, fue de 61 (el índice de par fue de 53 y el índice de empuje fue de 68), y el número de vueltas por viruta fue superior a 3.

Con respecto a las herramientas especializadas para una perforación con precisión, con la reciente tendencia acelerada hacia la reducción en el tamaño de diversos dispositivos y componentes, cada vez se requiere más la perforación de orificios diminutos en tales componentes. Por ejemplo, existe una amplia gama de necesidades para herramientas tales como aquellas para perforar orificios pasantes en un molde de metal u orificios giratorios, un componente de un dispositivo relacionado con un semiconductor tal como una placa de circuito impreso o un dispositivo óptico. Se espera que cada vez se acelere más la reducción en el tamaño de diversos productos industriales tales como aparatos domésticos de información, dispositivos médicos y componentes de automóviles. En esta tendencia, los fabricantes de taladros están intentando mejorar la gama de taladros de carburo que tienen un diámetro de 0,1 mm o menos. En el pasado, la razón entre el diámetro y la profundidad de un orificio que va a perforarse se limitaba a aproximadamente 10. Sin embargo, recientemente, han surgido varios taladros que son capaces de perforar un orificio cuya razón entre su diámetro y su profundidad es de aproximadamente 100 incluso si el diámetro del orificio es de 0,5 mm o menos. En este campo se requiere un material que tenga una excelente maquinabilidad.

(Ensayo de trabajo en caliente)

Se mecanizó la barra preparada en la etapa n.º A0 que tiene un diámetro de 25,6 mm o la barra preparada en la etapa n.º C1 que tiene un diámetro de 22,0 mm hasta un diámetro de 15 mm y una longitud de 25 mm. Se mantuvo el material de ensayo a 600°C durante 20 minutos. Posteriormente, se colocó verticalmente el material de ensayo y se comprimió hasta un grosor de 5 mm usando una máquina de ensayos Amsler que tiene una capacidad de compresión en caliente de 10 toneladas equipada con un horno eléctrico a una tasa de deformación de 0,02/s y una razón de trabajo del 80%. Durante el trabajo en caliente, se mantuvo el material de ensayo a 600°C.

Se evaluó la deformabilidad en caliente basándose en si estaban presentes o no grietas visibles y si se formaba o no una corrugación grande sobre la superficie. Aunque depende de la capacidad de la instalación usada o la razón de trabajo en caliente tal como una razón de extrusión, 30 N/mm² es un valor límite de resistencia a la deformación en caliente hasta el que pueden producirse sin ningún problema barras extruidas en caliente habitualmente fabricadas. En un ensayo de trabajo en caliente realizado a 600°C, cuando no se produjo agrietamiento, no se formó una corrugación grande y la resistencia a la deformación en caliente fue de 30 N/mm² o menor, la trabajabilidad en caliente se evaluó como buena (símbolo de evaluación: "○"). Cuando cualquiera de la deformabilidad en caliente o la resistencia a la deformación en caliente no satisficieron los estándares anteriormente descritos, la trabajabilidad en caliente se evaluó como razonable (símbolo de evaluación: "Δ") con algunas reservas. Cuando ni la deformabilidad en caliente ni la resistencia a la deformación en caliente satisficieron los estándares anteriormente descritos, la trabajabilidad en caliente se evaluó como deficiente (símbolo de evaluación: "×"). Los resultados de evaluación se muestran en la tabla 32.

La extrusión en caliente o el forjado en caliente a 600°C se realiza con poca frecuencia sobre una aleación de cobre habitual. Cuando una aleación de cobre de fácil corte que incluye Pb se somete a ensayo a 600°C, se produce agrietamiento y la resistencia a la deformación en caliente supera 30 N/mm². Al realizar trabajo en caliente a una baja temperatura, pueden obtenerse una alta resistencia, un magnífico equilibrio entre la alta resistencia y el alargamiento y una excelente maquinabilidad, y puede lograrse una mejora de la precisión dimensional y un aumento en la vida útil de herramienta, lo que a su vez es respetuoso con el medioambiente.

En la aleación H, un latón con plomo para forjado, se produjo agrietamiento y la resistencia a la deformación fue alta. Cuando el valor de la expresión relacional de composición f1 fue menor de 56,5, se formó una corrugación grande. Cuando el valor de la expresión relacional de composición f1 fue mayor de 59,5, la resistencia a la deformación superó 30 N/mm².

Tabla 9

N.º de aleación	Composición de componentes (% en masa)					Impurezas (% en masa)										Expresión relacional de composición f1
	Cu	Si	P	Pb	Zn	Fe	Mn	Co	Cr	Sn	Al	Bi	Ni	Sb	Ag	
S01	62,9	1,14	0,072	0,009	Resto	0,04	0,02	0,01	0,01	0,03	0,00	0,01	0,03	0,02	0,01	57,7
S11	62,9	1,15	0,073	0,009	Resto	0,04	0,02	0,01	0,01	0,03	0,00	0,01	0,03	0,02	0,01	57,7
S12	62,9	1,14	0,071	0,009	Resto	0,19	0,07	0,01	0,01	0,03	0,00	0,01	0,03	0,02	0,01	57,7
S13	62,8	1,13	0,072	0,009	Resto	0,27	0,18	0,01	0,01	0,03	0,00	0,01	0,03	0,02	0,01	57,6
S14	62,9	1,13	0,071	0,009	Resto	0,04	0,02	0,01	0,01	0,18	0,09	0,01	0,03	0,02	0,01	57,7

ES 2 940 703 T3

S15	63,0	1,15	0,070	0,009	Resto	0,04	0,02	0,01	0,01	0,29	0,17	0,01	0,03	0,02	0,01	57,8
S16	62,9	1,14	0,069	0,009	Resto	0,04	0,02	0,01	0,01	0,03	0,00	0,01	0,03	0,02	0,01	57,7
S17	62,9	1,15	0,070	0,009	Resto	0,04	0,02	0,01	0,01	0,03	0,00	0,01	0,03	0,02	0,01	57,7

Tabla 10

N.º de aleación	Composición de componentes (% en masa)					Impurezas (% en masa)											Expresión relacional de composición f1
	Cu	Si	P	Pb	Zn	Fe	Mn	Co	Cr	Sn	Al	Bi	Ni	Se	Ag	MM	
S02	64,1	1,21	0,035	0,048	Resto	0,03	0,04	0,00	0,00	0,04	0,01	0,00	0,07	0,01	0,04	0,02	58,6
S21	63,8	1,20	0,035	0,049	Resto	0,09	0,18	0,00	0,00	0,04	0,01	0,00	0,07	0,01	0,04	0,02	58,4
S22	63,9	1,21	0,034	0,047	Resto	0,18	0,28	0,00	0,00	0,04	0,01	0,00	0,07	0,01	0,04	0,02	58,4
S23	64,0	1,21	0,036	0,047	Resto	0,03	0,04	0,00	0,00	0,11	0,18	0,00	0,07	0,01	0,04	0,02	58,5
S24	63,9	1,20	0,034	0,046	Resto	0,03	0,04	0,00	0,00	0,29	0,20	0,00	0,07	0,01	0,04	0,02	58,5
S25	63,9	1,21	0,033	0,048	Resto	0,03	0,04	0,00	0,00	0,04	0,01	0,00	0,07	0,01	0,04	0,02	58,4
S26	63,8	1,20	0,034	0,047	Resto	0,03	0,04	0,00	0,00	0,04	0,01	0,00	0,07	0,01	0,04	0,02	58,4

Nota: "MM" se refiere a metal de Misch.

Tabla 11

N.º de aleación	Composición de componentes (% en masa)					Impurezas (% en masa)										Expresión relacional de composición f1
	Cu	Si	P	Pb	Zn	Fe	Mn	Co	Cr	Sn	Al	Bi	Ni	Sb	Ag	
S51	63,2	1,22	0,021	0,025	Resto	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	57,7
S52	61,8	1,03	0,078	0,008	Resto	0,01	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	57,1
S53	64,6	1,42	0,054	0,011	Resto	0,00	0,00	0,00	0,00	0,01	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	58,1
S54	63,6	1,26	0,068	0,028	Resto	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	57,9
S55	63,8	1,10	0,019	0,055	Resto	0,01	0,00	0,00	0,00	0,11	0,00	0,00	0,06	0,00	0,00	58,9
S56	62,3	1,06	0,042	0,089	Resto	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,01	57,5
S57	64,0	1,31	0,048	0,025	Resto	0,01	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	58,1
S58	61,7	1,14	0,043	0,014	Resto	0,01	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	56,6
S59	64,9	1,26	0,053	0,026	Resto	0,01	0,00	0,00	0,00	0,01	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	59,2
S60	63,9	1,08	0,042	0,166	Resto	0,01	0,00	0,00	0,02	0,01	0,03	0,00	0,00	0,00	0,00	59,1
S61	64,2	1,19	0,066	0,074	Resto	0,01	0,00	0,06	0,00	0,00	0,05	0,00	0,00	0,02	0,00	58,8
S62	62,6	1,06	0,054	0,056	Resto	0,12	0,04	0,00	0,03	0,00	0,00	0,01	0,00	0,00	0,00	57,8
S63	63,4	1,12	0,011	0,052	Resto	0,01	0,05	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,06	0,00	0,00	58,4
S64	62,4	1,08	0,047	0,121	Resto	0,01	0,00	0,00	0,00	0,07	0,00	0,00	0,12	0,00	0,02	57,5
S65	62,3	1,05	0,055	0,005	Resto	0,00	0,00	0,03	0,00	0,03	0,11	0,01	0,00	0,02	0,05	57,5
S66	62,5	1,03	0,078	0,092	Resto	0,01	0,10	0,00	0,00	0,13	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	57,8

Tabla 12

N.º de aleación	Composición de componentes (% en masa)					Impurezas (% en masa)										Expresión relacional de composición f1
	Cu	Si	P	Pb	Zn	Fe	Mn	Co	Cr	Sn	Al	Bi	Ni	Sb	Ag	
F	59,6	1,30	0,050	0,010	Resto	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	53,7
S70	61,3	1,17	0,071	0,041	Resto	0,01	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	56,0
S71	62,5	1,05	0,001	0,016	Resto	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	57,8

ES 2 940 703 T3

S72	63,5	1,18	0,001	0,019	Resto	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	58,2
S73	65,3	1,56	0,070	0,036	Resto	0,01	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	58,2
S74	65,5	1,48	0,070	0,034	Resto	0,01	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	58,8
S75	66,4	1,65	0,068	0,015	Resto	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	59,0
S76	63,2	0,83	0,057	0,023	Resto	0,02	0,00	0,00	0,00	0,00	0,05	0,00	0,00	0,00	0,00	59,4
S77	63,7	1,05	0,033	0,001	Resto	0,01	0,00	0,00	0,00	0,06	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	58,9
S78	63,3	1,09	0,041	0,024	Resto	0,26	0,20	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	58,4
S79	63,8	1,29	0,062	0,031	Resto	0,00	0,00	0,00	0,00	0,29	0,17	0,00	0,00	0,00	0,00	57,9
S80	64,9	1,10	0,083	0,055	Resto	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	59,9
S81	64,9	1,21	0,065	0,009	Resto	0,01	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	59,4
S82	58,8	0,10	0,010	0,198	Resto	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	58,4
S83	63,9	1,04	0,012	0,015	Resto	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	59,2
S84	59,2	0,34	0,055	0,078	Resto	0,05	0,00	0,00	0,00	0,01	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	57,7
H	58,8	0,00	0,001	2,100	Resto	0,23	0,01	0,02	0,00	0,29	0,00	0,01	0,03	0,01	0,00	59,8

Tabla 13

Etapas A: Etapa de producción con la instalación usada para fabricar productos para la venta (extrusión directa)

N.º de etapa	Extrusión en caliente			Estirado en frío y corrección de rectitud	Recocido a baja temperatura			Nota
	Diámetro de material extruido (mm)	Temperatura (°C)	Velocidad de enfriamiento* (°C/min)	Razón de trabajo (%)	Temperatura (°C)	Tiempo (min)	f8	
A0	25,6	590	25	0	-	-	-	
A1	25,6	590	25	4,7	-	-	-	
A2	25,6	590	45	4,7	-	-	-	
A3	25,6	635	25	4,7	-	-	-	
AH1	25,6	680	25	4,7	-	-	-	
AH2	25,6	590	65	4,7	-	-	-	
A4	25,6	590	25	8,4	-	-	-	
A5	25,6	590	25	4,7	275	100	750	
A6	25,6	590	25	4,7	410	50	1485	
A10	45,0	575	20	-	-	-	-	A la etapa F (material de forjado)

*Velocidad de enfriamiento de desde 530°C hasta 450°C

Tabla 14

Etapas B: Etapa de producción con la instalación usada para fabricar productos para la venta (extrusión indirecta)

N.º de etapa	Extrusión en caliente			Estirado y corrección de rectitud combinados	Recocido a baja temperatura			Nota
	Diámetro de material extruido (mm)	Temperatura (°C)	Velocidad de enfriamiento* (°C/min)	Razón de trabajo (%)	Temperatura (°C)	Tiempo (min)	f8	

B1	20,0	610	38	9,5	-	-	-	
B2	20,0	610	0,2	9,5	-	-	-	
B3	20,0	580	38	9,5	-	-	-	
B4	20,0	640	38	9,5	-	-	-	
BH1	20,0	680	38	9,5	-	-	-	
BH2	20,0	580	55	9,5	-	-	-	
B5	20,0	610	38	14,4	-	-	-	
B6	20,0	610	38	9,5	310	100	1100	El recocido a baja temperatura se realizó sobre el material de B1
B7	20,0	610	38	-	-	-	-	A la etapa E

*Velocidad de enfriamiento de desde 530°C hasta 450°C

Tabla 15

5

Etapa C: Extrusión en el laboratorio

N.º de etapa	Extrusión en caliente			Trabajo en frío	Recocido a baja temperatura			Nota
	Diámetro de material extruido (mm)	Temperatura (°C)	Velocidad de enfriamiento* (°C/min)	Razón de trabajo (%)	Temperatura (°C)	Tiempo (min)	f8	
C1	22,0	595	30	0	-	-	-	Parcialmente a la etapa E
C2	22,0	635	30	0	-	-	-	
C3	22,0	595	30	0	320	60	930	El recocido a baja temperatura se realizó sobre el material de C1
CH1	22,0	675	30	0	-	-	-	
CH2	22,0	595	72	0	-	-	-	
C10	45,0	575	20	-	-	-	-	A la etapa F (material de forjado)

*Velocidad de enfriamiento de desde 530°C hasta 450°C

10

Tabla 16

Etapa D: Colada (producción de piezas coladas como material de forjado)

N.º de etapa	Diámetro (mm)	Velocidad de enfriamiento* (°C/min)
D1	45,0	40

15

*Velocidad de enfriamiento de desde 530°C hasta 450°C

Tabla 17

20

Etapa E: Laboratorio

N.º de	Material	Diámetro de	Estirado en frío 1	Recocido	Estirado en frío 2
--------	----------	-------------	--------------------	----------	--------------------

etapa	(etapa anterior)	material extruido (mm)	Diámetro de material estirado (mm)	Razón de trabajo (%)	Temperatura (°C)	Tiempo (min)	Diámetro de material estirado (mm)	Razón de trabajo (%)
E1	B7	20,0	16,7	30,3	480	60	16,0	8,2
E2	C1	22,0	18,4	30,0	450	90	17,7	7,5

Tabla 18

Etapa F: Forjado en caliente

5

N.º de etapa	Material (etapa anterior)	Forjado en caliente		Trabajo en frío	Recocido a baja temperatura			Nota
		Temperatura (°C)	Velocidad de enfriamiento* (°C/min)	Razón de trabajo (%)	Temperatura (°C)	Tiempo (min)	f8	
F1	A10, C10	660	28	0	-	-	-	
F2	A10, C10	640	28	0	-	-	-	
F3	A10, C10	615	28	0	-	-	-	
F4	A10, C10	615	28	0	290	100	900	El recocido a baja temperatura se realizó sobre el material de F3
FH1	A10, C10	685	28	0	-	-	-	
FH2	A10, C10	615	63	0	-	-	-	
F5	D1	620	28	0	-	-	-	

*Velocidad de enfriamiento de desde 530°C hasta 450°C

Tabla 19

10 Etapa R: Laminado en el laboratorio

N.º de etapa	Laminado en caliente			Laminado en frío 1		Recocido		Laminado en frío 2	
	Grosor de material laminado en caliente (mm)	Temperatura final (°C)	Velocidad de enfriamiento* (°C/min)	Grosor de material laminado en frío (mm)	Razón de trabajo (%)	Temperatura (°C)	Tiempo (min)	Grosor de material laminado en frío (mm)	Razón de trabajo (%)
R1	15,0	560	20	10,0	33,3	480	60	9,0	10,0

*Velocidad de enfriamiento de desde 530°C hasta 450°C

15

Tabla 20

N.º de ensayo	N.º de aleación	N.º de etapa	Estructura metalográfica								
			f2	f3	f4	f5	f6	f6A	Compuesto P	Forma de fase α	Concentración de Si en la fase β (% en masa)
T01	S01	A0	52	48	0	0	51	59	○	○	1,4
T02		A1	52	48	0	0	51	59	○	○	1,4
T03		A2	50	50	0	0	53	61	○	○	-
T04		A3	49	51	0	0	54	62	○	Δ	1,4
T05		AH1	46	54	0	0	58	65	○	×	-
T06		AH2	49	51	0	0	54	62	Δ	○	-

ES 2 940 703 T3

T07		A4	52	48	0	0	51	59	○	○	-
T08		A5	53	46	0,7	0,3	52	59	○	○	-
T09		A6	54	44	1,6	0,7	51	58	○	○	1,4
T10		A10	54	46	0	0	49	56	○	○	-
T11		B1	48	52	0	0	56	63	○	○	-
T12		B2	53	47	0	0	50	58	○	○	-
T13		B3	49	51	0	0	54	62	○	○	1,4
T14		B4	44	56	0	0	60	67	○	Δ	-
T15		BH1	42	58	0	0	62	69	○	×	-
T16		BH2	45	55	0	0	59	66	Δ	○	-
T17		B5	49	51	0	0	54	62	○	○	-
T18		B6	52	46	1,3	0,5	53	60	○	○	-
T21		F1	46	54	0	0	58	65	○	Δ	-
T22		F2	50	50	0	0	53	61	○	○	1,4
T23		F3	51	49	0	0	52	60	○	○	-
T24		F4	52	47	0,9	0,3	53	60	○	○	-
T25		FH1	43	57	0	0	61	68	○	×	1,3
T26		FH2	48	52	0	0	56	63	Δ	○	-
T27		F5	50	50	0	0	53	61	○	○	-
T101	S11	C1	52	48	0	0	51	59	○	○	1,4
T102	S12	C1	54	46	0	0	49	56	○	○	1,3
T103	S13	C1	58	42	0	0	45	52	○	○	-
T104	S14	C1	53	46	0,9	0,4	52	59	○	○	1,4
T105	S15	C1	58	39	3,5	1,6	47	55	○	○	-
T106	S16	E1	59	41	0	0	44	51	○	○	1,5
T107	S17	R1	57	43	0	0	46	53	○	○	1,4

Tabla 21

N.º de ensayo	N.º de aleación	N.º de etapa	Propiedad			
			Conductividad eléctrica (% según la IACS)	Resistencia a la tracción (N/mm²)	Alargamiento (%)	f7
T01	S01	A0	15,7	536	33	713
T02		A1	15,7	573	26	722
T03		A2	15,7	585	25	731
T04		A3	15,8	559	25	699
T05		AH1	15,9	535	25	669
T06		AH2	15,3	570	27	724
T07		A4	15,6	627	22	765
T08		A5	16,0	586	24	727
T09		A6	16,1	563	23	692
T10		A10	15,9	520	37	712
T11		B1	15,7	660	19	785
T12		B2	15,4	638	20	766
T13		B3	15,6	684	18	807
T14		B4	15,7	642	18	758

ES 2 940 703 T3

T15		BH1	15,9	621	19	739
T16		BH2	15,3	676	18	798
T17		B5	15,6	702	14	800
T18		B6	16,0	675	17	790
T21		F1	15,8	505	29	651
T22		F2	15,7	530	31	694
T23		F3	15,7	547	30	711
T24		F4	15,9	534	27	678
T25		FH1	15,8	496	27	630
T26		FH2	15,4	540	32	713
T27		F5	15,6	528	29	681
T101	S11	C1	15,8	532	34	713
T102	S12	C1	15,4	533	31	698
T103	S13	C1	15,2	538	25	673
T104	S14	C1	15,5	527	28	675
T105	S15	C1	15,6	490	18	578
T106	S16	E1	15,6	602	21	728
T107	S17	R1	15,5	-	-	-

Tabla 22

N.º de ensayo	N.º de aleación	N.º de etapa	Torno		Taladro			
			Virutas	Tres componentes de fuerza	Virutas	Índice de par	Índice de empuje	Índice de perforación
T01	S01	A0	○	87	○	75	76	76
T02		A1	○	86	○	76	75	76
T03		A2	○	86	○	75	75	75
T04		A3	○	84	○	73	76	75
T05		AH1	○	83	○	72	74	73
T06		AH2	△	80	△	70	75	73
T07		A4	○	85	○	77	73	75
T08		A5	○	88	○	79	71	75
T09		A6	○	85	○	78	71	75
T10		A10	○	85	○	73	76	75
T11		B1	○	87	○	76	73	75
T12		B2	○	85	○	73	75	74
T13		B3	○	88	○	77	72	75
T14		B4	○	85	○	75	74	75
T15		BH1	○	84	○	73	74	74
T16		BH2	○	82	○	73	75	74
T17		B5	○	87	○	78	71	75
T18		B6	○	86	○	80	71	76
T21		F1	○	84	○	74	77	76
T22		F2	○	86	○	75	77	76
T23		F3	○	88	○	76	75	76
T24		F4	○	87	○	78	74	76

ES 2 940 703 T3

T25		FH1	○	83	○	73	77	75
T26		FH2	○	82	Δ	71	76	74
T27		F5	○	86	○	74	78	76
T101	S11	C1	○	86	○	75	75	75
T102	S12	C1	○	84	○	73	74	74
T103	S13	C1	Δ	75	Δ	67	71	69
T104	S14	C1	○	85	○	75	72	74
T105	S15	C1	Δ	77	○	73	64	69
T106	S16	E1	○	82	○	72	74	73
T107	S17	R1	-	-	○	71	77	74

Tabla 23

N.º de ensayo	N.º de aleación	N.º de etapa	Estructura metalográfica								
			f2	f3	f4	f5	f6	f6A	Compuesto P	Forma de fase α	Concentración de Si en la fase β (% en masa)
T31	S02	A0	63	37	0	0	41	51	○	○	-
T32		A1	64	36	0	0	40	50	○	○	-
T33		A2	62	38	0	0	42	52	○	○	-
T34		A3	60	40	0	0	44	54	○	○	-
T35		AH1	56	44	0	0	48	59	○	×	-
T36		AH2	59	41	0	0	45	56	×	○	-
T37		A4	62	38	0	0	42	52	○	○	-
T38		A5	66	32	1,9	1,1	39	50	○	○	-
T39		A6	67	29	3,4	2,1	37	48	○	○	1,5
T40		A10	64	36	0	0	40	50	○	○	-
T41		F1	57	43	0	0	47	58	○	○	-
T42		F2	59	41	0	0	45	56	○	○	1,5
T43		F3	61	39	0	0	43	53	○	○	-
T44		F4	63	34	2,4	1,3	42	53	○	○	-
T45		FH1	55	45	0	0	50	60	○	×	-
T46		FH2	58	42	0	0	46	57	Δ	○	-
T47		F5	60	40	0	0	44	54	○	○	-
T111	S21	C1	64	36	0	0	39	50	○	○	1,5
T112	S22	C1	69	31	0	0	34	44	○	○	-
T113	S23	C1	64	35	0,9	0,5	41	52	○	○	1,5
T114	S24	C1	69	26	4,1	2,8	35	45	○	○	-
T115	S25	E1	69	31	0	0	34	44	○	○	1,6
T116	S26	R1	67	33	0	0	36	46	○	○	-

Tabla 24

N.º de ensayo	N.º de aleación	N.º de etapa	Propiedad			
			Conductividad eléctrica (% según la IACS)	Resistencia a la tracción (N/mm²)	Alargamiento (%)	f7
T31	S02	A0	15,1	516	36	702
T32		A1	15,0	557	30	724

ES 2 940 703 T3

T33		A2	15,2	563	29	726
T34		A3	15,2	551	28	705
T35		AH1	15,3	535	28	685
T36		AH2	15,0	567	29	731
T37		A4	15,2	602	21	728
T38		A5	15,5	571	24	708
T39		A6	15,4	566	21	685
T40		A10	15,1	505	39	702
T41		F1	15,3	500	33	665
T42		F2	15,2	522	35	705
T43		F3	15,2	536	34	718
T44		F4	15,3	530	25	663
T45		FH1	15,2	482	33	641
T46		FH2	15,1	541	35	730
T47		F5	15,4	523	32	690
T111	S21	C1	14,9	512	36	696
T112	S22	C1	14,6	508	29	655
T113	S23	C1	15,1	500	35	675
T114	S24	C1	14,9	468	20	562
T115	S25	E1	15,1	585	22	714
T116	S26	R1	15,0	-	-	-

Tabla 25

N.º de ensayo	N.º de aleación	N.º de etapa	Torno		Taladro			
			Virutas	Tres componentes de fuerza	Virutas	Índice de par	Índice de empuje	Índice de perforación
T31	S02	A0	○	83	○	74	75	75
T32		A1	○	84	○	75	74	75
T33		A2	○	83	○	73	73	73
T34		A3	○	82	○	71	74	73
T35		AH1	○	80	Δ	70	73	72
T36		AH2	Δ	77	×	69	73	71
T37		A4	○	82	○	74	73	74
T38		A5	○	83	○	75	70	73
T39		A6	○	80	○	74	68	71
T40		A10	○	81	○	73	74	74
T41		F1	○	83	○	72	75	74
T42		F2	○	85	○	75	76	76
T43		F3	○	85	○	76	77	77
T44		F4	○	84	○	77	71	74
T45		FH1	○	82	○	71	74	73
T46		FH2	Δ	80	Δ	70	76	73
T47		F5	○	83	○	72	77	75
T111	S21	C1	○	82	○	71	73	72
T112	S22	C1	×	70	Δ	65	70	68

ES 2 940 703 T3

T113	S23	C1	○	83	○	75	70	73
T114	S24	C1	×	71	Δ	72	65	69
T115	S25	E1	○	77	○	69	72	71
T116	S26	R1	-	-	○	70	73	72

Tabla 26

N.º de ensayo	N.º de aleación	N.º de etapa	Estructura metalográfica								
			f2	f3	f4	f5	f6	f6A	Compuesto P	Forma de fase α	Concentración de Si en la fase β (% en masa)
T201	S51	C1	53	47	0	0	52	60	○	○	1,5
T202		C3	54	43	2,8	1,2	53	60	○	○	1,5
T203		F2	50	50	0	0	55	63	○	○	-
T204		F3	52	48	0	0	53	61	○	○	-
T205	S52	C1	39	61	0	0	62	69	○	○	1,2
T206	S53	C1	72	23	4,8	3,8	34	41	○	○	-
T207		C3	76	15	8,2	9,8	26	34	○	○	-
T208		F3	69	28	2,9	1,9	38	46	○	○	1,7
T209	S54	C1	56	44	0	0	49	59	○	○	-
T210		C2	53	47	0	0	53	63	○	○	-
T211		CH1	51	49	0	0	55	65	○	×	-
T212		F2	52	48	0	0	54	64	○	○	-
T213		F3	55	45	0	0	51	60	○	○	1,5
T214	S55	C1	66	34	0	0	36	46	○	○	-
T215		C2	64	36	0	0	38	48	○	○	-
T216		CH2	62	38	0	0	40	50	×	○	-
T217		E2	70	30	0	0	31	42	○	○	1,5
T218		F1	62	38	0	0	40	50	○	○	-
T219		F2	64	36	0	0	38	48	○	○	1,4
T220		FH2	61	39	0	0	41	51	×	○	-
T221	S56	C1	46	54	0	0	56	69	○	○	1,3
T222		F5	44	56	0	0	58	71	○	○	1,3
T223	S57	C1	61	38	0,8	0,4	46	55	○	○	1,6
T224	S58	C1	26	74	0	0	79	86	○	Δ	1,3
T225	S59	C1	77	21	1,8	1,5	28	37	○	○	-
T226		C3	83	11	5,6	9,2	19	29	○	○	-
T227	S60	C1	70	30	0	0	31	49	○	○	1,3
T228	S61	C1	64	36	0	0	39	53	○	○	1,5
T229	S62	C1	50	50	0	0	51	63	○	○	1,3
T230	S63	C1	61	39	0	0	41	51	Δ	○	1,4
T231		F2	61	39	0	0	41	51	Δ	○	-
T232		FH2	58	42	0	0	43	53	×	○	-
T233	S64	C1	46	54	0	0	56	72	○	○	1,3
T234	S65	C1	46	54	0	0	55	61	○	○	1,3
T235	S66	C1	52	48	0	0	49	64	○	○	1,3

ES 2 940 703 T3

Tabla 27

N.º de ensayo	N.º de aleación	N.º de etapa	Propiedad			
			Conductividad eléctrica (% según la IACS)	Resistencia a la tracción (N/mm ²)	Alargamiento (%)	f7
T201	S51	C1	15,4	542	33	721
T202		C3	15,6	518	26	653
T203		F2	15,5	535	30	696
T204		F3	15,4	554	30	720
T205	S52	C1	16,6	563	24	698
T206	S53	C1	13,6	539	23	663
T207		C3	13,8	506	17	592
T208		F3	13,6	545	26	687
T209	S54	C1	15,2	539	35	728
T210		C2	15,2	526	35	710
T211		CH1	15,3	487	36	662
T212		F2	15,2	530	32	700
T213		F3	15,2	549	31	719
T214	S55	C1	15,6	507	39	705
T215		C2	15,7	490	38	676
T216		CH2	15,9	500	40	700
T217		E2	15,5	592	24	734
T218		F1	15,9	498	37	682
T219		F2	15,6	511	36	695
T220		FH2	16,1	518	36	704
T221	S56	C1	16,5	547	28	700
T222		F5	16,6	538	26	678
T223	S57	C1	14,4	545	28	698
T224	S58	C1	16,6	583	20	700
T225	S59	C1	14,8	517	27	657
T226		C3	15,2	496	21	600
T227	S60	C1	16,0	498	40	697
T228	S61	C1	15,1	498	38	687
T229	S62	C1	16,3	533	29	688
T230	S63	C1	15,9	514	38	709
T231		F2	15,9	518	37	710
T232		FH2	15,8	522	37	715
T233	S64	C1	16,3	545	28	698
T234	S65	C1	16,6	547	29	706
T235	S66	C1	16,7	532	31	697

Tabla 28

N.º de ensayo	N.º de aleación	N.º de etapa	Torno		Taladro			
			Virutas	Tres componentes de fuerza	Virutas	Índice de par	Índice de empuje	Índice de perforación
T201	S51	C1	○	84	○	74	75	75

T202		C3	○	85	○	77	71	74
T203		F2	○	84	○	73	75	74
T204		F3	○	87	○	76	76	76
T205	S52	C1	○	86	○	76	75	76
T206	S53	C1	○	79	○	74	69	72
T207		C3	Δ	72	○	71	65	68
T208		F3	○	83	○	75	72	74
T209	S54	C1	○	87	○	76	75	76
T210		C2	○	86	○	73	75	74
T211		CH1	○	83	○	71	74	73
T212		F2	○	87	○	74	76	75
T213		F3	○	87	○	76	77	77
T214	S55	C1	○	81	○	73	74	74
T215		C2	○	80	○	71	75	73
T216		CH2	×	72	Δ	68	72	70
T217		E2	Δ	76	○	69	74	72
T218		F1	○	81	○	71	76	74
T219		F2	○	82	○	73	75	74
T220		FH2	×	73	Δ	69	73	71
T221	S56	C1	○	90	○	78	76	77
T222		F5	○	89	○	77	76	77
T223	S57	C1	○	87	○	76	73	75
T224	S58	C1	○	90	○	76	78	77
T225	S59	C1	Δ	75	○	72	68	70
T226		C3	×	71	Δ	68	64	66
T227	S60	C1	○	83	○	74	75	75
T228	S61	C1	○	85	○	74	76	75
T229	S62	C1	○	88	○	76	75	76
T230	S63	C1	Δ	76	Δ	70	74	72
T231		F2	Δ	77	○	71	74	73
T232		FH2	×	71	×	67	73	70
T233	S64	C1	○	91	○	78	78	78
T234	S65	C1	○	87	○	74	75	75
T235	S66	C1	○	89	○	76	78	77

Tabla 29

N.º de ensayo	N.º de aleación	N.º de etapa	Estructura metalográfica								
			f2	f3	f4	f5	f6	f6A	Compuesto P	Forma de fase α	Concentración de Si en la fase β (% en masa)
T301	F	C1	0	100	0	0	-	-	○	-	-
T302	S70	C1	17	83	0	0	90	101	○	×	-
T303	S71	C1	55	45	0	0	46	51	×	○	-
T304		C3	57	43	0,5	0,2	46	51	×	○	-
T305		F2	52	48	0	0	49	54	×	○	-

ES 2 940 703 T3

T306		F4	56	44	0,5	0,2	47	52	×	○	-
T307	S72	C1	60	40	0	0	43	49	×	○	-
T308		C3	63	35	1,8	0,9	42	47	×	○	-
T309	S73	C1	70	19	10,8	10,2	34	44	○	○	-
T310	S74	C1	74	17	8,8	9,3	30	40	○	○	-
T311	S75	C1	78	9	12,7	25,4	22	30	○	○	-
T312	S76	C1	77	23	0	0	21	30	○	○	-
T313	S77	C1	71	29	0	0	30	34	○	○	-
T314	S78	C1	68	32	0	0	33	42	○	○	-
T315	S79	C1	68	27	4,8	3,2	37	47	○	○	-
T316	S80	C1	83	16	0,3	0,3	18	31	○	○	-
T317	S81	C1	81	17	1,8	1,9	23	30	○	○	-
T318	S82	C1	57	43	0	0	14	31	-	-	0,1
T319	S83	C1	75	25	0	0	25	31	Δ	○	-
T320	S84	C1	53	47	0	0	27	41	○	○	0,4
T321	H	C1	-	-	-	-	-	-	-	-	-

Tabla 30

N.º de ensayo	N.º de aleación	N.º de etapa	Propiedad			
			Conductividad eléctrica (% según la IACS)	Resistencia a la tracción (N/mm²)	Alargamiento (%)	f7
T301	F	C1	16,9	-	-	-
T302	S70	C1	16,9	570	15	656
T303	S71	C1	17,1	522	36	710
T304		C3	16,9	527	35	711
T305		F2	17,1	530	36	721
T306		F4	16,9	536	34	718
T307	S72	C1	15,7	518	33	689
T308		C3	15,7	511	26	644
T309	S73	C1	12,8	519	14	592
T310	S74	C1	13,2	508	15	584
T311	S75	C1	12,0	467	12	523
T312	S76	C1	17,9	452	38	624
T313	S77	C1	16,1	474	39	659
T314	S78	C1	15,9	500	31	655
T315	S79	C1	14,5	490	16	568
T316	S80	C1	15,6	455	39	632
T317	S81	C1	15,9	498	28	637
T318	S82	C1	-	416	42	591
T319	S83	C1	15,9	478	38	660
T320	S84	C1	23,1	450	32	594
T321	H	C1	-	-	-	-

Tabla 31

N.º de	N.º de	N.º de	Torno	Taladro
--------	--------	--------	-------	---------

ES 2 940 703 T3

ensayo	aleación	etapa	Virutas	Tres componentes de fuerza	Virutas	Índice de par	Índice de empuje	Índice de perforación
T301	F	C1	○	93	○	74	77	76
T302	S70	C1	○	92	○	75	77	76
T303	S71	C1	×	69	×	67	74	71
T304		C3	×	68	△	69	71	70
T305		F2	×	69	×	68	74	71
T306		F4	×	70	△	70	70	70
T307	S72	C1	△	73	×	67	73	70
T308		C3	×	70	△	68	71	70
T309	S73	C1	△	73	○	74	66	70
T310	S74	C1	△	72	○	73	68	71
T311	S75	C1	×	58	×	61	57	59
T312	S76	C1	×	69	△	66	69	68
T313	S77	C1	×	70	△	68	71	70
T314	S78	C1	×	70	×	64	71	68
T315	S79	C1	×	73	△	74	65	70
T316	S80	C1	×	64	×	66	68	67
T317	S81	C1	×	69	△	69	66	68
T318	S82	C1	×	52	×	55	61	58
T319	S83	C1	×	68	×	67	71	69
T320	S84	C1	×	61	×	63	68	66
T321	H	C1	-	-	-	-	-	-

Tabla 32

N.º de ensayo	N.º de aleación	N.º de etapa	Trabajabilidad en caliente
T01	S01	A0	○
T102	S12	C1	○
T104	S14	C1	○
T31	S02	A0	○
T111	S21	C1	○
T113	S23	C1	○
T201	S51	C1	○
T205	S52	C1	○
T206	S53	C1	○
T209	S54	C1	○
T214	S55	C1	○
T221	S56	C1	○
T223	S57	C1	○
T224	S58	C1	○
T225	S59	C1	○
T227	S60	C1	○
T228	S61	C1	○
T229	S62	C1	○

T230	S63	C1	○
T233	S64	C1	○
T234	S65	C1	○
T301	F	C1	Δ
T302	S70	C1	Δ
T303	S71	C1	○
T307	S72	C1	○
T309	S73	C1	○
T310	S74	C1	○
T311	S75	C1	○
T312	S76	C1	○
T313	S77	C1	○
T316	S80	C1	Δ
T320	S84	C1	○
T321	H	C1	×

A partir de los resultados de medición anteriormente descritos, se obtuvieron los siguientes hallazgos.

- 1) Al satisfacer la composición según la invención, la expresión relacional de composición f1, los requisitos con respecto a la estructura metalográfica, las expresiones relacionales de estructura metalográfica f2 a f6 y la expresión relacional de estructura metalográfica y de composición f6A, puede obtenerse una excelente maquinabilidad incluso si el contenido de Pb es pequeño, y puede obtenerse un material extruido en caliente, un material forjado en caliente o un material laminado en caliente que presenta una buena trabajabilidad en caliente a aproximadamente 600°C, una alta conductividad eléctrica del 13% según la IACS o mayor, una alta resistencia, una buena ductilidad y un magnífico equilibrio entre la resistencia y la ductilidad (expresión relacional de característica f7) (aleaciones n.ºs S01, S02, S11, S12, S14, S16, S17, S21, S23, S25 y S51 a S66).
- 2) Al incluir P en un exceso del 0,003% en masa y al hacer que estén presentes compuestos que contienen P en la fase β , se mejoró la capacidad de rotura de virutas y se redujo la resistencia al corte. Cuando el contenido de P era del 0,02% en masa o mayor, se mejoró adicionalmente la maquinabilidad. Incluso cuando la cantidad de fase γ era del 0%, pudo mantenerse una excelente maquinabilidad (por ejemplo, aleaciones n.ºs S01 y S02).
- 3) Cuando el contenido de Cu era bajo, aumentó la cantidad de fase β y disminuyó el alargamiento. Cuando el contenido de Cu era alto, disminuyó la cantidad de fase β , aumentó la cantidad de fase γ , disminuyó el valor de alargamiento, se deterioró el equilibrio entre la resistencia y la ductilidad, y la maquinabilidad no era buena (aleaciones n.ºs S70, S73 y S74).
- 4) Cuando el contenido de Si era bajo, se deterioró la maquinabilidad. Cuando el contenido de Si era alto, aumentó la cantidad de fase γ , disminuyó el valor de alargamiento, se deterioró el equilibrio entre la resistencia y la ductilidad, la conductividad eléctrica era baja y la maquinabilidad no era buena (aleaciones n.ºs S73, S75, S76 y S84).
- 5) Cuando el contenido de Si en la fase β estaba en el intervalo del 1,2% en masa o mayor y el 1,7% en masa o menor, se obtuvo una excelente maquinabilidad (aleaciones n.ºs S01, S02, S56 y S57).
- 6) Cuando el contenido de P era del 0,003% en masa o menor, se deterioró la capacidad de rotura de virutas y aumentó la resistencia al corte tanto en el torneado como en la perforación (aleaciones n.ºs S71 y S72). Cuando el contenido de P era de aproximadamente el 0,01% en masa, no pudieron observarse compuestos que contienen P con un microscopio metalográfico, pero sí pudieron observarse con un microscopio electrónico. Cuando el contenido de P era de aproximadamente el 0,02% en masa o mayor, comenzarse a observarse compuestos que contienen P con un microscopio metalográfico a un aumento de 500 veces o 1000 veces, y se mejoró adicionalmente la maquinabilidad (aleaciones n.ºs S63, S51 y S55). Cuando no pudieron observarse compuestos que contienen P con un microscopio electrónico, pero sí pudieron observarse con un microscopio metalográfico, se redujo ligeramente el efecto de los compuestos que contienen P sobre la maquinabilidad (por ejemplo, aleaciones n.ºs S63 y S72). Cuando se realizó ataque químico, incluso si las condiciones de ataque químico eran las mismas, si el contenido de P en la estructura metalográfica era mayor de aproximadamente el 0,01% en masa al 0,02% en masa, los límites entre la fase α y la fase β se volvieron claros. Se supone que este fenómeno está relacionado con la solubilización en forma de sólidos del P en la fase β , ya sea que esté presente o no algún compuesto que contiene P, y la forma de los compuestos que contienen P que están presentes.

- 7) Cuando el contenido de Pb era menor del 0,003% en masa, la maquinabilidad era deficiente (aleación n.º S77). Cuando el contenido de Pb era del 0,005% en masa o mayor, se mejoró la maquinabilidad, y cuando era del 0,01% en masa o mayor, se mejoró adicionalmente la maquinabilidad. Cuando el contenido de Pb era mayor del 0,05% en masa, se mejoró aún más la maquinabilidad (aleaciones n.ºs S60, S65 y S66). Incluso cuando el contenido de Pb era de aproximadamente el 0,2% en masa y la cantidad de fase β era grande, si el contenido de Si era bajo, el efecto del Pb sobre la maquinabilidad era pequeño y la maquinabilidad de la aleación era deficiente (aleación n.º S82).
- 8) Se verificó que, incluso si se incluyen impurezas inevitables en una cantidad realmente incluida en una aleación fabricada comercialmente, no existe ninguna influencia significativa sobre las propiedades (aleaciones n.ºs S01, S02 y S11). Se supone que cuando está contenido Fe, Mn, Co o Cr en una cantidad que supera el intervalo preferible de impurezas inevitables, se forman compuestos intermetálicos que comprenden Fe, Mn o similares y Si o P. Como resultado, se supone que se deterioró la maquinabilidad debido a la presencia de compuestos que comprenden Fe o similares y Si, y una disminución en la concentración de Si que estaba actuando eficazmente. Además, se supone que la composición de compuestos que contienen P puede haber cambiado (aleaciones n.ºs S12, S13, S21, S22 y S78). Cuando estaban contenidos Sn y Al en una cantidad que superaba el intervalo preferible de impurezas inevitables, disminuyó el valor de alargamiento debido a un aumento en la cantidad de fase γ , y se deterioró la maquinabilidad. Se supone que la fase γ o la fase β incluye una gran cantidad de Sn o Al, y las características de la fase γ o la fase β que tiene una pequeña cantidad de impurezas inevitables pueden haber cambiado (aleaciones n.ºs S14, S15, S23, S24 y S79).
- 9) Cuando la expresión relacional de composición f1 era baja, disminuyó el valor de alargamiento. Cuando la expresión relacional de composición f1 era alta, se deterioró la maquinabilidad. Cuando la expresión relacional de composición f1 era mayor de 59,5 o menor de 56,5, la trabajabilidad en caliente, la maquinabilidad y/o las características mecánicas no alcanzaron los respectivos valores objetivo (aleaciones n.ºs S70 y S80). Cuando el valor de la expresión relacional de composición f1 era 57,0 o mayor, se mejoró adicionalmente el valor de alargamiento. Cuando el valor de la expresión relacional de composición f1 era 57,5 o mayor, se mejoró adicionalmente el valor de alargamiento. Por otro lado, cuando el valor de la expresión relacional de composición f1 era 59,0 o menor, se mejoró adicionalmente la maquinabilidad. Cuando el valor de la expresión relacional de composición f1 era 58,5 o menor, se mejoró aún más la maquinabilidad (por ejemplo, aleaciones n.ºs S01 y S02).
- 10) Cuando la razón de área de fase β era menor de 15%, aunque se satisfacían la composición y la expresión relacional de composición f1, no se obtuvo una excelente maquinabilidad. Cuando la razón de área de fase β era mayor del 80%, el valor de alargamiento era bajo (aleaciones n.ºs S70, S75 y S59).
- Cuando la proporción de fase β era del 70% o mayor, la resistencia al corte era sustancialmente la misma que la de una aleación de fase única β que incluía el 1,3% en masa de Si y el 0,05% en masa de P en la que estaban presentes compuestos que contienen P (aleaciones F, S58 y S70). Cuando la proporción de fase β era de aproximadamente el 40% o el 50% o mayor o cuando la expresión relacional de estructura metalográfica f6 era aproximadamente 45 o mayor y la expresión relacional de estructura metalográfica y de composición f6A era aproximadamente 55 o mayor, se mantuvo la maquinabilidad de la aleación de fase única β o la aleación F (por ejemplo, aleaciones n.ºs S54, S56, S64 y S65).
- 11) Incluso cuando la razón de área de fase γ era del 0%, al hacer que estuviera presente una cantidad apropiada de fase β , se obtuvieron una maquinabilidad y características mecánicas excelentes (por ejemplo, aleaciones n.ºs S01 y S02).
- 12) Cuando la razón de área de fase γ era del 8% o mayor, disminuyó el valor de alargamiento. Cuando la cantidad de fase γ era apropiada, se mejoró el índice de par. Cuando la expresión relacional de estructura metalográfica f5 = $18 \times (\gamma) / (\beta) \geq 9$, el valor de alargamiento y maquinabilidad eran bajos. Cuando la expresión relacional de estructura metalográfica f5 = $18 \times (\gamma) / (\beta) < 2$, la disminución en la ductilidad era pequeña y se mejoraron el rendimiento del volteo y el par (aleaciones n.ºs S73 y S74, aleación n.º S01 y etapas n.ºs A5 y A6).
- 13) Incluso cuando se satisfacían los requisitos con respecto a la composición y la estructura metalográfica, representados por f2 a f4 y f6, si la expresión relacional de estructura metalográfica y de composición f6A era baja, la maquinabilidad era deficiente (aleaciones n.ºs S81 y S83). Cuando f6A era 44 o mayor, se mejoró adicionalmente la maquinabilidad. Cuando f6A era aproximadamente 55 o mayor, se mejoró incluso más la maquinabilidad (por ejemplo, aleaciones n.ºs S51, S57, S62 y S66).
- 14) Cuando la proporción de granos de cristal de fase α granulares (lado más largo/lado más corto ≤ 4) era del 75% o mayor, se mejoraron adicionalmente la resistencia y la maquinabilidad. Se supone que, cuando el tamaño promedio de granos de cristal de fase α era de 30 μm o menos y los granos de cristal de fase α eran finos y granulares, la fase α funcionaba como material de amortiguación, los límites de fases entre la fase α y la fase β funcionaban como fuentes de concentración de estrés durante el mecanizado y se mejoró la capacidad de rotura de

virutas. Incluso cuando la proporción de granos de cristal de fase α granulares era menor del 50%, se obtuvieron la maquinabilidad y las características mecánicas seleccionadas como objetivo (por ejemplo, aleaciones n.^{os} S01, S51 a S66 y etapas n.^{os} A1 a A3 y AH1).

15) Cuando se satisfacían la composición según la invención y la expresión relacional de composición f1, la trabajabilidad en caliente a 600°C era excelente y pudieron realizarse extrusión en caliente, forjado en caliente y laminado en caliente a aproximadamente 600°C. Cuando la temperatura de trabajo en caliente era de 675°C o mayor, la proporción de fase α granular era menor del 50% (por ejemplo, aleaciones n.^{os} S01 y S02). Además, incluso cuando se usó una pieza colada como material de forjado, la forjabilidad en caliente a 620°C era excelente y la maquinabilidad y las características mecánicas también eran excelentes (etapa n.^o F5).

16) Cuando la temperatura de extrusión en caliente era mayor de aproximadamente 650°C, disminuyó la resistencia a la tracción y se deterioró ligeramente la maquinabilidad. Cuando se realizó extrusión a aproximadamente 625°C o menos, se mejoraron las características mecánicas y la maquinabilidad.

Cuando la temperatura de forjado durante el forjado en caliente era mayor de aproximadamente 675°C, disminuyó la resistencia a la tracción y se deterioró ligeramente la maquinabilidad. Cuando se realizó forjado a aproximadamente 650°C o menos o aproximadamente 625°C o menos, se mejoraron las características mecánicas y la maquinabilidad.

17) Cuando se satisfacían la composición y las expresiones relacionales f1 a f6A, la resistencia a la tracción de un material extruido en caliente o un producto forjado que no se sometió a trabajo en frío era alta, a 470 N/mm² o mayor. Cuando la composición y los valores de las expresiones relacionales estaban dentro de los intervalos preferibles, la resistencia a la tracción superó 500 N/mm². Además, la expresión relacional de característica f7 = $S \times (100 + E) / 100$ que indica el equilibrio entre la resistencia y la ductilidad era 600 o mayor. Cuando la composición y los valores de las expresiones relacionales estaban en los intervalos preferibles, la expresión relacional de característica f7 era alta, siendo 640 o mayor o 670 o mayor. Cuando la forma de fase α y las condiciones de producción se desviaban de los intervalos preferibles, disminuyeron la resistencia a la tracción y la expresión relacional de característica f7, pero la resistencia a la tracción era de 470 N/mm² o mayor y f7 era 600 o mayor (aleaciones n.^{os} S01, S02 y S51 a S66 y las respectivas etapas).

18) Si se satisfacían la composición y las expresiones relacionales f1 a f6A, cuando la razón de trabajo en frío durante el trabajo en frío estaba representada por el % de [R], la resistencia a la tracción fue en todos los casos $(470 + 8 \times [R])$ N/mm² o mayor, más específicamente, $(500 + 8 \times [R])$ N/mm² o mayor, y el alargamiento E (%) fue en todos los casos $(0,02 \times [R]^2 - 1,15 \times [R] + 18)\%$ o mayor, más específicamente, en todos los casos $(0,02 \times [R]^2 - 1,2 \times [R] + 20)\%$ o mayor (etapas n.^{os} A1 a A6, B1 a B6, E1 y E2).

19) Aunque depende del contenido de P, la velocidad de enfriamiento promedio de aproximadamente 50°C/min en un intervalo de temperaturas de desde 530°C hasta 450°C en el procedimiento de enfriamiento después de la extrusión en caliente o el forjado en caliente era un valor límite en el que se observaba o no algún compuesto que contiene P en la estructura metalográfica a un aumento de 500 veces o se observaba o no algún compuesto que contiene P con un microscopio electrónico (aleaciones n.^{os} S01, S02 y S51 a S66 sujetas a sus respectivas etapas). Cuando se observaban compuestos que contienen P con un microscopio metalográfico, la maquinabilidad era excelente. Cuando la velocidad de enfriamiento promedio en un intervalo de temperaturas de desde 530°C hasta 450°C era de 0,2°C/min, se supone que disminuyó ligeramente la resistencia y disminuyó ligeramente la maquinabilidad debido a la disminución en la cantidad de fase β y al agrandamiento de los compuestos que contienen P. Sin embargo, tanto la resistencia como la maquinabilidad estaban a altos niveles (etapa n.^o B2).

20) Cuando no se observaban compuestos que contienen P con un microscopio metalográfico, pero sí se observaban con un microscopio electrónico independientemente de la velocidad de enfriamiento y el contenido de P, la maquinabilidad era mayor que cuando no se observaban compuestos que contienen P, logrando el objetivo de las realizaciones. Sin embargo, el grado de mejora de la maquinabilidad era menor que cuando se observaban compuestos que contienen P con un microscopio metalográfico (etapas n.^{os} A1 y AH2, etapas n.^{os} F3 y FH2, por ejemplo, aleación n.^o S63).

21) Se halló que una barra preparada al realizar recocido a baja temperatura sobre un material trabajado en caliente en las condiciones de modo que la expresión condicional de recocido f8 era de 750 a 1485 era bastante recta con una flexión de 0,1 mm o menos para una longitud de un metro (aleaciones n.^{os} S01 y S02 y etapas n.^{os} A5, A6 y B6). Una aleación en la que apareció fase γ precipitada al realizar recocido a baja temperatura. En una aleación en la que la cantidad de fase γ era de aproximadamente el 1%, se mejoraron el rendimiento del volteo y el par (por ejemplo, aleaciones n.^{os} S01 y S02).

Tal como se describió anteriormente, las aleaciones según la invención en las que los contenidos de los respectivos elementos aditivos, las expresiones relacionales de composición y las respectivas expresiones relacionales de estructura metalográfica están en los intervalos apropiados presentan una excelente trabajabilidad en caliente (en

extrusión en caliente, forjado en caliente y laminado en caliente), y su maquinabilidad y sus características mecánicas también son buenas. Las excelentes propiedades en las aleaciones según la invención pueden obtenerse al ajustar las condiciones de producción en la extrusión en caliente, el forjado en caliente y el laminado en caliente, así como las condiciones de tratamiento térmico, de tal manera que estén dentro de los intervalos apropiados.

Aplicabilidad industrial

Las aleaciones de cobre de fácil corte según la invención presentan una maquinabilidad y una trabajabilidad en caliente excelentes, una alta resistencia y un excelente equilibrio entre la resistencia y el alargamiento, aunque la cantidad de Pb contenida es pequeña. Por tanto, las aleaciones de cobre de fácil corte según la invención son adecuadas para componentes de automóviles, componentes de aparatos eléctricos y electrónicos, componentes mecánicos, artículos de papelería, juguetes, componentes deslizantes, componentes de instrumentos de medición, componentes mecánicos de precisión, componentes médicos, dispositivos y componentes relacionados con bebidas, dispositivos y componentes para drenaje de agua, componentes de tuberías industriales y componentes relacionados con líquido o gas tal como agua potable, agua industrial, agua de drenaje o hidrógeno.

Específicamente, las aleaciones de cobre de fácil corte según la invención pueden aplicarse de manera adecuada como material que constituye los elementos usados en los campos anteriormente mencionados que reciben los nombres incluyendo válvula, junta, llave, grifo, engranaje, eje, cojinete, árbol, manguito, husillo, sensor, perno, tuerca, tuerca abocinada, punta de bolígrafo, tuerca de inserción, tuerca de sombrerete, racor, espaciador y tornillo.

REIVINDICACIONES

1. Aleación de cobre de fácil corte que comprende:

más del 61,0% en masa y menos del 65,0% en masa de Cu;

más del 1,0% en masa y menos del 1,5% en masa de Si;

más del o igual al 0,003% en masa y menos del 0,20% en masa de Pb; y

más del 0,003% en masa y menos del 0,19% en masa de P,

siendo el resto Zn e impurezas inevitables,

en la que, entre las impurezas inevitables, el contenido total de Fe, Mn, Co y Cr es menor del 0,40% en masa y el contenido total de Sn y Al es menor del 0,40% en masa,

cuando el contenido de Cu está representado por el % en masa de [Cu], el contenido de Si está representado por el % en masa de [Si], el contenido de Pb está representado por el % en masa de [Pb] y el contenido de P está representado por el % en masa de [P], una relación de

$$56,5 \leq f1 = [Cu] - 4,5 \times [Si] + 0,5 \times [Pb] - [P] \leq 59,5$$

se satisface,

en las fases constituyentes de una estructura metalográfica que excluye inclusiones no metálicas, cuando la razón de área de fase α está representada por el % de (α), la razón de área de fase γ está representada por el % de (γ) y la razón de área de fase β está representada por el % de (β), las relaciones de

$$20 \leq (\alpha) \leq 80,$$

$$15 \leq (\beta) \leq 80,$$

$$0 \leq (\gamma) < 8,$$

$$18 \times (\gamma) / (\beta) < 9,$$

$$20 \leq (\gamma)^{1/2} \times 3 + (\beta) \times ([Si])^{1/2} \leq 88, y$$

$$33 \leq (\gamma)^{1/2} \times 3 + (\beta) \times ([Si])^{1/2} + ([Pb])^{1/2} \times 35 + ([P])^{1/2} \times 15$$

se satisfacen, y

un compuesto que contiene P está presente en la fase β .

2. Aleación de cobre de fácil corte según la reivindicación 1,

en la que el contenido de Cu es mayor del o igual al 61,7% en masa y menor del o igual al 64,3% en masa,

el contenido de Si es mayor del o igual al 1,02% en masa y menor del o igual al 1,35% en masa,

el contenido de Pb es mayor del o igual al 0,005% en masa y menor del o igual al 0,10% en masa,

el contenido de P es mayor del o igual al 0,02% en masa y menor del o igual al 0,14% en masa,

el contenido total de Fe, Mn, Co y Cr es menor del o igual al 0,30% en masa,

el contenido total de Sn y Al es menor del o igual al 0,30% en masa, y

las relaciones de

$$57,0 \leq f1 \leq 59,0,$$

$$30 \leq (\alpha) \leq 75,$$

$$25 \leq (\beta) \leq 70,$$

$$0 \leq (\gamma) < 4,$$

$$18 \times (\gamma) / (\beta) < 2,$$

$$30 \leq (\gamma)^{1/2} \times 3 + (\beta) \times ([Si])^{1/2} \leq 77, \text{ y}$$

$$44 \leq (\gamma)^{1/2} \times 3 + (\beta) \times ([Si])^{1/2} + ([Pb])^{1/2} \times 35 + ([P])^{1/2} \times 15$$

se satisfacen.

3. Aleación de cobre de fácil corte según la reivindicación 1 ó 2,

en la que la proporción de granos de cristal de fase α granulares que tienen una relación de aspecto (lado más largo/lado más corto) de menos de o igual a 4 es mayor del o igual al 50%.

4. Aleación de cobre de fácil corte según una cualquiera de las reivindicaciones 1 a 3,

en la que el contenido de Si en la fase β es mayor del o igual al 1,2% en masa y menor del o igual al 1,9% en masa.

5. Aleación de cobre de fácil corte según una cualquiera de las reivindicaciones 1 a 4,

en la que la conductividad eléctrica es mayor del o igual al 13% según la IACS,

cuando la resistencia a la tracción está representada por S en N/mm² y el alargamiento está representado por E en %, una expresión relacional $S \times (100 + E) / 100$ que indica un equilibrio entre la resistencia y el alargamiento es mayor de o igual a 600, y

la resistencia a la tracción y el alargamiento se miden según la norma JIS Z 2241 tal como se define en la descripción.

6. Aleación de cobre de fácil corte según una cualquiera de las reivindicaciones 1 a 5, que se usa para un componente de automóviles, un componente de aparatos eléctricos o electrónicos, un componente mecánico, un artículo de papelería, un juguete, un componente deslizando, un componente de instrumentos de medición, un componente mecánico de precisión, un componente médico, un dispositivo o componente relacionado con bebidas, un dispositivo o componente para drenaje de agua, o un componente de tuberías industriales.

7. Método para producir la aleación de cobre de fácil corte según una cualquiera de las reivindicaciones 1 a 6, comprendiendo el método:

una o más etapas de trabajo en caliente,

en el que, en la etapa de trabajo en caliente final entre las etapas de trabajo en caliente, la temperatura de trabajo en caliente es mayor de 540°C y menor de 675°C, y la velocidad de enfriamiento promedio en un intervalo de temperaturas de desde 530°C hasta 450°C después del trabajo en caliente es mayor de o igual a 0,1°C/min y menor de o igual a 50°C/min.

8. Método para producir una aleación de cobre de fácil corte según la reivindicación 7, que comprende además una o más etapas seleccionadas de una etapa de trabajo en frío, una etapa de corrección de rectitud y una etapa de recocido.

9. Método para producir una aleación de cobre de fácil corte según la reivindicación 7 u 8, que comprende además una etapa de recocido a baja temperatura que se realiza después de la etapa final entre la etapa de trabajo en caliente, la etapa de trabajo en frío, la etapa de corrección de rectitud y la etapa de recocido,

en el que, en la etapa de recocido a baja temperatura, la temperatura de mantenimiento es mayor de o igual a 250°C y menor de o igual a 430°C, y el tiempo de mantenimiento es más largo de o igual a 10 minutos y más corto de o igual a 200 minutos.

FIG. 1A

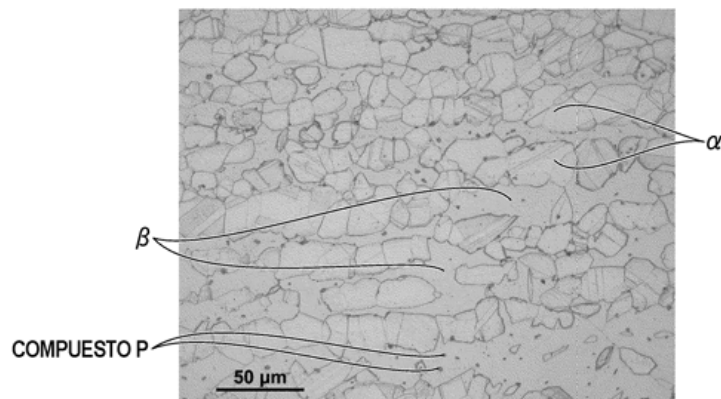


FIG. 1B

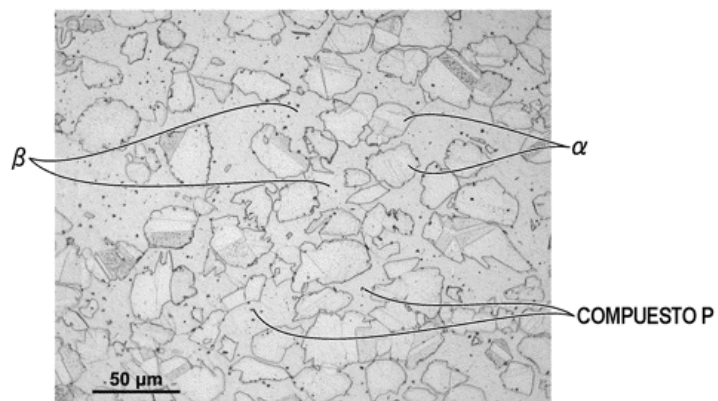


FIG. 1C

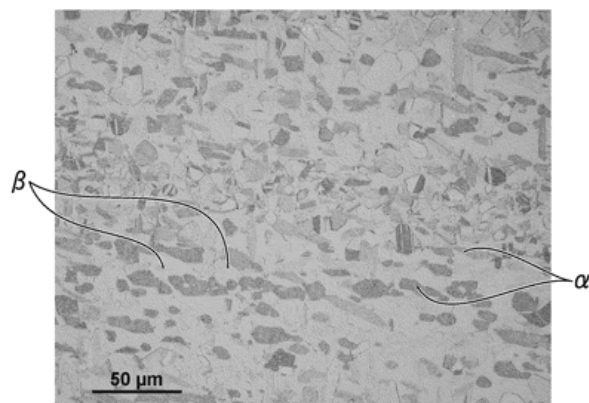


FIG. 2A

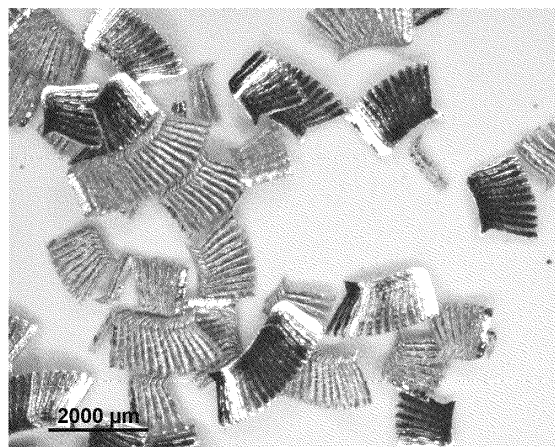


FIG. 2B

