(19) OFICINA ESPAÑOLA DE PATENTES Y MARCAS

ESPAÑA

(11) Número de publicación: **2 653 863**

(51) Int. Cl.:

C22C 9/04 (2006.01)
B23K 1/19 (2006.01)
B23K 101/12 (2006.01)

(12) TRADUCCIÓN DE PATENTE EUROPEA T3

(86) Fecha de presentación y número de la solicitud internacional: **24.10.2011 PCT/JP2011/074389**

(87) Fecha y número de publicación internacional: **03.05.2012 WO12057055**

(96) Fecha de presentación y número de la solicitud europea: **24.10.2011 E 11836189 (8)**

(97) Fecha y número de publicación de la concesión europea: **11.10.2017 EP 2634275**

(54) Título: **Aleación de cobre resistente a la presión y resistente a la corrosión, estructura sometida a soldadura fuerte, y procedimiento de fabricación de la estructura sometida a soldadura fuerte**

(30) Prioridad:

25.10.2010 JP 2010238311

(45) Fecha de publicación y mención en BOPI de la traducción de la patente:
09.02.2018

(73) Titular/es:

MITSUBISHI SHINDOH CO., LTD. (100.0%)
3-4-1, Marunouchi, Chiyoda-ku
Tokyo, JP

(72) Inventor/es:

OISHI, KEIICHIRO

(74) Agente/Representante:

FÚSTER OLAGUIBEL, Gustavo Nicolás

ES 2 653 863 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 resistente a la presión y resistente a la corrosión, estructura sometida a soldadura fuerte, y procedimiento de fabricación de la estructura sometida a soldadura fuerte

[Campo técnico]

La presente invención se refiere a una aleación de cobre resistente a la presión y resistente a la corrosión sometida a soldadura fuerte con otro material, a una estructura sometida a soldadura fuerte que tiene una aleación de cobre resistente a la presión y resistente a la corrosión, y a un procedimiento de fabricación de una estructura sometida a soldadura fuerte, y particularmente a una aleación de cobre resistente a la presión y resistente a la corrosión que tiene alta resistencia a la presión y excelente resistencia a la corrosión, y similares.

[Antecedentes de la técnica]

Los ejemplos de recipientes, dispositivos y piezas para instalaciones de gas a alta presión, instalaciones de acondicionamiento de aire, equipos de suministro de agua fría y caliente, y similares incluyen una variedad de válvulas incluyendo una válvula de alta presión, una variedad de juntas, recipientes hidráulicos tales como una variedad de válvulas, juntas y cilindros, boquillas, rociadores, cierres de grifos de agua, y similares, y una aleación de cobre usada para lo anterior se une con una tubería de cobre, una variedad de piezas, y similares. Puesto que se aplica una alta presión a la parte de junta, se emplea soldadura fuerte como procedimiento de unión desde el punto de vista de la fiabilidad. La soldadura fuerte produce una alta resistencia de la junta y una alta fiabilidad, pero el punto de fusión de una soldadura fuerte es alto, aproximadamente de 700 °C a 830 °C, y por tanto una aleación de cobre que va a someterse a soldadura fuerte también se calienta, en consecuencia, hasta la temperatura del punto de fusión de la soldadura fuerte o más. Sin embargo, puesto que una aleación de cobre usada para las piezas anteriores tiene generalmente un punto de fusión de aproximadamente 850 °C a 950 °C, existe el problema de que la resistencia del material de una aleación de cobre sometida a soldadura fuerte disminuye significativamente, y se degrada la resistencia a la corrosión.

La aleación de cobre anterior es un material forjado en caliente cortado, un material de varilla extruido cortado o un material cortado de un metal colado y una varilla colada de manera continua. Los ejemplos del material forjado en caliente o el material de varilla extruido incluyen una varilla de latón forjada C3771 que se basa principalmente en las normas JIS H 3250 y es excelente en cuanto a la forjabilidad en caliente (composición típica: 59Cu-2Pb-resto: Zn), un latón de fácil mecanización C3604 que es excelente en el trabajo de corte (composición típica: 59Cu-3Pb-resto: Zn), un material de aleación de cobre obtenido sustituyendo Pb en los materiales anteriores por Bi debido a una demanda reciente de retirar Pb, y latón forjado resistente a la corrosión por descincado o latón de fácil mecanización resistente a la corrosión por descincado en los que la concentración de cobre se aumenta hasta del 61 % en masa al 63 % en masa con el fin de obtener excelente resistencia al descincado.

Mientras tanto, los ejemplos del metal colado incluyen CAC406 (85Cu-5Sn-5Zn-5Pb) que es un metal colado basado en las normas JIS H 5120 o JIS H 5121 o una colada forjada de manera continua y una aleación de Cu-Sn-Zn-Pb que es excelente en cuanto a la resistencia a la corrosión, una aleación de Cu-Sn-Zn-Bi obtenida sustituyendo Pb en la aleación anterior por Bi, metal colado de latón CAC202 (67Cu-1Pb-resto: Zn) que es excelente en cuanto a la capacidad de colada en molde, CAC203 (60Cu-1Pb-resto: Zn), y similares.

Sin embargo, cuando la aleación de cobre anterior se somete a soldadura fuerte, puesto que se calienta la aleación de cobre hasta una alta temperatura de aproximadamente 800 °C o aproximadamente 750 °C, o al menos 700 °C o más, existe el problema de que disminuye la resistencia del material. Particularmente, en una aleación de Cu-Zn que contiene Pb, Bi, Sn, y similares, cuando la concentración de Cu supera un 64 % en masa, se engrosan los granos de cristal de tal manera que la resistencia mecánica disminuye significativamente. Además, la aleación CAC406 tiene una alta concentración de Cu, ha tenido el problema de una baja resistencia mecánica, y, además, tiene el problema de que la resistencia mecánica disminuye adicionalmente. Mientras tanto, cuando se calienta una aleación que tiene un 63 % en masa o menos de Cu, particularmente una aleación de Cu-Zn-Pb o Cu-Zn-Bi, hasta una temperatura de 700 °C o más, particularmente 800 °C o más, aumenta la fracción de una fase β, y aparece un problema con la resistencia a la corrosión. Además, en un caso en el que la concentración de Cu es baja, puesto que aumenta la fracción de la fase β, disminuyen características de impacto o ductilidad.

Los ejemplos generales de un material para soldadura fuerte usado para la unión de una aleación de cobre tal como una válvula y una tubería de cobre o similar incluyen un material de aportación para soldadura fuerte de bronce al fósforo de la norma JIS Z 3264 y una soldadura de plata de la norma JIS Z 3261. Entre los anteriores, un material de aportación para soldadura fuerte de bronce al fósforo de BCuP-2 (composición típica: un 7 % de P- un 93 % de Cu) se usa con la mayor frecuencia, y un material de aportación para soldadura fuerte de bronce al fósforo de BCuP-3 (composición típica: un 6,5 % de P- un 5 % de Ag- un 88,5 % de Cu) y una soldadura de plata de Bag-6 (composición típica: un 50 % de Ag- un 34 % de Cu- un 16 % de Zn) también se usan con frecuencia. Los puntos de fusión (temperatura de *solidus*-temperatura de *liquidus*) del metal de aportación para soldadura fuertes son de 710 °C a 795 °C, de 645 °C a 815 °C y de 690 °C a 775 °C respectivamente, y se notifica que las temperaturas de

soldadura fuerte son de 735 °C a 845 °C, de 720 °C a 815 °C y de 775 °C a 870 °C respectivamente en las normas JIS. Por tanto, aunque dependiendo también de la clase del metal de aportación para soldadura fuerte y la forma, el grosor y tamaño de la aleación de cobre, la aleación de cobre tal como una válvula se calienta hasta al menos 700 °C o más, aproximadamente 800 °C a lo largo de varios segundos a varios minutos, y las partes no calentadas directamente también alcanzan un estado de alta temperatura. Cuando se calienta la aleación de cobre hasta al menos 700 °C o más, aproximadamente 800 °C, aparece el problema anterior referente a la resistencia a la presión o resistencia a la corrosión. Además, como procedimiento de soldadura fuerte, existe un procedimiento en el que se coloca un metal de aportación para soldadura fuerte en una parte de junta, y se hace pasar a través de un horno calentado hasta aproximadamente 800 °C, realizando de ese modo una soldadura fuerte continua. En este caso, toda la aleación de cobre tal como una válvula se calienta hasta 800 °C, y se enfría.

Además, aunque no relativo a las características después de la soldadura fuerte, como técnica que disminuye la fase β que degrada la resistencia a la corrosión, se conoce (por ejemplo, remítase a la publicación de solicitud de patente japonesa sin examinar n.º 2008-214760) una técnica en la que se extruye en caliente una aleación de cobre de fácil mecanización con Bi añadido que se compone de un 60,0 % en masa a un 62,5 % de Cu, de un 0,4 % en masa a un 2,0 % en masa de Bi y de un 0,01 % en masa a un 0,05 % en masa de P siendo el resto de Zn, luego se enfría lentamente de modo que la temperatura de superficie del material extruido pasa a ser de 180 °C o menor, luego se lleva a cabo un tratamiento térmico a, por ejemplo, de 350 °C a 550 °C durante de 1 hora a 8 horas de modo que disminuya la fase β y se forme una estructura metálica en la que las proximidades de la fase β están rodeadas por una fase α, asegurando de ese modo una resistencia a la corrosión favorable. Cuando se trabaja la aleación de cobre a una alta temperatura, puesto que aumenta la cantidad de la fase β, se asegura la resistencia a la corrosión añadiendo un proceso de enfriamiento lento después del trabajo en caliente tal como se describió anteriormente, y, además, un proceso de tratamiento térmico después del enfriamiento.

Sin embargo, en la soldadura fuerte, tal enfriamiento lento o un tratamiento térmico después del enfriamiento conduce indudablemente a un aumento de los costes, y existe el problema de que el tratamiento térmico es difícil en la práctica.

[Documento de patente 1]

Publicación de solicitud de patente japonesa sin examinar n.º 2008-214760

Se da a conocer una composición solidificada en estado fundido de aleación de cobre para piezas solidificadas en estado fundido formadas mediante soldadura, pulverización térmica o fusión en el documento EP 1930453 A1.

[Divulgación de la invención]

La invención se ha realizado con el fin de resolver los problemas anteriores de la técnica relacionada, y un objeto de la invención es proporcionar una aleación de cobre resistente a la presión y resistente a la corrosión sometida a soldadura fuerte con otro material que tiene alta resistencia a la presión y excelente resistencia a la corrosión.

Con el fin de resolver los problemas anteriores, los presentes inventores estudiaron las composiciones y estructuras metálicas de aleaciones de cobre. Como resultado, se halló que pueden obtenerse una alta resistencia a la presión y excelente resistencia a la corrosión fijando las fracciones de área de las fases respectivas en la estructura metálica dentro de un intervalo predeterminado en una aleación de cobre que tiene una composición predeterminada.

Específicamente, se halló que pueden obtenerse una alta resistencia a la presión y excelente resistencia a la corrosión en un caso en el que una aleación de cobre tiene una composición de aleación que contiene de un 73,0 % en masa a un 79,5 % en masa de Cu y de un 2,5 % en masa a un 4,0 % en masa de Si, componiéndose el resto de Zn e impurezas inevitables, el contenido de % en masa de Cu [Cu] y el contenido de % en masa de Si [Si] tienen una relación de $62{,}0 \leq [Cu] - 3{,}6x[Si] \leq 67{,}5$, y la estructura metálica en la parte sometida a soldadura fuerte de la aleación de cobre incluye al menos una fase κ en una matriz de fase α, y la fracción de área de la fase α, % de "α", la fracción de área de una fase β, % de "β", la fracción de área de una fase γ, % de "γ", la fracción de área de la fase κ, % de "κ" y la fracción de área de una fase μ, % de "μ", satisfacen $30 \leq$ "α" ≤ 84, $15 \leq$ "κ" ≤ 68 , "α" + "κ" ≥ 92, $0{,}2 \leq$ "κ"/"α" ≤ 2, $\beta \leq 3$, $\mu \leq 5$, $\beta + \mu \leq 6$, $0 \leq$ "γ" ≤ 7, y $0 \leq$ "β" + "μ" + "γ" ≤ 8. Además, la parte sometida a soldadura fuerte se refiere a una parte calentada hasta 700 °C o más durante la soldadura fuerte.

La invención se ha completado basándose en el hallazgo anterior de los inventores. Es decir, con el fin de resolver los problemas anteriores, la invención proporciona una aleación de cobre resistente a la presión y resistente a la corrosión sometida a soldadura fuerte con otro material que tiene una composición de aleación que contiene del 73,0 % en masa al 79,5 % en masa de Cu y del 2,5 % en masa al 4,0 % en masa de Si, componiéndose el resto de Zn e impurezas inevitables, en la que el contenido de % en masa de Cu [Cu] y el contenido de % en masa de Si [Si] tienen una relación de $62{,}0 \leq [Cu] - 3{,}6x[Si] \leq 67{,}5$, la estructura metálica en la parte sometida a soldadura fuerte de la aleación de cobre incluye al menos una fase κ en una matriz de fase α, y la fracción de área de la fase α, % de "α", la fracción de área de una fase β, % de "β", la fracción de área de una fase γ, % de "γ", la fracción de área de la

fase κ, % de "κ" y la fracción de área de una fase μ, % de "μ", satisfacen 30 ≤ "α" ≤ 84, 15 ≤ "κ" ≤ 68, "α" + "κ" ≥ 92, 0,2 ≤ "κ"/"α" ≤ 2, β ≤ 3, μ ≤ 5, (β + μ ≤ 6, 0 ≤ "γ" ≤ 7, y 0 ≤ "β" + "μ" + "γ" ≤ 8.

La aleación de cobre resistente a la presión y resistente a la corrosión sometida a soldadura fuerte con otro material puede tener una alta resistencia a la presión y excelente resistencia a la corrosión.

Preferentemente, la aleación de cobre contiene además al menos uno de un 0,015 % en masa a un 0,2 % en masa de P, de un 0,015 % en masa a un 0,2 % en masa de Sb, de un 0,015 % en masa a un 0,15 % en masa de As, de un 0,03 % en masa a un 1,0 % en masa de Sn y de un 0,03 % en masa a un 1,5 % en masa de Al, y el contenido de % en masa de Cu [Cu], el contenido de % en masa de Si [Si], el contenido de % en masa de P [P], el contenido de % en masa de Sb [Sb], el contenido de % en masa de As [As], el contenido de % en masa de Sn [Sn] y el contenido de % en masa de Al [Al] satisfacen 62,0 ≤ [Cu] - 3,6 × [Si] - 3 × [P] - 0,3 × [Sb] + 0,5 × [As] - 1 × [Sn] - 1,9 × [Al] ≤ 67,5.

Puesto que la aleación de cobre tiene al menos uno de P, Sb, As, Sn y Al, la resistencia a la corrosión pasa a ser más favorable.

Preferentemente, la aleación de cobre contiene además al menos uno de un 0,015 % en masa a un 0,2 % en masa de P, de un 0,015 % en masa a un 0,2 % en masa de Sb, de un 0,015 % en masa a un 0,15 % en masa de As y al menos uno de un 0,3 % en masa a un 1,0 % en masa de Sn y de un 0,45 % en masa a un 1,2 % en masa de Al, y el contenido de % en masa de Cu [Cu], el contenido de % en masa de Si [Si], el contenido de % en masa de P [P], el contenido de % en masa de Sb [Sb], el contenido de % en masa de As [As], el contenido de % en masa de Sn [Sn] y el contenido de % en masa de Al [Al] satisfacen 63,5 ≤ [Cu] - 3,6 × [Si] - 3 × [P] - 0,3 × [Sb] + 0,5 × [As] - 1 × [Sn] - 1,9x [Al] ≤ 67,5.

Puesto que la aleación de cobre contiene un 0,3 % en masa o más de Sn o un 0,45 % en masa o más de Al, la resistencia a la erosión y a la corrosión pasa a ser favorable.

Preferentemente, la aleación de cobre contiene además al menos uno de un 0,003 % en masa a un 0,25 % en masa de Pb y de un 0,003 % en masa a un 0,30 % en masa de Bi, y el contenido de % en masa de Cu [Cu], el contenido de % en masa de Si [Si], el contenido de % en masa de P [P], el contenido de % en masa de Sb [Sb], el contenido de % en masa de As [As], el contenido de % en masa de Sn [Sn], el contenido de % en masa de Al [Al], el contenido de % en masa de Pb [Pb] y el contenido de % en masa de Bi [Bi] satisfacen 62,0 ≤ [Cu] - 3,6 × [Si] - 3 × [P] - 0,3 × [Sb] + 0,5 × [As] - 1 × [Sn] - 1,9 × [Al] + 0,5 × [Pb] + 0,5 × [Bi] ≤ 67,5.

Puesto que la aleación de cobre incluye al menos uno de Pb y Bi, la trabajabilidad pasa a ser favorable.

Preferentemente, la aleación de cobre contiene además al menos uno de un 0,05 % en masa a un 2,0 % en masa de Mn, de un 0,05 % en masa a un 2,0 % en masa de Ni, de un 0,003 % en masa a un 0,3 % en masa de Ti, de un 0,001 % en masa a un 0,1 % en masa de B y de un 0,0005 % en masa a un 0,03 % en masa de Zr, y el contenido de % en masa de Cu [Cu], el contenido de % en masa de Si [Si], el contenido de % en masa de P [P], el contenido de % en masa de Sb [Sb], el contenido de % en masa de As [As], el contenido de % en masa de Sn [Sn], el contenido de % en masa de Al [Al], el contenido de % en masa de Pb [Pb], el contenido de % en masa de Bi [Bi], el contenido de % en masa de Mn [Mn], el contenido de % en masa de Ni [Ni], el contenido de % en masa de Ti [Ti], el contenido de % en masa de B [B] y el contenido de % en masa de Zr [Zr] satisfacen 62,0 ≤ [Cu] - 3,6 × [Si] - 3 × [P] - 0,3 × [Sb] + 0,5 × [As] - 1 × [Sn] - 1,9 × [Al] + 0,5 × [Pb] + 0,5 × [Bi] + 2 × [Mn] + 1,7 × [Ni] + 1 × [Ti] + 2 × [B] + 2 × [Zr] ≤ 67,5.

Puesto que la aleación de cobre contiene al menos uno de Mn, Ni, Ti, B, y Zr, la resistencia mecánica mejora adicionalmente.

Preferentemente, la aleación de cobre tiene una resistencia del material de 400 N/mm^2 o más en cuanto a la resistencia a la tracción o de 150 N/mm^2 o más en cuanto al límite aparente de elasticidad.

Puesto que la aleación de cobre tiene una alta resistencia del material, es posible reducir los costes a través de una disminución del grosor y similares.

La invención proporciona una estructura sometida a soldadura fuerte que tiene cualquiera de las aleaciones de cobre resistentes a la presión y resistentes a la corrosión anteriores, otro material sometido a soldadura fuerte con la aleación de cobre y un metal de aportación para soldadura fuerte que somete a soldadura fuerte la aleación de cobre y el otro material. Además, se hace referencia a un artículo integrado de la aleación de cobre sometida a soldadura fuerte, el otro material y el metal de aportación para soldadura fuerte como estructura sometida a soldadura fuerte.

Puesto que la resistencia mecánica de la aleación de cobre es alta, aumenta la resistencia a la presión de la estructura sometida a soldadura fuerte.

Además, los inventores estudiaron procedimientos de soldadura fuerte. En aleaciones de Cu-Zn de la técnica relacionada o el documento de patente 1, se disminuyó la fase β llevando la aleación de cobre a un estado de alta temperatura a través de soldadura fuerte o similar y luego enfriando lentamente la aleación de cobre, o realizando un tratamiento térmico durante un largo periodo de tiempo a una temperatura menor que la temperatura de soldadura fuerte; sin embargo, como resultado de los estudios de este tiempo, se halló que, en la aleación de cobre de acuerdo con la invención que tiene la composición anterior, cuando la velocidad de enfriamiento después de la soldadura fuerte se fija dentro de un intervalo predeterminado, la estructura metálica en la parte sometida a soldadura fuerte incluye al menos la fase κ en la matriz de fase α, y la fracción de área de la fase α, % de "α", la fracción de área de la fase β, % de "β", la fracción de área de la fase γ, % de "γ", la fracción de área de la fase κ, % de "κ" y la fracción de área de la fase μ, % de "μ", satisfacen 30 ≤ "α" ≤ 84, 15 ≤ "κ" ≤ 68, "α" + "κ" ≥ 92, 0,2 ≤ "κ"/"α" ≤ 2, β ≤ 3, μ ≤ 5, β + μ ≤ 6, 0 ≤ "γ" ≤ 7 y 0 ≤ "β" + "μ" + "γ" ≤ 8 incluso sin el tratamiento térmico especial anterior.

Es decir, la invención proporciona un procedimiento de fabricación de la estructura sometida a soldadura fuerte, en el que, en un estado en el que el metal de aportación para soldadura fuerte se interpone entre la aleación de cobre y el otro material, la parte sometida a soldadura fuerte de la aleación de cobre, la parte sometida a soldadura fuerte del otro material y el metal de aportación para soldadura fuerte se calientan hasta al menos 700 °C o más de modo que se sometan a soldadura fuerte, y la parte sometida a soldadura fuerte de la aleación de cobre se enfría a una velocidad de enfriamiento promedio de 0,1 °C/segundo a 60 °C/segundo en un intervalo de temperatura de desde la temperatura del material cuando finaliza la soldadura fuerte hasta 300 °C, o desde 700 °C hasta 300 °C.

Las fracciones de área de las fases respectivas tales como la fase α y la fase β en la estructura metálica pasan a estar dentro de los intervalos anteriores, y pueden obtenerse una alta resistencia a la presión y excelente resistencia a la corrosión.

Además, la invención proporciona un procedimiento de fabricación de la estructura sometida a soldadura fuerte, en el que, en un estado en el que el metal de aportación para soldadura fuerte se interpone entre la aleación de cobre y el otro material, la parte sometida a soldadura fuerte de la aleación de cobre, la parte sometida a soldadura fuerte del otro material y el metal de aportación para soldadura fuerte se calientan hasta al menos 750 °C o más de modo que se sometan a soldadura fuerte, y la parte sometida a soldadura fuerte de la aleación de cobre se enfría a una velocidad de enfriamiento promedio de 1,5 °C/segundo a 40 °C/segundo en un intervalo de temperatura de desde la temperatura del material cuando finaliza la soldadura fuerte hasta 300 °C, o desde 700 °C hasta 300 °C.

Las fracciones de área de las fases respectivas tales como la fase α y la fase β en la estructura metálica pasan a estar dentro de los intervalos anteriores, y pueden obtenerse una alta resistencia a la presión y excelente resistencia a la corrosión.

[Efectos de la invención]

De acuerdo con la presente invención, en una aleación de cobre resistente a la presión y resistente a la corrosión sometida a soldadura fuerte con otro material, pueden obtenerse una alta resistencia a la presión y excelente resistencia a la corrosión.

[Breve descripción de los dibujos]

Las figuras 1A a 1D son fotografías de la estructura metálicas de aleaciones de cobre de acuerdo con los modos de realización de la invención.

[Mejor modo de llevar a cabo la invención]

Se describirá una aleación de cobre de acuerdo con el modo de realización de la invención.

Como la aleación de cobre de acuerdo con la invención, se proponen las aleaciones de la invención primera a cuarta. Con el fin de indicar una composición de aleación, en la presente memoria descriptiva, un símbolo de elemento entre paréntesis [ ] tal como [Cu] representa el contenido (% en masa) del elemento correspondiente. Además, en la memoria descriptiva, se propone una pluralidad de fórmulas de cálculo usando el procedimiento de indicación del contenido; sin embargo, en las fórmulas de cálculo, se considera que los elementos que no están incluidos son cero en los cálculos.

Además, un símbolo que muestra una estructura metálica entre comillas " " tal como "α" representa la fracción de área (%) de la estructura metálica correspondiente.

Además, las aleaciones de la invención primera a cuarta se denominan colectivamente las aleaciones de la invención.

La primera aleación de la invención tiene una composición de aleación que contiene de un 73,0 % en masa a un

79,5 % en masa de Cu y de un 2,5 % en masa a un 4,0 % en masa de Si, componiéndose el resto de Zn e impurezas inevitables, en la que el contenido de % en masa de Cu [Cu] y el contenido de % en masa de Si [Si] tienen una relación de $62,0 \leq [Cu] - 3,6 \times [Si] \leq 67,5$.

La segunda aleación de la invención tiene los mismos intervalos de composición de Cu y Si que para la primera aleación de la invención, y contiene además al menos uno de un 0,015 % en masa a un 0,2 % en masa de P, de un 0,015 % en masa a un 0,2 % en masa de Sb, de un 0,015 % en masa a un 0,15 % en masa de As, de un 0,03 % en masa a un 1,0 % en masa de Sn y de un 0,03 % en masa a un 1,5 % en masa de Al, en la que el contenido de % en masa de Cu [Cu], el contenido de % en masa de Si [Si], el contenido de % en masa de P [P], el contenido de % en masa de Sb [Sb], el contenido de % en masa de As [As], el contenido de % en masa de Sn [Sn] y el contenido de % en masa de Al [Al] satisfacen $62,0 \leq [Cu] - 3,6 \times [Si] – 3 \times [P] - 0,3 \times [Sb] + 0,5 \times [As] - 1 \times [Sn] - 1,9 \times [Al] \leq 67,5$.

La tercera aleación de la invención tiene los mismos intervalos de composición de Cu, Si, P, Sb, As, Sn y Al que para las aleaciones de la invención primera o segunda, y contiene además al menos uno de un 0,003 % en masa a un 0,25 % en masa de Pb y de un 0,003 % en masa a un 0,30 % en masa de Bi, en la que el contenido de % en masa de Cu [Cu], el contenido de % en masa de Si [Si], el contenido de % en masa de P [P], el contenido de % en masa de Sb [Sb], el contenido de % en masa de As [As], el contenido de % en masa de Sn [Sn], el contenido de % en masa de Al [Al], el contenido de % en masa de Pb [Pb] y el contenido de % en masa de Bi [Bi] satisfacen $62,0 \leq [Cu] - 3,6 \times [Si] - 3 \times [P] - 0,3 \times [Sb] + 0,5 \times [As] - 1 \times [Sn] - 1,9 \times [Al] + 0,5 \times [Pb] + 0,5 \times [Bi] \leq 67,5$.

La cuarta aleación de la invención tiene los mismos intervalos de composición de Cu, Si, P, Sb, As, Sn, Al, Pb, y Bi que para las aleaciones de la invención primera, segunda o tercera, y contiene además al menos uno de un 0,05 % en masa a un 2,0 % en masa de Mn, de un 0,05 % en masa a un 2,0 % en masa de Ni, de un 0,003 % en masa a un 0,3 % en masa de Ti, de un 0,001 % en masa a un 0,1 % en masa de B y de un 0,0005 % en masa a un 0,03 % en masa de Zr, en la que el contenido de % en masa de Cu [Cu], el contenido de % en masa de Si [Si], el contenido de % en masa de P [P], el contenido de % en masa de Sb [Sb], el contenido de % en masa de As [As], el contenido de % en masa de Sn [Sn], el contenido de % en masa de Al [Al], el contenido de % en masa de Pb [Pb], el contenido de % en masa de Bi [Bi], el contenido de % en masa de Mn [Mn], el contenido de % en masa de Ni [Ni], el contenido de % en masa de Ti [Ti], el contenido de % en masa de B [B] y el contenido de % en masa de Zr [Zr] satisfacen $62,0 \leq [Cu,] - 3,6 \times [Si] - 3 \times [P] - 0,3 \times [Sb] + 0,5 \times [As] - 1 \times [Sn] - 1,9 \times [Al] + 0,5 \times [Pb] + 0,5 \times [Bi] + 2 \times [Mn] + 1,7 \times [Ni] + 1x [Ti] + 2 \times [B] + 2 \times [Zr] \leq 67,5$.

A continuación, se describirán los motivos por los que se añaden los elementos respectivos.

Cu es un elemento mayoritario que compone la aleación de la presente invención, y también tiene una relación con Si. En una aleación de cobre después de la soldadura fuerte, es necesario que el contenido de Cu sea de un 73,0 % en masa o más, sea más preferentemente de un 73,5 % en masa o más, y sea de manera óptima de un 74,0 % en masa o más con el fin de impedir o suprimir la aparición en un grado mínimo de una fase de β que tiene una influencia sobre la resistencia a la corrosión, suprimir la precipitación de una fase γ hasta una cantidad necesaria y tener una excelente resistencia a la presión, características de impacto y ductilidad después de la soldadura fuerte. Por otro lado, aunque la relación con Si pueden tener un efecto, incluso cuando se incluye Cu a más de un 79,5 % en masa, la resistencia a la corrosión de una aleación de cobre sometida a soldadura fuerte pasa a saturarse, a la inversa, aparece un problema con la resistencia a la presión, y, además, aparecen problemas con la capacidad de colada, forjabilidad y trabajabilidad cuando se forma una aleación de cobre no sometida a soldadura fuerte. El valor del límite superior más preferente es de un 79,0 % en masa.

Si es un elemento mayoritario que compone la aleación de la invención junto con Cu y Zn. Cuando el contenido de Si es de menos de un 2,5 % en masa, en una aleación de cobre sometida a soldadura fuerte, el endurecimiento de la disolución sólida a través de Si o la formación de la fase κ pasa a ser insuficiente, y por tanto se deteriora la resistencia a la presión, y aparece un problema con la resistencia a la corrosión. Además, se deteriora la trabajabilidad cuando se forma una aleación de cobre no sometida a soldadura fuerte. El contenido de Si es más preferentemente de un 2,7 % en masa o más. Por otro lado, incluso cuando se incluye Si a más de un 4,0 % en masa, la resistencia a la presión de una aleación de cobre sometida a soldadura fuerte se satura, y la fracción de la fase α disminuye, y por tanto se deterioran las características de impacto, la ductilidad y resistencia a la corrosión. Además, cuando se forma una aleación de cobre no sometida a soldadura fuerte, las fracciones de la fase κ y la fase γ aumentan, y la fracción de la fase α disminuye, y por tanto aparece un problema con la trabajabilidad, la capacidad de colada o la forjabilidad. Además, en una estructura metálica sometida a soldadura fuerte, se vuelve probable que se forme la fase β que es perjudicial para la resistencia a la corrosión y similares, la fase μ y la fase γ aumentan y se deterioran las características de impacto, resistencia a la corrosión y ductilidad. Como resultado, el contenido de Si es más preferentemente de un 3,8 % en masa o menos.

P, Sb y As son necesarios para mejorar la resistencia a la corrosión. P, Sb y As mejoran todos la resistencia a la corrosión de la fase α, y particularmente As y P tienen un gran efecto de mejora. Mientras tanto, Sb mejora la resistencia a la corrosión de la fase κ, y también mejora la resistencia a la corrosión de la fase μ, la fase γ y la fase β. P y As mejoran la resistencia a la corrosión de la fase κ, pero el efecto es más pequeño que el de Sb, y la resistencia

a la corrosión de la fase μ, la fase γ y la fase β mejora ligeramente. Además, P refina los granos de cristal de un producto forjado en caliente, refina los granos de cristal de un metal colado cuando se le añade Zr, y suprime el crecimiento de los granos de cristal incluso cuando el metal colado se somete a soldadura fuerte. Considerando la resistencia a la presión y la resistencia a la corrosión de un metal colado o un producto forjado después de la soldadura fuerte, P o As y Sb se añaden preferentemente en combinación. Cuando el contenido de cualquiera de P, Sb y As es de menos de un 0,015 % en masa, el efecto de mejora de la resistencia a la corrosión o resistencia mecánica es pequeño. Incluso cuando se incluyen un 0,15 % en masa de As y un 0,2 % en masa o más de cada uno de Sb y P, el efecto de resistencia a la corrosión y similares se satura, y se ve afectada la ductilidad después de la soldadura fuerte.

De manera similar a P, Sb y As, Sn y Al son elementos que mejoran la resistencia a la corrosión después de la soldadura fuerte, y mejoran la resistencia a la corrosión particularmente en agua que fluye a alta velocidad o agua que fluye en la que se producen particularmente acciones físicas, es decir, propiedades de erosión y corrosión, propiedades de cavitación y, además, resistencia a la corrosión en un entorno de escasa calidad del agua. Además, Sn y Al endurecen la fase α y la fase κ, y por tanto mejoran la resistencia a la presión y la resistencia a la abrasión. Con el fin de mejorar la resistencia a la corrosión o resistencia mecánica, es necesario incluir Sn al 0,03 % en masa o más, preferentemente al 0,2 % en masa o más, y de manera óptima al 0,3 % en masa o más. Por otro lado, cuando se incluye Sn a más del 1,0 % en masa, se satura el efecto de mejora, la cantidad de la fase γ aumenta después de la soldadura fuerte, y, a la inversa, se ve afectado el alargamiento, y por tanto se incluye Sn preferentemente a más del 0,8 % en masa o menos. Con el fin de mejorar la resistencia a la corrosión y la resistencia a la presión, es necesario incluir Al al 0,03 % en masa o más, preferentemente al 0,25 % en masa o más, y de manera óptima al 0,45 % en masa o más. Por otro lado, cuando se incluye Al a más del 1,5 % en masa, casi se satura el efecto, se ve afectada la capacidad de colada o ductilidad, y se ve afectada la ductilidad después de la soldadura fuerte, y por tanto se incluye Al a preferentemente 1,2 % en masa o menos y de manera óptima al 0,9 % en masa o menos. Puesto que Sn y Al tienen ambos un efecto de mejora de la resistencia a la corrosión de las fases respectivas, y mejoran principalmente la resistencia a la corrosión, propiedades de erosión, propiedades de cavitación y similares en agua que fluye en la que se producen acciones físicas, en un caso en el que se incluyen Sn y Al como un modo de realización más preferente, se incluyen preferentemente uno o más de P, Sb y As que mejoran la resistencia a la corrosión de la fase α, la fase κ, la fase μ, la fase γ y la fase β. Además, cuando se incluye Sn al 0,3 % en masa o más, o se incluye Al en una cantidad en el intervalo óptimo de un 0,45 % en masa o más, y la aleación de cobre se enfría desde una alta temperatura de 700 °C o 750 °C o más a la que se realiza la soldadura fuerte, la fracción de la fase γ aumenta de forma brusca. La fase γ en una aleación que contiene una gran cantidad de Sn y Al incluye Sn y Al en una cantidad mayor que el contenido de Sn y Al incluido en la aleación, es decir, Sn y Al están más concentrados en la fase γ. Un aumento de la fase γ en la que se incluyen Sn y Al a una alta concentración mejora las propiedades de erosión y corrosión y similares, pero degrada las características de impacto o ductilidad. Con el fin de satisfacer ambos una mejora significativa de las propiedades de erosión y corrosión y alta ductilidad, es necesario ajustar el valor de K descrito más adelante o la estructura metálica de la razón de fase tal como κ/α y similares.

Pb y Bi se añaden en un caso en el que se realiza un proceso de corte cuando se moldea una válvula o similar, particularmente un caso en el que se requiere una excelente trabajabilidad. Cuando se mezclan cantidades predeterminadas de Cu, Si y Zn en la aleación de la invención, Pb y Bi muestran el efecto de un contenido de un 0,003 % en masa o más respectivamente. Mientras tanto, puesto que Pb es perjudicial para el cuerpo humano, Bi es un metal raro, y, además, se deterioran las características de impacto ductilidad o después de la soldadura fuerte debido a Pb y Bi, el contenido de Pb permanece en un 0,25 % en masa o menos. El contenido de Pb es preferentemente de un 0,15 % en masa o menos, y más preferentemente de un 0,08 % en masa o menos. De manera similar, puesto que Bi es también un metal raro, el contenido de Bi es preferentemente de un 0,2 % en masa o menos, y más preferentemente de un 0,1 % en masa o menos. Además, el contenido total de una combinación de Pb y Bi es preferentemente de un 0,25 % en masa o menos, y más preferentemente de un 0,15 % en masa o menos. Además, Pb y Bi están presentes como partículas sin formar disoluciones sólidas en la matriz; sin embargo, cuando Pb y Bi se añaden conjuntamente, ambos elementos están presentes juntos de tal manera que el punto de fusión del material combinado disminuye, y existe la preocupación de que la aleación de cobre pueda agrietarse durante un proceso de enfriamiento de la soldadura fuerte o el trabajo de corte de un material. Considerando las características de las partículas coexistentes de Pb y Bi, en un caso en el que ambos elementos se incluyen a un 0,02 % en masa o más respectivamente, es preferente $7 \leq [Bi]/[Pb]$, o es preferente $0,35 \geq [Bi]/[Pb]$.

Mn y Ni forman compuestos intermetálicos principalmente con Si de modo que se mejore la resistencia a la presión y la resistencia a la abrasión después de la soldadura fuerte. Por tanto, es necesario añadir Mn y Ni a un 0,05 % en masa o más respectivamente. Por otro lado, cuando Mn y Ni se añaden a más de un 2,0 % en masa respectivamente, casi se satura el efecto, se degrada la trabajabilidad, y se deterioran las características de impacto y ductilidad después de la soldadura fuerte.

Ti y B mejoran la resistencia mecánica de la aleación de cobre con la adición de una pequeña cantidad. La resistencia mecánica se mejora principalmente refinando los granos de cristal en una etapa de un producto forjado y un metal colado de modo que se suprima el crecimiento de los granos de cristal incluso después de la soldadura

fuerte. Puesto que el efecto se muestra cuando se incluye Ti al 0,003 % en masa y se incluye B al 0,001 % en masa o más, el efecto se satura incluso cuando se incluye Ti a más del 0,3 % en masa, y se incluye B a más del 0,1 % en masa, y, además, puesto que Ti y B son metales activos, es probable que se produzca la inclusión de óxidos durante la disolución en la atmósfera, y por tanto se incluye Ti preferentemente al 0,2 % en masa o menos, y se incluye B es preferentemente al 0,05 % en masa o menos.

Zr mejora la resistencia mecánica de la aleación de cobre con la adición de una pequeña cantidad. La resistencia mecánica se mejora principalmente de la siguiente manera: se refinan significativamente los granos de cristal en una etapa de un metal colado, y los granos de cristal permanecen en un estado fino incluso después de la soldadura fuerte de modo que se obtiene una alta resistencia mecánica debido al refinado de los granos de cristal. El efecto se muestra cuando se incluye Zr a una cantidad extremadamente pequeña de un 0,0005 % en masa o más, el efecto se satura incluso cuando se incluye Zr a más del 0,03 % en masa, y, además, se ve afectado el refinado de los granos de cristal. Además, el efecto de refinado de los granos de cristal por Zr se muestra particularmente cuando se añade P conjuntamente, y la razón de mezclado de Zr con respecto a P es importante, y por tanto el efecto se muestra más significativamente cuando se satisface $1 \leq [P]/[Zr] \leq 80$.

A continuación, se describirán otras impurezas. La aleación de cobre es excelente en cuanto a la reciclabilidad, se recoge a una alta tasa de reciclaje y se recicla, pero existe el problema de que puede incorporarse otra aleación de cobre durante el reciclaje o puede incorporarse de manera inevitable Fe y similares debido a la abrasión de una herramienta durante, por ejemplo, el trabajo de corte. Por tanto, con respecto a elementos normalizados como impurezas en una variedad de normas tales como JIS, se aplican las normas de impurezas a la presente aleación. Por ejemplo, como la varilla de aleación de cobre de fácil mecanizado C3601 descrita en varillas de cobre y aleación de cobre de la norma JIS H 3250, un 0,3 % en masa o menos de Fe se trata como impureza inevitable.

A continuación, se describirán las relaciones entre los elementos respectivos.

En las relaciones de Cu y Si o P, Pb incluidos selectivamente, y similares en la aleación de cobre, con el fin de tener una alta resistencia mecánica incluso después de la soldadura fuerte, tener excelencia en cuanto a características de impacto o ductilidad, y obtener una estructura metálica favorable que tiene una gran influencia sobre las características,

cuando $K = [Cu] - 3{,}6 \times Si] - 3 \times [P] - 0{,}3 \times [Sb] + 0{,}5 \times [As] - 1 \times [Sn] - 1{,}9 \times [Al] + 0{,}5 \times [Pb] + 0{,}5 \times [Bi] + 2 \times [Mn] + 1{,}7 \times [Ni] + 1 \times [Ti] + 2 \times [B] + 2 \times [Zr]$,

debe satisfacerse la siguiente fórmula $62{,}0 \leq K \leq 67{,}5$.

Además, los coeficientes de los elementos respectivos se obtienen a partir de resultados experimentales y, además, en un caso en el que están incluidos de manera inevitable elementos distintos de los anteriores, por ejemplo, Fe y similares, cuando el total del contenido de las impurezas es de un 0,7 % en masa o menos, puede considerarse que los elementos no tienen ninguna influencia. Mientras tanto, un intervalo preferente es $62{,}7 \leq K \leq 66{,}8$ considerando la influencia de las impurezas en el máximo grado. Además, aunque el valor de K se ve influido cuando el total del contenido de las impurezas supera un 0,7 % en masa, en un caso en el que el total del contenido de las impurezas supera un 0,7 % en masa, cuando el total del contenido de las impurezas se fija a un X % en masa, puede fijarse el intervalo en $62{,}0 + (X - 0{,}7) \leq K \leq 67{,}5 - (X - 0{,}7)$, es decir, $61{,}3 + X \leq K \leq 68{,}2 - X$, y más preferentemente en $61{,}8 + X \leq K \leq 67{,}7 - X$.

Cuando el valor de K es menor de 62,0, se engrosan macrogranos de cristal durante el calentamiento a alta temperatura, la fracción de la fase β que precipita a alta temperatura aumenta, y la fase β permanece en gran medida independientemente de la velocidad de enfriamiento. Además, puesto que se acelera la formación de la fase γ, disminuyen las características de impacto y la ductilidad, y también se deteriora la resistencia a la corrosión. Además, la resistencia a la presión y la resistencia a la tracción también disminuyen ligeramente. Cuando el valor de K es mayor de 67,5, la fracción de la fase α aumenta excesivamente, y, puesto que la fase α tiene originariamente una baja resistencia mecánica, y los granos de cristal de la fase α crecen durante el calentamiento a alta temperatura, disminuyen la resistencia a la presión, resistencia a la tracción y el límite aparente de elasticidad. Debido a los hechos anteriores, preferentemente, el valor de K tiene un lado de límite inferior preferentemente de 62,5 o más y de manera óptima 63,0 o más, y un lado de límite superior preferentemente de 67,0 o menos y de manera óptima de 66,5 o menos. Además, en un caso en el que se incluyen un 0,3 % en masa o más de Sn y un 0,45 % en masa o más de Al, el lado de límite inferior del valor de K es preferentemente de 63,5 o más, y de manera óptima de 64,0 o más, considerando impurezas y similares. Puesto que la formación de una pequeña cantidad de la fase γ aumenta la resistencia mecánica, el lado de límite superior puede ser de 67,5 o menos, y de manera óptima de 67,0 o menos, considerando impurezas y similares. Como tal, con el fin de tener excelentes características incluso después de la soldadura fuerte, se requiere un control de la composición dentro de un intervalo estrecho.

Además, cuando el contenido total de Pb y Bi supera un 0,003 % en masa, las características de impacto, ductilidad y resistencia a la tracción comienzan a disminuir. Particularmente, la inclusión de Pb y similares tiene una gran

influencia sobre las características de impacto y ductilidad, es necesario fijar estrecho el intervalo de valor de K, y, particularmente, debe aumentarse el valor en el lado de valor de límite inferior. Por tanto, en un caso en el que se incluyen Pb y Bi, preferentemente 62,0 + 3([Pb] + [Bi] - 0,003) ≤ K ≤ 67,5 - 2([Pb] + [Bi] - 0,003), y más preferentemente 62,5 + 3([Pb] + [Bi] - 0,003) ≤ K ≤ 67,0 - 2([Pb] + [Bi] - 0,003). Además, en un caso en el que se realiza el trabajo de corte cuando se moldean una válvula y similares, cuando el valor de K no se encuentra dentro de un intervalo de 62,0 + 3([Pb] + [Bi] - 0,003) ≤ K ≤ 67,5 - 2([Pb] + [Bi] - 0,003), no puede obtenerse una excelente trabajabilidad con la pequeña cantidad de Pb y/o la cantidad de Bi que se especifican en la solicitud.

A continuación, se describirá la estructura metálica de la parte sometida a soldadura fuerte después de la soldadura fuerte.

Con el fin de obtener una alta resistencia a la presión, ductilidad, características de impacto y resistencia a la corrosión después de la soldadura fuerte, la estructura metálica así como la composición se vuelven importantes.

Es decir, la estructura metálica sometida a soldadura fuerte incluye al menos la fase κ en la matriz de fase α, y 30 ≤ "α" ≤ 84, 1,5 ≤ "κ" ≤ 68, "α" + "κ" ≥ 92, 0,2 ≤ "κ"/"α" ≤ 2, "β" ≤ 3, "μ" ≤ 5, "β" + "μ" ≤ 6, 0 ≤ "γ" ≤ 7, y 0 ≤ "β" + "μ" + "γ" ≤ 8 se satisfacen todos.

En la estructura metálica, cuando el total de la fracción de área de dos fases mayoritarias, la fase α y la fase κ es de menos de un 92 %, no pueden asegurarse una alta resistencia a la presión, ductilidad o características de impacto, y la resistencia a la corrosión también pasa a ser insuficiente. Básicamente, la fase α es la matriz, la fase α es muy dúctil y resistente a la corrosión, y la fase α está rodeada por la fase κ o la fase α y la fase κ se mezclan uniformemente en la estructura metálica sometida a soldadura fuerte de modo que se suprime el crecimiento de granos de cristal tanto de la fase α como de la fase κ, se obtiene una alta resistencia a la presión y alta ductilidad, características de impacto, y, al mismo tiempo, se obtiene una excelente resistencia a la corrosión. Además, con el fin de hacer que las características anteriores sean superiores, preferentemente "α" + "κ" ≥ 94, y lo más preferentemente "α" + "κ" ≥ 95. Además, la fase α y la fase κ forman preferentemente una estructura metálica en la que la fase α está rodeada por la fase κ o la fase α y la fase κ se mezclan uniformemente, y son importantes para obtener una alta resistencia a la presión, alta ductilidad, características de impacto y excelente resistencia a la corrosión. Es decir, cuando "κ"/"α" es de menos de 0,2, la fase α pasa a ser excesiva, y las propiedades de ductilidad, resistencia a la corrosión e impactos pasan a ser excelentes debido al crecimiento de granos de cristal de la fase α, pero la resistencia a la presión es baja. "κ"/"α" es preferentemente de 0,3 o más, y de manera óptima de 0,5 o más. Mientras tanto, "κ"/"α" supera 2, la fase κ pasa a ser excesiva, aparece un problema particularmente con la ductilidad, se deterioran las características de impacto y también se satura la mejora de la resistencia a la presión. "κ"/"α" es preferentemente de 1,5 o menos, y de manera óptima de 1,2 o menos.

Por tanto, 0,2 ≤ "κ"/"α" ≤ 2 y "α" + "κ" ≥ 92, y, además, con el fin de lograr 0,3 ≤ "κ"/"α" ≤ 1,5, "α" + "κ" ≥ 94 como intervalo preferente, no sólo la composición sino también la velocidad de enfriamiento después de la soldadura fuerte deben controlarse suficientemente tal como se describe a continuación. Además, con el fin de obtener una alta resistencia a la presión, ductilidad, características de impacto y resistencia a la corrosión después de la soldadura fuerte, el intervalo de la fase α es de un 30 % a un 84 %, más preferentemente de un 35 % a un 78 %, y de manera óptima de un 42 % a un 72 %, y el intervalo de la fase κ es de un 15 % a un 65 %, más preferentemente de un 20 % a un 62 %, y de manera óptima de un 25 % a un 55 %.

Mientras tanto, en un caso en el que se incluye Sn al 0,3 % en masa o más y se incluye Al al 0,45 % en masa o más, la fracción de la fase γ aumenta, y por tanto, como estructura metálica preferente, 38 ≤ "α" ≤ 84, 15 ≤ "κ" ≤ 60, "α" + "κ" ≥ 92, 0,2 ≤ "κ"/"α" ≤ 1,5, "β" ≤ 1,5, "μ" ≤ 2,5, "β" + "μ" ≤ 3, 0 ≤ "γ" ≤ 7, y 0 ≤ "β" + "μ" + "γ" ≤ 8.

La fase β y la fase μ afectan ambas a la ductilidad, resistencia a la corrosión, características de impacto y resistencia a la presión de la aleación de cobre sometida a soldadura fuerte. Particularmente, cuando la fase β supera un 3 %, se ve influida de manera adversa la resistencia a la corrosión, y también se ven influidas de manera adversa la ductilidad y características de impacto. La fase β es preferentemente de un 1,5 % o menos, y de manera óptima de un 0,5 % o menos. Mientras tanto, cuando la fase μ supera un 5 %, se ven influidas de manera adversa la resistencia a la corrosión, ductilidad, resistencia a la presión y características de impacto. La fase μ es preferentemente de un 2,5 % o menos, y de manera óptima de un 0,5 % o menos. Además, el total de las fracciones de área de la fase β y la fase μ en la estructura metálica debe ser de un 6 % o menos debido a una influencia sobre la resistencia a la corrosión, ductilidad, y similares. Preferentemente, "β" + "μ" ≤ 3, y de manera óptima "β" + "μ" ≤ 0,5.

La fase γ es una fase que mejora la trabajabilidad antes de la soldadura fuerte, y es una fase que mejora la resistencia a la erosión y a la corrosión después de la soldadura fuerte en un caso en el que se incluyen Sn y Al en una cantidad apropiada o más; sin embargo, cuando la fracción de área de la fase γ en la estructura metálica supera un 7 % después de la soldadura fuerte, se ven influidas de manera adversa la ductilidad, resistencia a la corrosión y características de impacto. La fracción de área de la fase γ es preferentemente de un 5 % o menos, y de manera

óptima de un 3 % o menos. Sin embargo, la resistencia a la presión mejora cuando está presente una pequeña cantidad de la fase γ en un estado disperso. El efecto se muestra cuando la fase γ supera un 0,05 %, y, cuando una pequeña cantidad de la fase γ se distribuye en un estado disperso, no se ve influida de manera adversa la ductilidad o resistencia a la corrosión. Por tanto, 0 ≤ "γ" ≤ 7, preferentemente 0 ≤ "γ" ≤ 5, y de manera óptima 0,05 ≤ "γ" ≤ 3. Además, las fracciones de la fase β, la fase μ y la fase γ deben evaluarse usando la cantidad total de las mismas. Es decir, cuando la cantidad total de las fracciones de la fase β, la fase μ y la fase γ supera un 8 %, se deterioran la ductilidad, resistencia a la corrosión, características de impacto y resistencia a la presión después de la soldadura fuerte. La cantidad total de las fracciones de la fase β, la fase μ y la fase γ es preferentemente de un 5,5 % o menos, y de manera óptima de un 3 % o menos. Es decir, la fórmula numérica es 0 ≤ "β" + "μ" + "γ" ≤ 8, preferentemente 0 ≤ "β" + "μ" + "γ" ≤ 5,5, y de manera óptima 0,05 ≤ "β" + "μ" + "γ" ≤ 3.

Además, las fases respectivas de α, κ, γ, β y μ pueden definirse tal como siguen en una aleación de Cu-Zn-Si que es la base de la invención a partir de los resultados de análisis cuantitativo obtenidos usando un microanalizador de rayos X.

La fase α de la matriz incluye Cu: de un 73 % en masa a un 80 % en masa y Si: de un 1,7 % en masa a un 3,1 % en masa siendo el resto Zn y otros elementos añadidos. La composición típica es 76Cu-2,4Si-resto: Zn.

La fase κ que es una fase esencial incluye Cu: de un 73 % en masa a un 79 % en masa y Si: de un 3,2 % en masa a un 4,7 % en masa siendo el resto Zn y otros elementos añadidos. La composición típica es 76Cu-3,9Si-resto: Zn.

La fase γ incluye Cu: de un 66 % en masa a un 75 % en masa y Si: de un 4,8 % en masa a un 7,2 % en masa siendo el resto Zn y otros elementos añadidos. La composición típica es 72Cu-6,0Si-resto: Zn.

La fase β incluye Cu: de un 63 % en masa a un 72 % en masa y Si: de un 1,8 % en masa a un 4,0 % en masa siendo el resto Zn y otros elementos añadidos. La composición típica es 69Cu-2,4Si-resto: Zn.

La fase μ incluye Cu: de un 76 % en masa a un 89 % en masa y Si: de un 7,3 % en masa a un 11 % en masa siendo el resto Zn y otros elementos añadidos. La composición típica es 83Cu-9,0Si-resto: Zn.

Como tal, la fase μ se diferencia de la fase α, la fase κ, la fase γ y la fase β usando la concentración de Si, y la fase γ se diferencia de la fase α, la fase κ, la fase β y la fase μ usando la concentración de Si. La fase μ y la fase γ son próximas en cuanto al contenido de Si, pero se diferencian en el límite de una concentración de Cu del 76 %. La fase β se diferencia de la fase γ usando la concentración de Si, y se diferencia de la fase α, la fase κ y la fase μ usando la concentración de Cu. La fase α y la fase κ son próximas, pero se diferencian en el límite de una concentración de Si de un 3,15 % en masa o de un 3,1 % en masa a un 3,2 % en masa. Además, en la investigación de las estructuras cristalinas usando EBSD (difracción de electrones por retrodispersión), la fase α es fcc, la fase β es bcc, la fase γ es bcc y la fase κ es hcp, que pueden diferenciarse respectivamente. Mientras tanto, la fase β tiene una forma de CuZn, es decir, una estructura de tipo bcc de forma W, y la fase γ tiene una estructura de tipo bcc de forma Cu_5Zn_8 de modo que se diferencian ambas. Originariamente, la estructura cristalina de la fase κ: hcp tiene escasa ductilidad, y, cuando se satisface 0,2 ≤ "κ"/"α" ≤ 2 en presencia de la fase α, se obtiene una ductilidad favorable. Además, se muestran las fracciones de fases en la estructura metálica, pero no se incluyen inclusiones no metálicas, partículas de Pb, partículas de Bi, un compuesto de Ni y Si y un compuesto de Mn y Si.

A continuación, se describirá la velocidad de enfriamiento después de la soldadura fuerte.

La velocidad de enfriamiento después de la soldadura fuerte es una condición para obtener una alta resistencia a la presión y excelente resistencia a la corrosión. Es decir, con el fin de obtener una alta resistencia a la presión y excelente resistencia a la corrosión, es necesario calentar una aleación de cobre tal como una válvula hasta 700 °C o más, además, 750 °C o más o aproximadamente 800 °C usando la temperatura de soldadura fuerte de aproximadamente 800 °C, y enfriar la aleación de cobre a un promedio de una velocidad de enfriamiento de 0,1 °C/segundo a 60 °C/segundo en el intervalo de temperatura de la temperatura de la aleación de cobre después del final de la soldadura fuerte hasta 300 °C o de 700 °C a 300 °C.

Cuando la velocidad de enfriamiento es más lenta que 0,1 °C/segundo, la fase μ precipita en límites de grano de cristal, se producen el crecimiento de cristales de la fase α y el crecimiento de cristales de la fase κ, dependiendo de las circunstancias, y se degradan la ductilidad, características de impacto, resistencia mecánica, resistencia a la presión y resistencia a la corrosión. Además, con el fin de impedir la precipitación de la fase μ que tiene una influencia adversa sobre la resistencia a la corrosión y suprime el crecimiento de granos de cristal de la fase α y la fase κ que fomentan la degradación de la resistencia a la presión, se realiza un enfriamiento a una velocidad de enfriamiento preferentemente de 0,8 °C/segundo o más y de manera óptima de 1,5 °C/segundo o más después de la soldadura fuerte. Particularmente, puesto que la fase μ se genera fácilmente a de 300 °C a 450 °C, la aleación de cobre se enfría preferentemente a una velocidad de enfriamiento de 0,1 °C/segundo o más en el intervalo de temperatura anterior. En un área de temperatura menor de 300 °C, la fase μ rara vez precipita, ni siquiera cuando la

velocidad de enfriamiento es más lenta que 0,1 °C/segundo, por ejemplo, de 0,02 °C/segundo. Además, la fase μ rara vez precipita incluso ni siquiera cuando la aleación de cobre se mantiene durante 1 hora a aproximadamente 250 °C en el proceso de enfriamiento.

Por otro lado, cuando la velocidad de enfriamiento es más rápida que 60 °C/segundo, puesto que la fase β permanece en gran medida, se deteriora la resistencia a la corrosión, y también se degradan la ductilidad y las características de impacto. Con el fin de eliminar la parte restante de la fase β que influye de manera adversa en la resistencia a la corrosión y similares, se realiza preferentemente un enfriamiento después de la soldadura fuerte a una velocidad de enfriamiento de 40 °C/segundo o menos.

Tal como se describió anteriormente, la soldadura fuerte produce una alta resistencia de junta, pero tiene un alto punto de fusión de tal manera que la aleación de cobre también se calienta hasta una alta temperatura, y por tanto disminuyen la resistencia mecánica y la resistencia a la presión, y se degradan la resistencia a la corrosión y otras características. Algunas soldaduras duras basadas en cobre contienen una gran cantidad de Ag. Una soldadura dura que incluye varias decenas de tanto por ciento de Ag tiene un efecto de disminuir el punto de fusión en 100 °C en comparación con una soldadura dura que no incluye Ag. Sin embargo, puesto que Ag es extremadamente cara, existe un gran problema referente a la rentabilidad económica incluso cuando se usa una ligera cantidad de Ag. La temperatura de soldadura fuerte es de aproximadamente 800 °C cuando se usa una soldadura dura que no incluye Ag o que incluye aproximadamente el 10 % de Ag, y también se calienta una aleación de cobre tal como una válvula hasta aproximadamente 800 °C, al menos 750 °C o más. Puesto que se calienta una aleación de cobre hasta aproximadamente 800 °C, al menos 750 °C o más durante la soldadura fuerte, la velocidad de enfriamiento de la aleación de cobre sometida a soldadura fuerte es de 0,8 °C/segundo a 40 °C/segundo, y más preferentemente de 1,5 °C/segundo a 40 °C/segundo en un intervalo de temperatura de 700 °C a 300 °C.

Además, en un caso en el que se aplica una presión a la superficie interior, cuando t representa el grosor mínimo de una tubería, P representa una presión de diseño, D representa el diámetro exterior de la tubería, A representa la resistencia a la tracción aceptable de un material y b representa la eficiencia de una junta soldada,

$$t = PD / (200Ab + 0{,}8P)$$

es decir, puesto que la presión P depende de la resistencia a la tracción aceptable, y la resistencia a la tracción aceptable depende de la resistencia a la tracción de un material, cuando la resistencia a la tracción del material es alta, el material puede soportar una alta presión. Además, cuando la resistencia a la deformación inicial de un recipiente resistente a la presión pasa a ser un problema, también es posible usar el límite aparente de elasticidad en lugar de la resistencia a la tracción. Por tanto, la resistencia a la presión del recipiente resistente a la presión depende de la resistencia a la tracción y el límite aparente de elasticidad de un material sometido a soldadura fuerte, y el grosor del recipiente resistente a la presión puede ser delgado cuando los valores del mismo son altos de modo que el recipiente resistente a la presión puede fabricarse a bajo coste. Basándose en lo anterior, pueden usarse la resistencia a la tracción y el límite aparente de elasticidad como índice que indica una alta resistencia a la presión.

[Ejemplos]

Se fabricaron las probetas L, M y N usando las aleaciones de cobre de las aleaciones de la invención primera a cuarta y una aleación de cobre que tiene una composición para comparación. La tabla 1 muestra las composiciones de las aleaciones de cobre de las aleaciones de la invención primera a cuarta y la aleación de cobre para comparación que se usaron para fabricar las probetas.

[Tabla 1]

	N.º de aleación	Composición de aleación (% en masa)																K*
		Cu	Si	P	Sb	As	Zn	Sn	Al	Pb	Bi	Zr	Mn	Ni	Ti	B		
Primera aleación de la invención	A11	75,1	3,0				Resto											64,30
Segunda aleación de la invención	A21	77,3	3,3	0,07			Resto											65,21
	A22	76,4	3,2	0,04	0,08		Resto											64,74
	A23	75,4	3,2	0,09			Resto											63,61
	A24	77,1	2,8		0,07	0,03	Resto											67,01
	A25	75,7	3,5	0,08		0,04	Resto											62,88
	A26	77,0	3,0		0,11	0,04	Resto	0,33										65,86
	A27	76,6	2,9				Resto	0,42	0,05									65,65
	A28	76,4	3,1		0,06	0,07	Resto	0,48	0,06									64,66
	A29	77,1	3,0		0,1	0,05	Resto	0,35				Se incluye el 0,26% en masa de Fe						65,95
Tercera aleación de la invención	A31	75,5	3,1		0,08		Resto			0,025								64,33
	A32	77,8	3,2			0,06	Resto			0,06								66,34
	A33	76,6	2,8		0,08		Resto		0,63	0,09								65,34
	A34	78,1	3,2			0,05	Resto	0,08	0,48		0,03							65,63
Cuarta aleación de la invención	A41	76,5	3,1	0,09			Resto			0,015		0,008						65,09
	A42	75,2	3,0		0,06	0,03	Resto								0,03	0,01		64,44
	A43	77,7	3,3	0,08	0,05		Resto	0,42				0,005						65,16
	A44	73,9	3,4			0,11	Resto			0,12	0,01		1,6					64,98
	A45	75,8	3,8		0,08		Resto		0,75	0,006			1,5	0,3				64,18
Aleación comparativa	101	78,4	4,2			0,04	Resto			0,01								63,31
	102	74,0	2,3	0,08	0,05		Resto			0,02								65,48
	103	77,9	2,7	0,05		0,05	Resto											68,06
	104	75,0	3,7	0,08			Resto											61,44
	105	74,1	3,2	0,14			Resto		0,39		0,12	0,007						61,49
	110	85,1		0,03			Resto	4,8		5,3								82,86
	111	85,4		0,03			Resto	5,3			2,2							81,11
	112	60,2			0,04		Resto	0,2		3,0								61,49
	113	59,0					Resto	0,2		2,0								59,80
	114	67,8		0,05			Resto	0,6	0,22	1,6				0,2				67,77
	115	63,5		0,09			Resto	0,8		1,7								63,28

* K = [Cu] - 3,6x [Si] - 3x [P] - 0,3x [Sb] + 0,5x [As] - 1x [Sn] - 1,9x [Al] + 0,5x [Pb] + 0,5x [Bi] + 2x [Mn] + 1,7x [Ni] + 1x [Ti] + 2x [B] + 2x(Zr)

Se obtuvo la probeta L calentando un lingote (lingote cilíndrico que tenía un diámetro exterior de 100 mm y una longitud de 150 mm) que tenía la composición de la tabla 1 hasta 670 °C y extruyendo el lingote para dar una forma de barra redondeada que tenía un diámetro exterior de 17 mm (material extruido).

Se obtuvo la probeta M calentando un lingote (lingote cilíndrico que tenía un diámetro exterior de 100 mm y una longitud de 150 mm) que tenía la composición de la tabla 1 hasta 670 °C, extruyendo el lingote para dar una forma de barra redondeada que tenía un diámetro exterior de 35 mm, luego, calentando la varilla hasta 670 °C, colocando la varilla en horizontal, forjando en caliente la varilla para dar un grosor de 17,5 mm, y cortando el material forjado en caliente para dar un material de barra redondeada que tenía un diámetro exterior de 17 mm (material forjado en caliente).

Se obtuvo la probeta N vertiendo metal fundido que tenía la composición de la tabla 1 en un molde que tenía un diámetro de 35 mm y una profundidad de 200 mm, colando el metal fundido, cortando el metal fundido colado en un torno de modo que tenga el mismo tamaño que la probeta L, y produciendo una barra redonda que tenía un diámetro exterior de 17 mm (material colado).

Se realizó el siguiente ensayo 1 o 2 con las probetas respectivas.

Ensayo 1: Se sumergió cada una de las probetas en un baño de sal (en el que se mezclaron NaCl y $CaCl_2$ a aproximadamente 3:2) a 800 °C durante 100 segundos con el fin de simular un estado en el que se calentó la

probeta usando un quemador durante la soldadura fuerte. Se mantuvo la probeta a aproximadamente 800 °C durante aproximadamente 10 segundos durante la inmersión en el baño de sal. Además, se retiró la probeta y se enfrió en condiciones de enfriamiento por agua en agua con hielo, enfriamiento por agua a 10 °C, enfriamiento por agua tibia a 60 °C, y enfriamiento por aire forzado A, B, y C (la velocidad del ventilador durante el enfriamiento por aire forzado se volvió más rápida en el orden de A, B, y C). Además, con el fin de obtener una velocidad de enfriamiento más lenta, se calentó la probeta hasta 800 °C en una atmósfera inerte usando un horno continuo (horno de soldadura fuerte en horno) en el que se aumentó y se disminuyó la temperatura de manera continua, se mantuvo durante 1 minuto, y se enfrió en el horno en dos condiciones (condiciones D y E).

Las velocidades de enfriamiento promedio desde 700 °C hasta 300 °C cuando se trató la probeta en una variedad de condiciones fueron de 70 °C/segundo para enfriamiento por agua en agua con hielo, de 50 °C/segundo para enfriamiento por agua a 10 °C, de 35 °C/segundo para enfriamiento por agua tibia a 60 °C, de 6,0 °C/segundo para enfriamiento por aire forzado A, de 2,5 °C/segundo para enfriamiento por aire forzado B, de 1,2 °C/segundo para enfriamiento por aire forzado C, de 0,15 °C/segundo para las condiciones D de enfriamiento en horno y de 0,02 °C/segundo para las condiciones E de enfriamiento en horno.

Ensayo 2: Se realizó la siguiente soldadura fuerte con el fin de medir la resistencia a la tracción en una parte sometida a soldadura fuerte después de someterse las probetas L, M y N a soldadura fuerte con otro material.

Se preparó una varilla de cobre que tenía un diámetro exterior de 25 mm como el otro material, se formó un orificio que tenía un diámetro interior de 18 mm y una profundidad de 50 mm en el centro de la superficie de extremo de la varilla de cobre a través de corte, se insertó cada una de las probetas L, M y N en el orificio, se adhirió un fundente a la probeta y la varilla de cobre, se fundió el fundente a través de calentamiento usando un quemador incluyendo el precalentamiento de la varilla de cobre, y se hizo que se humedeciera fácilmente un metal de aportación para soldadura fuerte. Inmediatamente después de eso, usando un material de aportación para soldadura fuerte de bronce al fósforo de Cu-7 % de P(B-CuP2), se calentaron el metal de aportación para soldadura fuerte, la probeta y la varilla de cobre hasta aproximadamente 800 °C de modo que se fundiera el material de aportación para soldadura fuerte de bronce al fósforo, y se confirmó la adhesión completa del material de aportación para soldadura fuerte de bronce al fósforo a la parte de junta, terminando de ese modo la soldadura fuerte. Inmediatamente después de eso, se enfrió la probeta usando el mismo procedimiento que para el ensayo 1.

Después del ensayo 1 o 2 de las probetas L, M y N, se evaluaron las propiedades de corrosión por descincado, resistencia a la erosión y a la corrosión, resistencia a la tracción, límite aparente de elasticidad, alargamiento y resistencia al impacto de la siguiente manera.

Se evaluaron las propiedades de corrosión por descincado de la siguiente manera basándose en la norma ISO 6509.

Se implantó una probeta tomada de un material de ensayo producido usando el procedimiento del ensayo 1 en un material de resina fenólica de modo que la superficie de probeta expuesta pasó a ser perpendicular a la dirección de extrusión del material extruido para la probeta L, se implantó en un material de resina fenólica de modo que la superficie de probeta expuesta pasó a ser perpendicular a la dirección longitudinal del material forjado en caliente o el metal colado para las probetas M y N, se pulieron las superficies de probeta usando papel de lija hasta del n.º 1200, se lavaron de manera ultrasónica las probetas en agua pura, y se secaron. Después de eso, se sumergió cada una de las probetas en una disolución acuosa (12,7 g/l) de cloruro cúprico dihidratado ($CuCl_2 \cdot 2H_2O$) al 1,0 %, se mantuvo durante 24 horas en condiciones de temperatura de 75 °C, luego, se retiró de la disolución acuosa, y se midió el valor máximo de la profundidad de corrosión por descincado (máxima profundidad de corrosión por descincado).

Se implantó de nuevo la probeta en un material de resina fenólica de modo que se mantuvo la superficie expuesta en perpendicular a la dirección de extrusión, y luego, se cortó la probeta de modo que se obtuviera una parte cortada más larga. Posteriormente, se pulió la probeta, y se observaron las profundidades de corrosión usando microscopios de metal con un aumento de 100 veces a 500 veces en 10 puntos en el campo de visión del microscopio. Se registró el punto de corrosión más profunda como la máxima profundidad de corrosión por descincado. Mientras tanto, cuando la máxima profundidad de corrosión es de 200 μm o menos en el ensayo de la norma ISO 6509, la resistencia a la corrosión no produce un problema práctico, y, en un caso en el que se requiere una resistencia a la corrosión particularmente excelente, la máxima profundidad de corrosión es de manera deseable de 100 μm o menos, y de manera más deseable de 50 μm o menos.

Se evaluó la resistencia a la erosión y a la corrosión de la siguiente manera.

Se usó una probeta cortada de un material de ensayo producido usando el procedimiento del ensayo 1 para la evaluación de la resistencia a la erosión y a la corrosión. En el ensayo de erosión y corrosión, se hizo que impactase una disolución salina al 3 % sobre la probeta a una velocidad de flujo de 11 m/segundo usando una boquilla que tenía un calibre de 2 mm, se observó la superficie de la sección transversal después de que hubieran transcurrido 168 horas, y se midió la máxima profundidad de corrosión.

Puesto que una aleación de cobre usada para una válvula de suministro de agua corriente y similares se expone a un cambio brusco en la velocidad de flujo de agua provocada por un flujo inverso o por la apertura y el cierre de una válvula, no sólo se requiere una resistencia a la corrosión habitual sino también resistencia a la erosión y a la corrosión.

Se midieron la resistencia a la tracción, el límite aparente de elasticidad y el alargamiento usando ensayos de tracción.

La forma de una probeta para el ensayo de tracción se parecía a una probeta 14A que tenía una longitud de ensayo de la norma JIS Z 2201 de (raíz cuadrada del área de la sección transversal de la parte paralela a la probeta) x5,65.

Para una probeta obtenida uniendo una varilla de cobre y la probeta a través de soldadura fuerte en el ensayo 2, se realizó un ensayo de tracción con la varilla de cobre y la probeta unidas a través de soldadura fuerte. No se midió el alargamiento, pero se obtuvo una resistencia a la tracción dividiendo una carga de rotura entre el área de la sección transversal de una parte rota. En el ensayo de tracción de la varilla de cobre y la probeta sometidas a soldadura fuerte, todas las probetas se rompieron en el lado de la probeta a 10 mm o más lejos de la parte sometida a soldadura fuerte.

Se evaluó la estructura metálica mediante pulido brillante de la sección transversal horizontal de la probeta, ataque químico de la sección transversal usando una mezcla líquida de peróxido de hidrógeno y amoniaco acuoso, y midiendo las fracciones de área (%) de la fase α, la fase κ, la fase β, la fase γ y la fase μ a través de análisis de imágenes. Es decir, se obtuvieron las fracciones de área de las fases respectivas digitalizando estructuras de microscopía óptica con un aumento de 200 veces o 500 veces usando el software de tratamiento de imágenes "WinROOF". Se midieron las fracciones de área en 3 puntos, y se usó el valor promedio como la razón de fase de las fases respectivas.

En un caso en el que era difícil identificar las fases, se especificaron las fases usando un procedimiento de patrón de difracción de electrones con retrodispersión (FE-SEM-EBSP), y se obtuvieron las fracciones de área de las fases respectivas. Se usó un aparato JSM-7000F fabricado por JEOL Ltd. como FE-SEM, se usó OIM-ver. 5.1 fabricado por TSL Solutions Ltd. para el análisis, y se obtuvieron las fases a partir de mapas de fases que tenían un aumento de análisis de 500 veces y 2000 veces.

En un ensayo de impacto, se tomó una probeta de impacto (una probeta con entalla en V según la norma JIS Z 224) de la probeta que se había sometido a un tratamiento térmico en un baño de sal del ensayo 1, se realizó un ensayo de impacto Charpy, y se midió la resistencia al impacto.

Se evaluó la trabajabilidad en un ensayo de corte en el que se usó un torno, que se realizó usando el siguiente procedimiento.

Se cortó una probeta extruida que tenía un diámetro de 17 mm, una probeta forjada en caliente o una probeta colada en las circunstancias de un torno equipado con una herramienta recta con morro puntiagudo, particularmente una herramienta de carburo de tungsteno no equipada con un rompevirutas en condiciones secas a un ángulo de inclinación de -6 grados, un radio de morro de 0,4 mm, una velocidad de corte de 100 (m/min), una profundidad de corte de 1,0 mm y una profundidad de alimentación de 0,11 mm/rev. Una señal emitida desde un dinamómetro que se componía de las tres partes unidas a una herramienta se convirtió en una señal de tensión eléctrica, y se registró en un registrador. A continuación, se convirtió la señal en una resistencia al corte (N). Por tanto, se evaluó la trabajabilidad de la aleación midiendo la resistencia al corte, particularmente, la fuerza componente principal que muestra el mayor valor durante el corte.

Se muestran los resultados de los ensayos respectivos en las tablas 2 a 11. Las tablas 2 y 3, las tablas 4 y 5, las tablas 6 y 7, las tablas 8 y 9, las tablas 10 y 11 y las tablas 12 y 13 forman conjuntos, e indican los resultados. Puesto que se evaluó la trabajabilidad en un estado en el que no se había realizado aún el calentamiento del ensayo 1, se describen los resultados para cada una de las probetas L, M y N de las aleaciones respectivas. Los valores numéricos de 1 a 8 en las columnas de velocidad de enfriamiento en la tabla representan 1: enfriamiento por agua en agua con hielo (70 °C/segundo), 2: enfriamiento por agua a 10 °C (50 °C/segundo), 3: enfriamiento por agua tibia a 60 °C (35 °C/segundo), 4: enfriamiento por aire forzado A (6,0 °C/segundo), 5: enfriamiento por aire forzado B (2,5 °C/segundo), 6: enfriamiento por aire forzado C (1,2 °C/segundo), 7: condiciones D de enfriamiento en horno (0,15 °C/segundo), y 8: condiciones E de enfriamiento en horno (0,02 °C/segundo). Las figuras 1A a 1C muestran las estructuras metálicas de las probetas n.º A11L2, A21L7 y A26L4 después del ensayo 1 respectivamente, y la figura 1C muestra la estructura metálica de la parte sometida a soldadura fuerte de la probeta n.º A11L6 después del ensayo 2.

[Tabla 2]

N.º de ensayo	N.º de aleación	Probeta	Velocidad de enfria-miento	Fracción de área (%)					Resultado de cálculo			
				α	κ	γ	β	μ	α+κ	κ/α	β+μ	β+μ+γ
A11L1	A11	L	1	50,7	42,8	1,6	4,9	0	93,5	0,84	4,9	6,5
A11L2	A11	L	2	55	42,4	1,7	0,9	0	97,4	0,77	0,9	2,6
A11L3	A11	L	3	57,6	40,7	1,7	0	0	98,3	0,71	0	1,7
A11L4	A11	L	4	60,3	37,7	2	0	0	98	0,63	0	2
A11L5	A11	L	5	60,7	37,3	2	0	0	98	0,61	0	2
A11L6	A11	L	6	61,6	36,4	1,8	0	0,2	98	0,59	0,2	2
A11L7	A11	L	7	61,8	35,4	1,5	0	1,3	97,2	0,57	1,3	2,8
A11L8	A11	L	8	63,5	28,5	2,2	0	5,8	92	0,45	5,8	8
A11N2	A11	N	2	54,9	42,4	2	0,7	0	97,3	0,77	0,7	2,7
A11N3	A11	N	3	56,8	41,2	2	0	0	98	0,73	0	2
A11N5	A11	N	5	59,4	38,8	1,8	0	0	98,2	0,65	0	1,8
A11N6	A11	N	7	61,7	35,1	1,8	0	1,4	96,8	0,57	1,4	3,2
A11M2	A11	M	2	54,4	42,5	2,3	0,8	0	96,9	0,78	0,8	3,1
A11M3	A11	M	3	56,5	41,5	2	0	0	98	0,73	0	2
A11M5	A11	M	5	60	38	2	0	0	98	0,63	0	2
A11M7	A11	M	7	61	35,9	2	0	1,1	96,9	0,59	1,1	3,1
A21L1	A21	L	1	46,3	49,5	0,2	4	0	95,8	1,07	4	4,2
A21L2	A21	L	2	51,4	47,9	0,4	0,3	0	99,3	0,93	0,3	0,7
A21L3	A21	L	3	54,4	45,1	0,4	0,1	0	99,5	0,83	0,1	0,5
A21L4	A21	L	4	56,3	43,5	0,2	0	0	99,8	0,77	0	0,2
A21L5	A21	L	5	57,3	42,5	0,2	0	0	99,8	0,74	0	0,2
A21L6	A21	L	6	58,7	40,7	0,3	0	0,3	99,4	0,69	0,3	0,6
A21L7	A21	L	7	59,4	38,8	0,4	0	1,4	98,2	0,65	1,4	1,8
A21L8	A21	L	8	60,5	30,5	0,5	0	8,5	91	0,50	8,5	9
A21N2	A21	N	2	50,5	48,6	0,6	0,3	0	99,1	0,96	0,3	0,9
A21N3	A21	N	3	54,2	45,3	0,5	0	0	99,5	0,84	0	0,5
A21N5	A21	N	5	56,8	42,8	0,4	0	0	99,6	0,75	0	0,4
A21N7	A21	N	7	59	39	0,5	0	1,5	98	0,66	1,5	2
A21M2	A21	M	2	51,1	47,9	0,5	0,5	0	99	0,94	0,5	1
A21M3	A21	M	3	54	45,3	0,5	0,2	0	99,3	0,84	0,2	0,7
A21M5	A21	M	5	57	42,7	0,3	0	0	99,7	0,75	0	0,3
A21M7	A21	M	7	58,8	39,5	0,5	0	1,2	98,3	0,67	1,2	1,7
A22L1	A22	L	1	47,6	48	0,8	3,6	0	95,6	1,01	3,6	4,4
A22L2	A22	L	2	53,2	45,7	0,9	0,2	0	98,9	0,86	0,2	1,1
A22L3	A22	L	3	55,7	43,5	0,8	0	0	99,2	0,78	0	0,8
A22L4	A22	L	4	57,3	41,6	1,1	0	0	98,9	0,73	0	1,1
A22L5	A22	L	5	58,5	40,7	0,8	0	0	99,2	0,70	0	0,8
A22L6	A22	L	6	59,7	39,1	1	0	0,2	98,8	0,65	0,2	1,2
A22L7	A22	L	7	59,9	38,3	0,9	0	0,9	98,2	0,64	0,9	1,8
A22L8	A22	L	8	61,5	31,1	1,1	0	6,3	92,6	0,51	6,3	7,4
A22N1	A22	N	1	47,2	47,9	1	3,9	0	95,1	1,01	3,9	4,9
A22N2	A22	N	2	52,5	46,3	0,9	0,3	0	98,8	0,88	0,3	1,2
A22N3	A22	N	3	55	44	1	0	0	99	0,80	0	1
A22N4	A22	N	4	57	42,1	0,9	0	0	99,1	0,74	0	0,9
A22N5	A22	N	5	58,2	40,8	1	0	0	99	0,70	0	1
A22N6	A22	N	6	59	39,6	1,2	0	0,2	98,6	0,67	0,2	1,4
A22N7	A22	N	7	59,5	38,5	1	0	1	98	0,65	1	2
A22N8	A22	N	8	61	31,2	1,3	0	6,5	92,2	0,51	6,5	7,8

[Tabla 3]

N.º de ensayo	Resistencia a la tracción	Límite aparente de elasticidad	Alarga-miento	Impacto	Propiedades de corrosión por descincado	Resistencia a la erosión y a la corrosión	Resistencia a la tracción después de ensayo 2	Resistencia al corte (N)
	N/mm^2	N/mm^2	%	J/cm^2	Profundidad (μm)	(μm/ 1 semana)	N/mm^2	Fuerza componente

								principal
A11L1	424	215	11	16	380	70	407	
A11L2	440	215	21	19	200	40	440	
A11L3	436	207	23	22	140	30	442	
A11L4	440	203	25	22	140	30	440	
A11L5	444	201	26	23	130	25	446	
A11L6	430	200	25	23	120	30	435	119
A11L7	435	205	19	20	180	40	437	
A11L8	417	215	13	14	270	60	415	
A11N2	415	182	20	20	190	45	418	
A11N3	412	177	24	22	130	30	420	
A11N5	410	175	25	24	140	30	415	
A11N6	413	178	19	20	170	35	405	
A11M2	450	216	18	20	200	40	445	
A11M3	444	220	22	22	120	25	446	
A11M5	440	216	24	21	130	25	442	
A11M7	440	215	17	18	160	35	438	
A21L1	467	250	13	17	130	25		
A21L2	480	242	21	22	35	10		
A21L3	477	237	25	24	20	8		
A21L4	475	235	27	25	15	7		
A21L5	473	234	26	26	15	7		
A21L6	470	233	27	26	20	10		
A21L7	480	240	18	20	40	15		
A21L8	455	262	11	15	85	35		
A21N2	455	215	22	23	30	10		
A21N3	450	208	26	25	20	7		
A21N5	447	202	28	26	15	7		
A21N7	452	207	19	20	35	15		
A21M2	485	248	21	22	40	15		
A21M3	483	243	24	23	20	10		
A21M5	478	240	26	25	15	8		
A21M7	484	244	17	20	40	15		
A22L1	468	245	15	18	140	30	462	
A22L2	476	236	21	21	35	10	480	
A22L3	470	230	24	23	20	10	468	
A22L4	465	228	26	24	20	8	464	
A22L5	467	230	26	25	20	8	468	
A22L6	463	224	25	25	20	10	470	
A22L7	470	236	18	21	35	15	465	
A22L8	449	250	13	16	75	30	445	
A22N1	438	215	13	18	155	30	434	
A22N2	445	205	22	22	40	10	450	
A22N3	440	202	25	24	20	10	444	
A22N4	437	200	25	24	25	10	435	
A22N5	440	195	28	25	25	10	440	
A22N6	437	200	26	25	20	10	442	
A22N7	442	198	19	20	40	15	438	
A22N8	417	214	10	15	75	35	422	

[Tabla 4]

N.º de ensayo	N.º de aleación	Probeta	Velocidad de enfria-miento	Fracción de área (%)					Resultado de cálculo			
				α	κ	γ	β	μ	$\alpha + \kappa$	κ/α	$\beta + \mu$	$\beta+\mu+\gamma$
A22M1	A22	M	1	47,5	48,2	0,8	3,5	0	95,7	1,01	3,5	4,3
A22M2	A22	M	2	52,8	46,1	1	0,1	0	98,9	0,87	0,1	1,1
A22M3	A22	M	3	56	43	1	0	0	99	0,77	0	1
A22M4	A22	M	4	56,5	42,5	1	0	0	99	0,75	0	1
A22M5	A22	M	5	58	40,8	1,2	0	0	98,8	0,70	0	1,2
A22M6	A22	M	6	58,8	40,1	0,9	0	0,2	98,9	0,68	0,2	1,1
A22M7	A22	M	7	59,3	38,5	1	0	1,2	97,8	0,65	1,2	2,2
A22M8	A22	M	8	60,7	32,1	1,2	0	6	92,8	0,53	6	7,2

A23L1	A23	L	1	44,5	47,4	2,3	5,8	0	91,9	1,07	5,8	8,1
A23L2	A23	L	2	50,4	46,6	2,4	0,6	0	97	0,92	0,6	3
A23L3	A23	L	3	52,6	45,2	2,2	0	0	97,8	0,86	0	2,2
A23L4	A23	L	4	54,8	42,6	2,6	0	0	97,4	0,78	0	2,6
A23L5	A23	L	5	55,1	42,5	2,4	0	0	97,6	0,77	0	2,4
A23L6	A23	L	6	56,2	41,3	2,4	0	0,1	97,5	0,73	0,1	2,5
A23L7	A23	L	7	57	40	2,3	0	0,7	97	0,70	0,7	3
A23L8	A23	L	8	58,4	32,8	2,6	0	6,2	91,2	0,56	6,2	8,8
A24L1	A24	L	1	72,5	24	0	3,5	0	96,5	0,33	3,5	3,5
A24L2	A24	L	2	75	25	0	0	0	100	0,33	0	0
A24L3	A24	L	3	76,5	23,2	0,3	0	0	99,7	0,30	0	0,3
A24L4	A24	L	4	77	22,8	0,2	0	0	99,8	0,30	0	0,2
A24L5	A24	L	5	78,1	21,8	0,1	0	0	99,9	0,28	0	0,1
A24L6	A24	L	6	78,5	21,1	0,4	0	0	99,6	0,27	0	0,4
A24L7	A24	L	7	79,4	19,2	0,3	0	1,1	98,6	0,24	1,1	1,4
A24L8	A24	L	8	77,2	13,6	0,2	0	9	90,8	0,18	9	9,2
A25L1	A25	L	1	37,5	52,1	3	7,4	0	89,6	1,39	7,4	10,4
A25L2	A25	L	2	42,8	53,3	3	1,9	0	96,1	1,25	1,9	4,9
A25L3	A25	L	3	43,6	52,8	3,5	0,1	0	96,4	1,21	0,1	3,6
A25L4	A25	L	4	46	50	4	0	0	96	1,09	0	4
A25L5	A25	L	5	46,5	48,7	4,8	0	0	95,2	1,05	0	4,8
A25L6	A25	L	6	47,5	47,5	5	0	0	95	1,00	0	5
A25L7	A25	L	7	48,5	45,1	4,2	0	2,2	93,6	0,93	2,2	6,4
A25L8	A25	L	8	49,5	38,5	3,5	0	8,5	88	0,78	8,5	12
A26L1	A26	L	1	53	41,5	1,8	3,7	0	94,5	0,78	3,7	5,5
A26L2	A26	L	2	58,3	39,5	1,8	0,4	0	97,8	0,68	0,4	2,2
A26L3	A26	L	3	60,9	37,1	2	0	0	98	0,61	0	2
A26L4	A26	L	4	63,1	34,9	2	0	0	98	0,55	0	2
A26L5	A26	L	5	64	33,9	2,1	0	0	97,9	0,53	0	2,1
A26L6	A26	L	6	65,5	32,7	1,8	0	0	98,2	0,50	0	1,8
A26L7	A26	L	7	66,5	30,7	2,1	0	0,7	97,2	0,46	0,7	2,8
A26L8	A26	L	8	68	24,3	1,9	0	5,8	92,3	0,36	5,8	7,7

[Tabla 5]

N.º de ensayo	Resistencia a la tracción	Límite aparente de elasticidad	Alarga-miento	Impacto	Propiedades de corrosión por descincado	Resistencia a la erosión y a la corrosión	Resistencia a la tracción después de ensayo 2	Resistencia al corte (N)
	N/mm^2	N/mm^2	%	J/cm^2	Profundidad (μm)	(μm/ 1 semana)	N/mm^2	Fuerza componente principal
A22M1	475	250	14	18	135	25	469	
A22M2	480	240	20	20	35	10	482	
A22M3	477	235	24	23	20	8	472	
A22M4	470	235	24	23	15	10	475	
A22M5	472	230	25	24	15	8	468	
A22M6	470	232	26	24	20	10	470	
A22M7	477	230	20	30	30	12	476	
A22M8	453	255	13	16	70	35	448	
A23L1								
A23L2	460	235	16	17	55	25		
A23L3								
A23L4								
A23L5	458	233	21	20	35	15		
A23L7								
A23L7	462	230	17	18	50	20		
A23L8								
A24L1								
A24L2	425	183	30	28	25	10		
A24L3	420	175	32	30	20	10		
A24L4								

A24L5	418	167	32	30	20	10		
A24L6								
A24L7	411	160	26	25	25	15		
A24L8								
A25L1								
A25L2	445	245	12	15	80	30		
A25L3	452	235	17	18	40	15		
A25L4								
A25L5	445	232	18	17	40	20		
A25L6								
A25L7	434	250	10	14	65	25		
A25L8								
A26L1	442	233	10	14	125	25		
A26L2	454	230	17	18	25	10		
A26L3	445	230	20	19	20	5		
A26L4	450	225	21	20	20	5		
A26L5	450	227	21	20	15	4		
A26L6	453	225	21	20	20	4		
A26L7	450	230	16	18	30	10		
A26L8	435	242	9	13	60	25		

[Tabla 6]

N.º de ensayo	N.º de aleación	Probeta	Velocidad de enfria-miento	Fracción de área (%)					Resultado de cálculo			
				α	κ	γ	β	μ	$\alpha + \kappa$	κ/α	$\beta + \mu$	$\beta+\mu+\gamma$
A27L1	A27	L	1	53,2	39,5	2,3	5	0	92,7	0,74	5	7,3
A27L2	A27	L	2	58,8	38	2,4	0,8	0	96,8	0,65	0,8	3,2
A27L3	A27	L	3	61,5	36,1	2,4	0	0	97,6	0,59	0	2,4
A27L4	A27	L	4	63,4	33,9	2,7	0	0	97,3	0,53	0	2,7
A27L5	A27	L	5	65	32,5	2,5	0	0	97,5	0,50	0	2,5
A27L6	A27	L	6	65,9	31,8	2,3	0	0	97,7	0,48	0	2,3
A27L7	A27	L	7	67	29,9	2,5	0	0,6	96,9	0,45	0,6	3,1
A27L8	A27	L	8	69,5	23,2	2,3	0	5	92,7	0,33	5	7,3
A28M1	A28	M	1	49,8	40,7	4	5,5	0	90,5	0,82	5,5	9,5
A28M2	A28	M	2	55,4	39,1	4,3	1,2	0	94,5	0,71	1,2	5,5
A28M3	A28	M	3	58,1	37,1	4,5	0,3	0	95,2	0,64	0,3	4,8
A28M4	A28	M	4	60,3	34,9	4,8	0	0	95,2	0,58	0	4,8
A28M5	A28	M	5	61,5	33,5	5	0	0	95	0,54	0	5
A28M6	A28	M	6	62,4	32,8	4,8	0	0	95,2	0,53	0	4,8
A28M7	A28	M	7	63,8	31,2	4,5	0	0,5	95	0,49	0,5	5
A28M8	A28	M	8	66	25,5	4	0	4,5	91,5	0,39	4,5	8,5
A29L2	A29	L	2	58,5	39	2	0,5	0	97,5	0,67	0,5	2,5
A29L3	A29	L	3	61	36,8	2,2	0	0	97,8	0,60	0	2,2
A29L5	A29	L	5	64,9	32,7	2,4	0	0	97,6	0,50	0	2,4
A29L7	A29	L	7	67	30,2	2,1	0	0,7	97,2	0,45	0,7	2,8

[Tabla 7]

N.º de ensayo	Resistencia a la tracción	Límite aparente de elasticidad	Alarga-miento	Impacto	Propiedades de corrosión por descincado	Resistencia a la erosión y a la corrosión	Resistencia a la tracción después de ensayo 2	Resistencia al corte (N)
	N/mm^2	N/mm^2	%	J/cm^2	Profundidad (μm)	(μm/ 1 semana)	N/mm^2	Fuerza componente principal
A27L1	428	226	10	13	240	35		
A27L2	445	225	18	16	110	20		
A27L3	440	218	20	18	80	8		
A27L4	446	215	21	19	80	5		
A27L5	448	213	22	18	70	5		

A27L6	438	210	20	19	70	5		
A27L7	440	216	16	17	90	10		
A27L8	422	229	10	12	120	25		
A28M1	408	230	9	11	150	30		
A28M2	432	226	14	15	100	15		
A28M3	442	220	17	17	50	8		
A28M4	450	222	20	19	35	3		
A28M5	452	218	19	18	35	3		
A28M6	443	214	20	18	45	5		
A28M7	435	216	16	16	60	7		
A28M8	424	228	8	10	90	15		
A29L2	446	230	16	18	25	10		
A29L3	444	228	20	20	20	6		
A29L5	448	235	20	19	20	5		
A29L7	443	233	16	17	25	12		

[Tabla 8]

N.º de ensayo	N.º de aleación	Probeta	Velocidad de enfria-miento	Fracción de área (%)					Resultado de cálculo			
				α	κ	γ	β	μ	$\alpha + \kappa$	κ/α	$\beta + \mu$	$\beta+\mu+\gamma$
A31L1	A31	L	1	49,7	43,5	1,8	5	0	93,2	0,88	5	6,8
A31L2	A31	L	2	54,4	43	2	0,6	0	97,4	0,79	0,6	2,6
A31L3	A31	L	3	56,5	41,5	2	0	0	98	0,73	0	2
A31L4	A31	L	4	58,9	39	2,1	0	0	97,9	0,66	0	2,1
A31L5	A31	L	5	59,6	38,2	2,2	0	0	97,8	0,64	0	2,2
A31L6	A31	L	6	60,3	37,5	2,1	0	0,1	97,8	0,62	0,1	2,2
A31L7	A31	L	7	60,9	36,2	2	0	0,9	97,1	0,59	0,9	2,9
A31L8	A31	L	8	62,6	29,5	2,4	0	5,5	92,1	0,47	5,5	7,9
A32L1	A32	L	1	52,3	43,8	0,4	3,5	0	96,1	0,84	3,5	3,9
A32L2	A32	L	2	57,4	42,3	0,2	0,1	0	99,7	0,74	0,1	0,3
A32L3	A32	L	3	60,2	39,6	0,2	0	0	99,8	0,66	0	0,2
A32L4	A32	L	4	62,4	37,4	0,2	0	0	99,8	0,60	0	0,2
A32L5	A32	L	5	63,3	36,4	0,3	0	0	99,7	0,58	0	0,3
A32L6	A32	L	6	64,7	35,1	0,1	0	0,1	99,8	0,54	0,1	0,2
A32L7	A32	L	7	66	33,3	0,2	0	0,5	99,3	0,50	0,5	0,7
A32L8	A32	L	8	67,2	26,7	0,1	0	6	93,9	0,40	6	6,1
A33L1	A33	L	1	53,8	42	1	3,2	0	95,8	0,78	3,2	4,2
A33L2	A33	L	2	59	39,8	1,2	0	0	98,8	0,67	0	1,2
A33L3	A33	L	3	61,5	37	1,5	0	0	98,5	0,60	0	1,5
A33L4	A33	L	4	64,2	34,3	1,5	0	0	98,5	0,53	0	1,5
A33L5	A33	L	5	65	33,4	1,6	0	0	98,4	0,51	0	1,6
A33L6	A33	L	6	66,3	32,3	1,3	0	0,1	98,6	0,49	0,1	1,4
A33L7	A33	L	7	67,2	30,3	1,5	0	1	97,5	0,45	1	2,5
A33L8	A33	L	8	69	22,6	1,4	0	7	91,6	0,33	7	8,4
A34L1	A34	L	1	51	44,7	0,6	3,7	0	95,7	0,88	3,7	4,3
A34L2	A34	L	2	55,2	44	0,7	0,1	0	99,2	0,80	0,1	0,8
A34L3	A34	L	3	58,3	41,2	0,5	0	0	99,5	0,71	0	0,5
A34L4	A34	L	4	60,5	39	0,5	0	0	99,5	0,64	0	0,5
A34L5	A34	L	5	61,5	37,9	0,6	0	0	99,4	0,62	0	0,6
A34L6	A34	L	6	63	36,5	0,5	0	0	99,5	0,58	0	0,5
A34L7	A34	L	7	64,2	34,8	0,7	0	0,3	99	0,54	0,3	1
A34L8	A34	L	8	65,5	28,4	0,6	0	5,5	93,9	0,43	5,5	6,1
A34N2	A34	N	2	54,8	44,5	0,6	0,1	0	99,3	0,81	0,1	0,7
A34N3	A34	N	3	58,2	41,1	0,7	0	0	99,3	0,71	0	0,7
A34N5	A34	N	5	61	38,2	0,8	0	0	99,2	0,63	0	0,8
A34N7	A34	N	7	63,5	35,3	0,8	0	0,4	98,8	0,56	0,4	1,2
A34M2	A34	M	2	55	44,1	0,8	0,1	0	99,1	0,80	0,1	0,9
A34M3	A34	M	3	58,1	41,1	0,8	0	0	99,2	0,71	0	0,8
A34M5	A34	M	5	60,8	38,2	1	0	0	99	0,63	0	1
A34M7	A34	M	7	63,5	35,2	0,8	0	0,5	98,7	0,55	0,5	1,3
A41N1	A41	N	1	48,5	47,4	0,6	3,5	0	95,9	0,98	3,5	4,1
A41N2	A41	N	2	54,5	44,6	0,7	0,2	0	99,1	0,82	0,2	0,9

A41N3	A41	N	3	57	42,3	0,7	0	0	99,3	0,74	0	0,7
A41N4	A41	N	4	58,2	40,8	1	0	0	99	0,70	0	1
A41N5	A41	N	5	59,5	39,8	0,7	0	0	99,3	0,67	0	0,7
A41N6	A41	N	6	61	38,1	0,8	0	0,1	99,1	0,62	0,1	0,9
A41N7	A41	N	7	61,2	37,4	0,7	0	0,7	98,6	0,61	0,7	1,4
A41N8	A41	N	8	62,6	30,7	0,9	0	5,8	93,3	0,49	5,8	6,7
A42N1	A42	N	1	47,9	46	2,5	3,6	0	93,9	0,96	3,6	6,1
A42N2	A42	N	2	53,1	43,7	3	0,2	0	96,8	0,82	0,2	3,2
A42N3	A42	N	3	55,6	41,5	2,9	0	0	97,1	0,75	0	2,9
A42N4	A42	N	4	57,6	39,4	3	0	0	97	0,68	0	3
A42N5	A42	N	5	58,3	39	2,7	0	0	97,3	0,67	0	2,7
A42N6	A42	N	6	59,7	37,5	2,7	0	0,1	97,2	0,63	0,1	2,8
A42N7	A42	N	7	60,3	36	3	0	0,7	96,3	0,60	0,7	3,7
A42N8	A42	N	8	61,3	29,5	3,2	0	6	90,8	0,48	6	9,2

[Tabla 9]

N.º de ensayo	Resistencia a la tracción	Límite aparente de elasticidad	Alarga-miento	Impacto	Propiedades de corrosión por descincado	Resistencia a la erosión y a la corrosión	Resistencia a la tracción después de ensayo 2	Resistencia al corte (N)
	N/mm^2	N/mm^2	%	J/cm^2	Profundidad (μm)	(μm/ 1 semana)	N/mm^2	Fuerza componente principal
A31L1	451	235	14	18	135	30		100
A31L2	466	225	19	20	50	15		
A31L3	460	226	23	23	30	10		
A31L4	455	220	24	22	30	10		
A31L5	458	222	24	23	30	10		
A31L6	455	225	24	22	30	12		
A31L7	460	222	18	20	45	15		
A31L8	444	235	14	17	85	25		
A32L1	433	222	18	19	120	35		103
A32L2	440	212	27	25	20	10		
A32L3	435	204	30	27	15	10		
A32L4	437	207	33	29	15	10		
A32L5	435	205	32	28	15	10		
A32L6	438	205	32	28	15	10		
A32L7	439	210	30	26	20	10		
A32L8	426	220	16	18	70	25		
A33L1	453	230	16	19	135	20		
A33L2	457	225	24	24	30	3		
A33L3	450	215	26	25	20	2		
A33L4	453	222	24	24	20	2		
A33L5	450	220	26	24	20	2		
A33L6	447	215	26	25	20	2		
A33L7	456	225	19	20	40	5		
A33L8	436	233	12	15	80	20		
A34L1	466	252	14	17	130	20		107
A34L2	472	244	20	21	35	5	475	
A34L3	465	238	24	23	25	3		
A34L4	470	235	25	24	25	3		
A34L5	467	236	25	24	25	2	466	
A34L6	463	233	24	25	25	3		
A34L7	472	235	20	22	30	5	473	
A34L8	452	254	13	17	60	15		
A34N2	443	215	22	23	35	3	440	105
A34N3	435	210	25	24	25	2		
A34N5	436	207	25	24	30	3	432	
A34N7	442	205	20	21	35	5	440	
A34M2	475	252	19	20	35	5	482	106
A34M3	470	244	24	24	30	3		

A34M5	472	242	24	23	25	3	468	
A34M7	478	244	20	21	30	5	475	
A41N1	438	210	16	18	130	30		103
A41N2	444	205	20	20	30	10		
A41N3	435	200	22	21	20	10		
A41N4	440	200	24	23	20	8		
A41N5	435	203	23	22	20	10		
A41N6	438	198	24	23	20	10		
A41N7	440	208	19	21	35	15		
A41N8	415	215	11	18	70	25		
A42N1								
A42N2	433	200	20	18	35	20		
A42N3								
A42N4								
A42N5	420	190	22	20	30	15		
A42N6								
A42N7	425	192	18	18	45	25		
A42N8								

[Tabla 10]

N.º de ensayo	N.º de aleación	Probeta	Velocidad de enfria-miento	Fracción de área (%)					Resultado de cálculo			
				α	κ	γ	β	μ	α + κ	κ/α	β + μ	β+μ+γ
A43N1	A43	N	1	49,2	45,4	1,6	3,8	0	94,6	0,92	3,8	5,4
A43N2	A43	N	2	54,5	43,2	1,8	0,5	0	97,7	0,79	0,5	2,3
A43N3	A43	N	3	56,8	41,4	1,8	0	0	98,2	0,73	0	1,8
A43N4	A43	N	4	59,2	39,1	1,7	0	0	98,3	0,66	0	1,7
A43N5	A43	N	5	59,7	38,4	1,9	0	0	98,1	0,64	0	1,9
A43N6	A43	N	6	61,2	37	1,8	0	0	98,2	0,60	0	1,8
A43N7	A43	N	7	63	34,7	1,7	0	0,6	97,7	0,55	0,6	2,3
A43N8	A43	N	8	64,3	29	1,5	0	5,2	93,3	0,45	5,2	6,7
A44L1	A44	L	1	50,8	42,5	0,8	4,1	0	93,3	0,84	4,1	4,9
A44L2	A44	L	2	55,9	40,8	0,9	0,6	0	96,7	0,73	0,6	1,5
A44L3	A44	L	3	57,8	39,5	0,8	0	0	97,3	0,68	0	0,8
A44L4	A44	L	4	60	37,3	1,1	0	0	97,3	0,62	0	1,1
A44L5	A44	L	5	61	36,5	0,8	0	0	97,5	0,60	0	0,8
A44L6	A44	L	6	63	34,5	1	0	0,1	97,5	0,55	0,1	1,1
A44L7	A44	L	7	63	33,8	0,9	0	0,4	96,8	0,54	0,4	1,3
A44L8	A44	L	8	64	27,8	1,1	0	5,8	91,8	0,43	5,8	6,9
A45L1	A45	L	1	42,2	47,8	0,8	7,6	0	90	1,13	7,6	8,4
A45L2	A45	L	2	48,3	48	0,9	1,1	0	96,3	0,99	1,1	2
A45L3	A45	L	3	50,2	47,3	0,8	0,1	0	97,5	0,94	0,1	0,9
A45L4	A45	L	4	52	45,4	1,1	0	0	97,4	0,87	0	1,1
A45L5	A45	L	5	54,1	43,5	0,8	0	0	97,6	0,80	0	0,8
A45L6	A45	L	6	54,8	42,7	1	0	0	97,5	0,78	0	1
A45L7	A45	L	7	54,9	42,1	0,9	0	0,5	97	0,77	0,5	1,4
A45L8	A45	L	8	56,1	36,2	1,1	0	5	92,3	0,65	5	6,1
A45N2	A45	N	2	48	48,1	1	1,2	0	96,1	1,00	1,2	2,2
A45N5	A45	N	5	53,5	44	0,8	0	0	97,5	0,82	0	0,8
A45N7	A45	N	7	54,2	42,8	1	0	0,4	97	0,79	0,4	1,4
A45M2	A45	M	2	47,8	48,3	1,1	1,1	0	96,1	1,01	1,1	2,2
A45M5	A45	M	5	53,5	43,9	1	0	0	97,4	0,82	0	1
A45M7	A45	M	7	54,3	42,5	0,9	0	0,6	96,8	0,78	0,6	1,5
101N1	101		1	18	72	2	8	0	90	4,00	8	10
101N2	101	N	2	23,2	72,8	1,2	2,8	0	96	3,14	2,8	4
101N3	101	N	3	25,2	74,3	0,5	0	0	99,5	2,95	0	0,5
101N4	101	N	4	28,7	70,8	0,5	0	0	99,5	2,47	0	0,5
101N5	101	N	5	30,5	69	0,5	0	0	99,5	2,26	0	0,5
101N6	101		6	31,2	67,8	1	0	0	99	2,17	0	1
101N7	101	N	7	30,6	66,8	0,8	0	1,8	97,4	2,18	1,8	2,6
101N8	101		8	31,7	61,2	0,7	0	6,4	92,9	1,93	6,4	7,1
102L1	102		1	75,5	2	4,5	18	0	77,5	0,03	18	22,5

102L2	102	L	2	78,5	2	6,5	13	0	80,5	0,03	13	19,5
102L3	102	L	3	78,7	5,1	10,2	6	0	83,8	0,06	6	16,2
102L4	102	L	4	79	6,5	12	2,5	0	85,5	0,08	2,5	14,5
102L5	102	L	5	81,5	5	13,5	0	0	86,5	0,06	0	13,5
102L6	102		6	79	8	13	0	0	87	0,10	0	13
102L7	102	L	7	81,5	6	12	0	0,5	87,5	0,07	0,5	12,5
102L8	102		8	80	7,5	10,5	0	2	87,5	0,09	2	12,5
103L1	103	L	1	80	16,5	0	3,5	0	96,5	0,21	3,5	3,5
103L2	103	L	2	85,5	14	0	0,5	0	99,5	0,16	0,5	0,5
103L3	103	L	3	86,8	13,2	0	0	0	100	0,15	0	0
103L4	103	L	4	86,8	13	0,2	0	0	99,8	0,15	0	0,2
103L5	103	L	5	87,2	12,4	0,4	0	0	99,6	0,14	0	0,4
103L6	103	L	6	88	11,5	0,3	0	0,2	99,5	0,13	0,2	0,5
103L7	103	L	7	87,4	11	0,1	0	1,5	98,4	0,13	1,5	1,6
103L8	103	L	8	86,2	9,2	0,1	0	4,5	95,4	0,11	4,5	4,6

[Tabla 11]

N.º de ensayo	Resistencia a la tracción	Límite aparente de elasticidad	Alarga-miento	Impacto	Propiedades de corrosión por descincado	Resistencia a la erosión y a la corrosión	Resistencia a la tracción después de ensayo 2	Resistencia al corte (N)
	N/mm^2	N/mm^2	%	J/cm^2	Profundidad (μm)	(μm/ 1 semana)	N/mm^2	Fuerza componente principal
A43N1								
A43N2	452	225	17	18	45	7		
A43N3	448	213	21	20	25	3		
A43N4								
A43N5	445	215	23	21	30	3		
A43N6								
A43N7	453	224	16	18	45	10		
A43N8								
A44L1								
A44L2	463	239	15	21	45	25		
A44L3	455	235	20	26	40	20		
A44L4								
A44L5	450	232	22	27	35	15		
A44L6								
A44L7	457	237	17	23	50	20		
A44L8								
A45L1	444	249	8	16	180	35		
A45L2	482	254	17	24	45	20		
A45L3	478	250	21	28	30	15		
A45L4	470	242	22	30	25	10		
A45L5	475	247	22	30	20	10		
A45L6	477	245	20	29	25	10		
A45L7	483	252	16	25	45	15		
A45L8	448	265	9	17	90	35		
A45N2	450	225	18	24	40	15		
A45N5	441	219	23	28	20	10		
A45N7	447	222	16	24	40	15		
A45M2	486	260	17	23	40	20		
A45M5	480	252	21	30	20	10		
A45M7	482	250	16	24	50	15		
101N1								
101N2	438	268	4	13	180	35		
101N3								
101N4								146
101N5	430	260	8	17	110	25		
101N6								
101N7	447	270	4	10	140	30		

101N8								
102L1								137
102L2	363	142	11	19	650	120		
102L3								
102L4								
102L5	385	139	24	22	350	50		
102L6								
102L7	381	136	23	21	400	75		
102L8								
103L1	389	148	18	21	180	80		
103L2	380	142	24	23	50	35	382	
103L3	373	138	26	27	35	25		
103L4	375	135	28	30	30	25		
103L5	375	140	27	28	30	25	373	
103L6	368	132	28	30	35	25		
103L7	377	140	26	27	55	35	375	
103L8	364	144	15	22	100	70		

[Tabla 12]

N.º de ensayo	N.º de aleación	Probeta	Velocidad de enfria-miento	Fracción de área (%)					Resultado de cálculo			
				α	κ	γ	β	μ	$\alpha + \kappa$	κ/α	$\beta + \mu$	$\beta+\mu+\gamma$
104L1	104	L	1	24,5	58	3,5	14	0	82,5	2,37	14	17,5
104L2	104	L	2	27,8	56	6,7	9,5	0	83,8	2,01	9,5	16,2
104L3	104	L	3	31,2	58,3	8	2,5	0	89,5	1,87	2,5	10,5
104L4	104	L	4	35,9	56,3	7,3	0,5	0	92,2	1,57	0,5	7,8
104L5	104	L	5	36	55	9	0	0	91	1,53	0	9
104L6	104	L	6	37,5	54,3	8,2	0	0	91,8	1,45	0	8,2
104L7	104	L	7	38	50,8	8,5	0	2,7	88,8	1,34	2,7	11,2
104L8	104	L	8	38,5	45,5	7	0	9	84	1,18	9	16
105N5	105	N	5	38	49,5	12,5	0	0	87,5	1,30	0	12,5
110N5	110	N	5	96	0	0	0	0	-	-	-	-
111N5	111	N	5	98,1	0	0	0	0	-	-	-	-
112L1	112	L	1	20,9	0	0	77	0	-	-	77	77
112L2	112	L	2	32,9	0	0	65	0	-	-	65	65
112L3	112	L	3	47,8	0	0	50	0	-	-	50	50
112L4	112	L	4	72,4	0	0	25,5	0	-	-	25,5	25,5
112L5	112	L	5	79,4	0	0	18,4	0	-	-	18,4	18,4
112L6	112	L	6	84,3	0	0	13,6	0	-	-	13,6	13,6
112L7	112	L	7	88,4	0	0	9,5	0	-	-	9,5	9,5
112L8	112	L	8	90,2	0	0	7,7	0	-	-	7,7	7,7
113M1	113	M	1	0	0	0	98,5	0	-	-	98,5	98,5
113M2	113	M	2	14,5	0	0	84,0	0	-	-	84	84
113M3	113	M	3	31,6	0	0	67,0	0	-	-	67	67
113M4	113	M	4	59	0	0	39,6	0	-	-	39,6	39,6
113M5	113	M	5	67,5	0	0	31,0	0	-	-	31	31
113M6	113	M	6	74,5	0	0	24,0	0	-	-	24	24
113M7	113	M	7	79,5	0	0	19,1	0	-	-	19,1	19,1
113M8	113	M	8	81	0	0	17,5	0	-	-	17,5	17,5
114N1	114	N	1	94,3	0	0	4,5	0	-	-	4,5	4,5
114N2	114	N	2	95,1	0	0,1	3,7	0	-	-	3,7	3,8
114N3	114	N	3	95,6	0	0	3,2	0	-	-	3,2	3,2
114N4	114	N	4	97,4	0	0,1	1,4	0	-	-	1,4	1,5
114N5	114	N	5	97,5	0	0,2	1,1	0	-	-	1,1	1,3
114N6	114	N	6	97,8	0	0,2	0,9	0	-	-	0,9	1,1
114N7	114	N	7	97,9	0	0,3	0,6	0	-	-	0,6	0,9
114N8	114	N	8	98,1	0	0,4	0,4	0	-	-	0,4	0,8
115L1	115	L	1	64,6	0	0,1	34,1	0	-	-	34,1	34,2
115L2	115	L	2	74,3	0	0,2	24,3	0	-	-	24,3	24,5
115L3	115	L	3	80,9	0	0,3	17,5	0	-	-	17,5	17,8
115L4	115	L	4	89,3	0	0,3	9,2	0	-	-	9,2	9,5
115L5	115	L	5	91,9	0	0,5	6,3	0	-	-	6,3	6,8

115L6	115	L	6	94,1	0	0,5	4,2	0	-	-	4,2	4,7
115L7	115	L	7	95,3	0	0,7	2,7	0	-	-	2,7	3,4
115L8	115	L	8	96	0	1	1,8	0	-	-	1,8	2,8

[Tabla 13]

N.º de ensayo	Resistencia a la tracción	Límite aparente de elasticidad	Alarga-miento	Impacto	Propiedades de corrosión por descincado	Resistencia a la erosión y a la corrosión	Resistencia a la tracción después de ensayo 2	Resistencia al corte (N)
	N/mm^2	N/mm^2	%	J/cm^2	Profundidad (μm)	(μm/ 1 semana)	N/mm^2	Fuerza componente principal
104L1								
104L2	458	278	2	11	550	60		
104L3	480	270	5	14	280	40		
104L4								
104L5	472	263	8	17	190	35		
104L6								
104L7	465	272	5	15	260	55		
104L8								
105N5	395	190	4	13	150	45		
110N5	220	82	16	26	10	5		
111N5	195	81	14	23	10	7		100
112L1	381	137	18	21	950	130		
112L2	373	130	22	22	900	120	370	
112L3	371	123	25	24	950	120		
112L4	364	120	26	24	900	130		
112L5	368	122	28	25	850	110	365	
112L6	366	120	28	25	800	115		
112L7	360	121	29	24	800	120	362	
112L8	354	116	27	25	850	120		
113M1								
113M2	388	124	16	19	800	120		
113M3								
113M4								
113M5	381	117	24	24	950	130		98
113M6								
113M7	278	115	23	25	900	120		
113M8								
114N1								
114N2	335	101	28	23	450	60		
114N3								
114N4								
114N5	328	97	30	26	230	40		104
114N6								
114N7	316	88	36	29	110	40	311	
114N8	308	80	31	27	40	45	298	
115L1								
115L2	347	110	28	25	670	60		
115L3								
115L4								
115L5	336	103	27	24	380	45		103
115L6								
115L7	327	94	34	28	190	20	325	
115L8	315	87	29	24	70	25	309	

A partir de los resultados de los ensayos, se halló lo siguiente.

En las aleaciones de la invención primera a cuarta, para las probetas respectivas para las que la velocidad de enfriamiento era de 0,15 °C/segundo a 50 °C/segundo después de someterse a soldadura fuerte con las probetas L (material extruido), M (material forjado en caliente) y N (material colado), las fracciones de área de las fases

respectivas en la estructura metálica satisficieron las relaciones de 30 ≤ “α” ≤ 84, 15 ≤ “κ” ≤ 65, “α” + “κ” ≥ 92, 0,2 ≤ “κ”/“α” ≤ 2, β ≤ 3, μ ≤ 5, β + μ ≤ 6, 0 ≤ “γ” ≤ 7, y 0 ≤ “β” + “μ” + “γ” ≤ 8.

Además, las probetas respectivas mostraron una alta resistencia a la presión de 400 N/mm^2 o más en cuanto a la resistencia a la tracción y de 150 N/mm^2 o más en cuanto al límite aparente de elasticidad. Además, las probetas respectivas fueron favorables en cuanto a las propiedades de corrosión por descincado y resistencia a la erosión y a la corrosión, y mostraron una excelente resistencia a la corrosión (remítase a los resultados de ensayo respectivos que tenían una velocidad de enfriamiento de 2 a 7 en las aleaciones n.º A11, A21 a A26, A31 a A34 y A41 a A45).

En comparación con la primera aleación de la invención, la segunda aleación de la invención fue favorable en cuanto a la resistencia a la erosión y a la corrosión y la resistencia a la corrosión (remítase a los resultados de ensayo respectivos que tenían una velocidad de enfriamiento de 2 a 7 en las aleaciones n.º A11 y A21 a A26).

La tercera aleación de la invención contenía una pequeña cantidad de Pb y Bi, y tenía casi la misma trabajabilidad que un metal colado que contenía un 2,2 % en masa de Bi (aleación n.º 111) o un material de varilla extruido que contenía un 1,7 % en masa de Pb (aleación n.º115). Sin embargo, cuando la composición se encuentra fuera de los intervalos de la presente solicitud, no puede obtenerse una trabajabilidad favorable ni siquiera cuando se incluye una pequeña cantidad de Pb.

En comparación con la primera aleación de la invención, la cuarta aleación de la invención tenía una alta resistencia a la tracción, límite aparente de elasticidad y resistencia mecánica (remítase a los resultados de ensayo respectivos que tenían una velocidad de enfriamiento de 2 a 7 en las aleaciones n.º A11 y A41 a A45).

Se describirá la influencia de la velocidad de enfriamiento. En las aleaciones de la invención, a la velocidad de enfriamiento más rápida de 70 °C/segundo, la fase β permaneció, y la resistencia a la tracción y el límite aparente de elasticidad fueron altos de modo que la resistencia a la presión fue suficientemente satisfactoria, pero el alargamiento y la resistencia al impacto eran bajos de tal manera que la ductilidad y la tenacidad eran escasas. Además, las propiedades de corrosión por descincado, la resistencia a la erosión y a la corrosión eran bajas, y la resistencia a la corrosión era escasa. Sin embargo, cuando la velocidad de enfriamiento pasa a ser de 50 °C/segundo, la parte restante de la fase β disminuye significativamente, y el alargamiento, la resistencia al impacto, las propiedades de corrosión por descincado y la resistencia a la erosión y a la corrosión mejoran significativamente, y no hay ningún problema cuando la velocidad de enfriamiento pasa a ser de 35 °C/segundo (remítase a los resultados de ensayo respectivos en las aleaciones n.º A11L1, A11L2, A11L3, y similares).

En las aleaciones de la invención, a una velocidad de enfriamiento lenta de 0,02 °C/segundo, aumentó la fracción de área de la fase μ. Cuando aumenta la fracción de área de la fase μ, de manera similar a un caso en el que aumenta la fracción de área de la fase β, la resistencia a la tracción y el límite aparente de elasticidad aumentan, y la resistencia a la presión pasa a ser satisfactoria, pero el alargamiento y el valor de impacto son bajos, y la ductilidad y la tenacidad son escasas.

Además, las propiedades de corrosión por descincado y la resistencia a la erosión y a la corrosión fueron bajas, y la resistencia a la corrosión era escasa. Sin embargo, cuando la velocidad de enfriamiento pasa a ser de 0,15 °C/segundo, disminuye significativamente la generación de la fase μ, y el alargamiento, la resistencia al impacto, las propiedades de corrosión por descincado y la resistencia a la erosión y a la corrosión mejoran significativamente, mediante lo cual no hay ningún problema cuando la velocidad de enfriamiento pasa a ser de 1,0 °C/segundo (remítase a los resultados de ensayo respectivos en las aleaciones n.º A11L8, A11L7, A11L6, y similares).

Mientras tanto, en la estructura metálica, cuando “α” + “κ” ≥ 94 y 0,3 ≤ “κ”/“α” ≤ 1,5, el equilibrio entre resistencia a la tracción y límite aparente de elasticidad, y alargamiento, valor de impacto, ductilidad y tenacidad pasó a ser más favorable, lo que dio como resultado que las propiedades de corrosión por descincado y la resistencia a la erosión y a la corrosión pasasen a ser más favorables, y, además, cuando “α” + “κ” ≥ 95 y 0,5 ≤ “κ”/“α” ≤ 1,2, se obtuvo un resultado más favorable. Además, cuando se satisficieron las relaciones de “β” + “μ” ≤ 3, 0 ≤ “γ” ≤ 5, y 0 ≤ “β” + “μ” + “γ” ≤ 5,5, la resistencia a la tracción, el alargamiento, el valor de impacto, la ductilidad, la tenacidad, las propiedades de corrosión por descincado y la resistencia a la erosión y a la corrosión pasaron a ser más favorables, y, cuando “β’” + “μ” ≤ 0,5, 0,05 ≤ “γ” ≤ 3, y 0,05 ≤ “β” + “μ” + “γ’” ≤ 3, las características pasaron a ser más favorables. A la inversa, cuando “α” + “κ”<92 dentro del intervalo de composición de la aleación de la invención, el alargamiento, el valor de impacto, la ductilidad y la tenacidad fueron escasos, el límite aparente de elasticidad fue alto, pero la ductilidad fue baja, y por tanto la resistencia a la tracción fue baja. Cuando “κ”/“α” < 0,2, la resistencia a la tracción y el límite aparente de elasticidad fueron bajos, y, cuando “κ”/“α”>2, el alargamiento, el valor de impacto, la ductilidad y la tenacidad fueron escasos. Además, el límite aparente de elasticidad fue alto, pero la ductilidad fue baja, y por tanto la resistencia a la tracción fie baja. Cuando “β” + “μ” >6, “γ”>7, o “β” + “μ” + “γ” > 8, el alargamiento, el valor de impacto, la ductilidad, la tenacidad, las propiedades de corrosión por descincado y la resistencia a la erosión y a la corrosión fueron escasos. Además, el límite aparente de elasticidad fue alto, pero la ductilidad fue baja, y por tanto resistencia a la tracción fue baja.

Cuando el valor de K es de entre 63,0 y 66,5, incluso dentro de un intervalo de 62,0 a 67,5, la resistencia a la tracción, el límite aparente de elasticidad, el alargamiento, la resistencia al impacto, las propiedades de corrosión por descincado y la resistencia a la erosión y a la corrosión pasan a ser más favorables (remítase a los resultados de ensayo respectivos de las aleaciones n.º A21, A22, A23, A26, A24, A25, y similares).

Cuando las propiedades de corrosión por descincado de aleaciones que no incluyen Sb, P y As satisfacen la fórmula relacional relativa a las fases de la estructura metálica, no aparece ningún problema práctico; sin embargo, en un caso en el que se requieren propiedades de corrosión por descincado más favorables, se requiere la inclusión de Sb, P y As.

Cuando se incluyen un 0,3 % en masa o más de Sn y un 0,45 % en masa o más de Al, la resistencia a la erosión y a la corrosión pasa a ser más favorable, y, en combinación con la inclusión de Sb, P y As, además, se obtienen excelentes propiedades de corrosión por descincado y resistencia a la erosión y a la corrosión. Sin embargo, puesto que la inclusión de Sn y Al precipita la fase γ en gran medida, el valor de K o la concentración de Cu se fija preferentemente para que esté dentro o sea ligeramente mayor que el intervalo de la solicitud (remítase a los resultados de ensayo respectivos de las aleaciones n.º A26, A27, A28, A33, A34, A45, y similares).

Cuando la concentración de Si es mayor de un 4,0 % en masa que es el valor de límite superior del intervalo de la aleación de la invención, la ductilidad y la resistencia a la corrosión son escasas (remítase a los resultados de ensayo respectivos de las aleaciones n.º 101 y similares).

Cuando la concentración de Si es menor de un 2,5 % en masa que es el valor de límite inferior del intervalo de la aleación de la invención, el límite aparente de elasticidad y la resistencia a la tracción son bajos, y la resistencia a la corrosión es escasa (remítase al resultado de ensayo respectivo de la aleación n.º 102 y similares).

Se confirmó que, cuando se incluye Fe al 0,26 % en masa como impureza, no hay ningún cambio significativo en la estructura metálica después de la soldadura fuerte y diversas características (remítase a los resultados de ensayo respectivos de las aleaciones n.º A29 y similares).

Cuando la concentración de Cu y la concentración de Si están dentro de los intervalos de la aleación de la invención, pero el valor de K es mayor que el valor de límite superior de un intervalo de 62,0 a 67,5, el límite aparente de elasticidad y la resistencia a la tracción son bajos incluso cuando se cambia la velocidad de enfriamiento (remítase a los resultados de ensayo respectivos de las aleaciones n.º 103 y similares).

Cuando la concentración de Cu y la concentración de Si están dentro de los intervalos de la aleación de la invención, pero el valor de K es menor que el valor de límite inferior de un intervalo de 62,0 a 67,5, la ductilidad, tenacidad y resistencia a la corrosión son escasas incluso cuando se cambia la velocidad de enfriamiento (remítase a los resultados de ensayo respectivos de las aleaciones n.º 104, 105, y similares).

La resistencia a la tracción del ensayo en baño de sal del ensayo 1 y la resistencia a la tracción del ensayo de soldadura fuerte del ensayo 2 indicaron casi los mismos valores. Por tanto, se determinó que las aleaciones de la invención que indicaron resultados favorables en el ensayo en baño de sal del ensayo 1 tenían un alto límite aparente de elasticidad y resistencia a la tracción incluso cuando se calentaron hasta una temperatura de soldadura fuerte de 800 °C, y eran excelentes en cuanto a ductilidad, tenacidad y resistencia a la corrosión incluso cuando no se realizó un tratamiento térmico especial después de la soldadura fuerte.

Además, la invención no se limita a la configuración de los modos de realización anteriores, y se permiten diversas modificaciones dentro del alcance de los propósitos de la invención.

La solicitud reivindica prioridad basándose en la solicitud de patente japonesa n.º 2010-238311.

[Aplicabilidad industrial]

Tal como se describió anteriormente, puesto que la aleación de cobre resistente a la presión y resistente a la corrosión de acuerdo con la invención tiene alta resistencia a la presión y excelente resistencia a la corrosión, la aleación de cobre resistente a la presión y resistente a la corrosión es preferente para recipientes, herramientas y piezas sometidos a soldadura fuerte, tales como una variedad de válvulas incluyendo una válvula de alta presión, una válvula de obturador, una válvula con cubierta, una válvula de diafragma, una válvula de fuelle y una válvula de control; una variedad de juntas tales como una junta de tuberías, una junta en forma de T, una tubería en T (de tipo T) y una tubería acodada; una variedad de válvulas tales como una válvula para agua fría y caliente, una válvula de baja temperatura, una válvula de presión reducida, una válvula de alta temperatura y una válvula de seguridad; recipientes hidráulicos tales como juntas y cilindros; boquillas, rociadores, cierres de grifos de agua, y similares como recipientes, herramientas y piezas de instalaciones de gas a alta presión, instalaciones de acondicionamiento de aire, instalaciones de suministro de agua fría y caliente, y similares.

REIVINDICACIONES

1. Aleación de cobre resistente a la presión y resistente a la corrosión sometida a soldadura fuerte con otro material que tiene una composición de aleación que contiene de un 73,0 % en masa a un 79,5 % en masa de Cu y de un 2,5 % en masa a un 4,0 % en masa de Si, componiéndose el resto de Zn e impurezas inevitables,

en la que el contenido de % en masa de Cu [Cu] y el contenido de % en masa de Si [Si] tienen una relación de $62,0 \leq [Cu] - 3,6 \times [Si] \leq 67,5$, y

la estructura metálica en la parte sometida a soldadura fuerte de la aleación de cobre incluye al menos una fase κ en una matriz de fase α, y la fracción de área de la fase α, % de "α", la fracción de área de una fase β, % de "β", la fracción de área de una fase γ, % de "γ", la fracción de área de la fase κ, % de "κ" y la fracción de área de una fase μ, % de "μ" satisfacen $30 \leq$ "α" ≤ 84, $15 \leq$ "κ" ≤ 68, "α" + "κ" ≥ 92, $0,2 \leq$ "κ"/"α" ≤ 2, "β" ≤ 3, "μ" ≤ 5, "β" + "μ" ≤ 6, $0 \leq$ "γ" ≤ 7, y $0 \leq$ "β" + "μ" + "γ" ≤ 8.

2. Aleación de cobre resistente a la presión y resistente a la corrosión de acuerdo con la reivindicación 1, que comprende además al menos uno de un 0,015 % en masa a un 0,2 % en masa de P, de un 0,015 % en masa a un 0,2 % en masa de Sb, de un 0,015 % en masa a un 0,15 % en masa de As, de un 0,03 % en masa a un 1,0 % en masa de Sn y de un 0,03 % en masa a un 1,5 % en masa de Al,

en la que el contenido de % en masa de Cu [Cu], el contenido de % en masa de Si [Si], el contenido de % en masa de P [P], el contenido de % en masa de Sb [Sb], el contenido de % en masa de As [As], el contenido de % en masa de Sn [Sn] y el contenido de % en masa de Al [Al] satisfacen

$$62,0 \leq [Cu] - 3,6 \times [Si] - 3 \times [P] - 0,3 \times [Sb] + 0,5 \times [As] - 1 \times [Sn] - 1,9 \times [Al] \leq 67,5.$$

3. Aleación de cobre resistente a la presión y resistente a la corrosión de acuerdo con la reivindicación 1, que comprende además al menos uno de un 0,015 % en masa a un 0,2 % en masa de P, de un 0,015 % en masa a un 0,2 % en masa de Sb, de un 0,015 % en masa a un 0,15 % en masa de As y al menos uno de un 0,3 % en masa a un 1,0 % en masa de Sn y de un 0,45 % en masa a un 1,2 % en masa de Al,

en la que el contenido de % en masa de Cu [Cu], el contenido de % en masa de Si [Si], el contenido de % en masa de P [P], el contenido de % en masa de Sb [Sb], el contenido de % en masa de As [As], el contenido de % en masa de Sn [Sn] y el contenido de % en masa de Al [Al] satisfacen

$$63,5 \leq [Cu] - 3,6 \times [Si] - 3 \times [P] - 0,3 \times [Sb] + 0,5 \times [As] - 1 \times [Sn] - 1,9 \times [Al] \leq 67,5.$$

4. Aleación de cobre resistente a la presión y resistente a la corrosión de acuerdo con una cualquiera de las reivindicaciones 1 a 3, que comprende además al menos uno de un 0,003 % en masa a un 0,25 % en masa de Pb y de un 0,003 % en masa a un 0,30 % en masa de Bi,

en la que el contenido de % en masa de Cu [Cu], el contenido de % en masa de Si [Si], el contenido de % en masa de P [P], el contenido de % en masa de Sb [Sb], el contenido de % en masa de As [As], el contenido de % en masa de Sn [Sn], el contenido de % en masa de Al [Al], el contenido de % en masa de Pb [Pb] y el contenido de % en masa de Bi [Bi] satisfacen

$$62,0 \leq [Cu] - 3,6 \times [Si] - 3 \times [P] - 0,3 \times [Sb] + 0,5 \times [As] - 1 \times [Sn] - 1,9 \times [Al] + 0,5 \times [Pb] + 0,5 \times [Bi] \leq 67,5.$$

5. Aleación de cobre resistente a la presión y resistente a la corrosión de acuerdo con una cualquiera de las reivindicaciones 1 a 4, que comprende además al menos uno de un 0,05 % en masa a un 2,0 % en masa de Mn, de un 0,05 % en masa a un 2,0 % en masa de Ni, de un 0,003 % en masa a un 0,3 % en masa de Ti, de un 0,001 % en masa a un 0,1 % en masa de B y de un 0,0005 % en masa a un 0,03 % en masa de Zr,

en la que el contenido de % en masa de Cu [Cu], el contenido de % en masa de Si [Si], el contenido de % en masa de P [P], el contenido de % en masa de Sb [Sb], el contenido de % en masa de As [As], el contenido de % en masa de Sn [Sn], el contenido de % en masa de Al [Al], el contenido de % en masa de Pb [Pb], el contenido de % en masa de Bi [Bi], el contenido de % en masa de Mn [Mn], el contenido de % en masa de Ni [Ni], el contenido de % en masa de Ti [Ti], el contenido de % en masa de B [B] y el contenido de % en masa de Zr [Zr] satisfacen

$$62,0 \leq [Cu,] - 3,6 \times [Si] - 3 \times [P] - 0,3 \times [Sb] + 0,5 \times [As] - 1 \times [Sn] - 1,9 \times [Al] + 0,5 \times [Pb] + 0,5 \times [Bi] + 2 \times [Mn] + 1,7 \times [Ni] + 1 \times [Ti] + 2 \times [B] + 2 \times [Zr] \leq 67,5.$$

6. Aleación de cobre resistente a la presión y resistente a la corrosión de acuerdo con una cualquiera de las reivindicaciones 1 a 5, en la que la resistencia del material es de 400 N/mm^2 o más en cuanto a resistencia a la tracción o de 150 N/mm^2 o más en cuanto a límite aparente de elasticidad.

7. Estructura sometida a soldadura fuerte que comprende la aleación de cobre resistente a la presión y resistente a la corrosión de acuerdo con una cualquiera de las reivindicaciones 1 a 6, otro material sometido a soldadura fuerte con la aleación de cobre, y un metal de aportación para soldadura fuerte que somete a soldadura fuerte la aleación de cobre y el otro material.

8. Procedimiento de fabricación de la estructura sometida a soldadura fuerte de acuerdo con la reivindicación 7,

en el que, en un estado en el que el metal de aportación para soldadura fuerte se interpone entre la aleación de cobre y el otro material,

la parte sometida a soldadura fuerte de la aleación de cobre, la parte sometida a soldadura fuerte del otro material, y el metal de aportación para soldadura fuerte se calientan hasta al menos 700 °C o más de modo que se sometan a soldadura fuerte, y

la parte sometida a soldadura fuerte de la aleación de cobre se enfría a una velocidad de enfriamiento promedio de 0,1 °C/segundo a 60 °C/segundo en un intervalo de temperatura de desde la temperatura del material cuando finaliza la soldadura fuerte hasta 300 °C, o desde 700 °C hasta 300 °C.

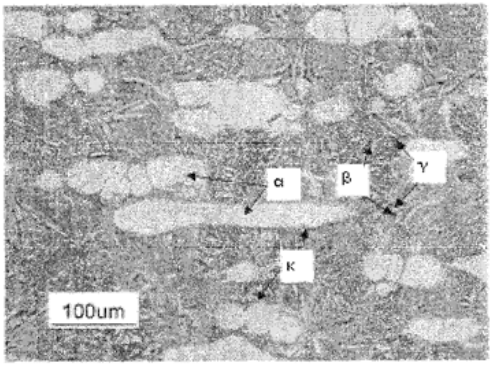
9. Procedimiento de fabricación de la estructura sometida a soldadura fuerte de acuerdo con la reivindicación 7,

en el que, en un estado en el que el metal de aportación para soldadura fuerte se interpone entre la aleación de cobre y el otro material,

la parte sometida a soldadura fuerte de la aleación de cobre, la parte sometida a soldadura fuerte del otro material, y el metal de aportación para soldadura fuerte se calientan hasta al menos 750 °C o más de modo que se sometan a soldadura fuerte, y

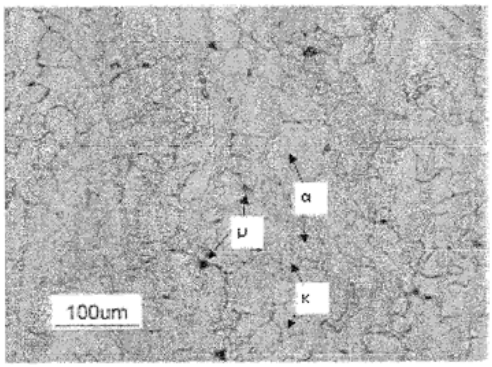
la parte sometida a soldadura fuerte de la aleación de cobre se enfría a una velocidad de enfriamiento promedio de 1,5 °C/segundo a 40 °C/segundo en un intervalo de temperatura de desde la temperatura del material cuando finaliza la soldadura fuerte hasta 300 °C, o desde 700 °C hasta 300 °C.

FIG.1A



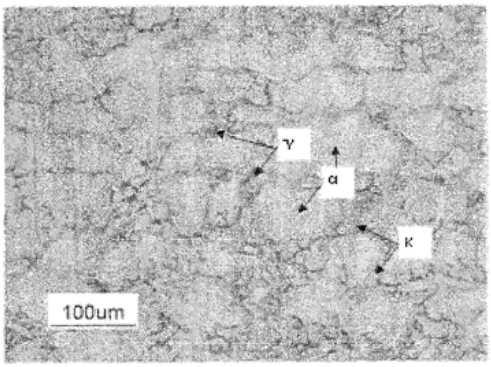
A11L2(55.7 α −41.3 κ −2.3 γ −0.7 β)

FIG.1B



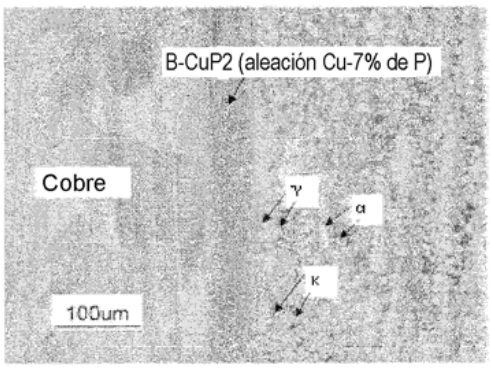
A21L7(59.4 α −38.8 κ −0.4 γ −1.4 μ)

FIG.1C



A26L4(63.1 α −34.9 κ −2 γ)

FIG.1D



A11L6(62.6 α −34.6 κ −2.8 γ)