

19



OFICINA ESPAÑOLA DE  
PATENTES Y MARCAS

ESPAÑA



11 Número de publicación: **2 389 571**

51 Int. Cl.:  
**C22C 14/00** (2006.01)  
**C22F 1/00** (2006.01)  
**C22F 1/18** (2006.01)

12

TRADUCCIÓN DE PATENTE EUROPEA

T3

- 96 Número de solicitud europea: **07830892 .1**  
96 Fecha de presentación: **24.10.2007**  
97 Número de publicación de la solicitud: **2078760**  
97 Fecha de publicación de la solicitud: **15.07.2009**

54 Título: **Aleación de titanio beta**

30 Prioridad:  
**26.10.2006 JP 2006291135**  
**26.09.2007 JP 2007249351**

45 Fecha de publicación de la mención BOPI:  
**29.10.2012**

45 Fecha de la publicación del folleto de la patente:  
**29.10.2012**

73 Titular/es:  
**NIPPON STEEL CORPORATION (100.0%)**  
**6-1, Marunouchi 2-chome Chiyoda-ku**  
**TOKYO 100-8071, JP**

72 Inventor/es:  
**TAKAHASHI, KAZUHIRO;**  
**FUJII, HIDEKI y**  
**MORI, KENICHI**

74 Agente/Representante:  
**DE ELZABURU MÁRQUEZ, Alberto**

ES 2 389 571 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 titanio beta.

**Campo de la invención**

La presente invención se refiere a una aleación de titanio de tipo- $\beta$ .

**5 Técnica anterior**

10 Las aleaciones de titanio de tipo- $\beta$  son aleaciones de titanio a las cuales se añaden V, Mo u otros elementos estabilizadores de tipo- $\beta$  para conservar la fase- $\beta$  estable a temperatura ambiente. Las aleaciones de titanio de tipo- $\beta$  son superiores en cuanto a operabilidad en frío. Debido al endurecimiento por precipitación de una fase fina  $\alpha$  durante el tratamiento térmico de envejecimiento, se obtiene una resistencia a la tracción de valor elevado de aproximadamente 1400 MPa y el módulo de Young es relativamente bajo, de manera que se usan las aleaciones para muelles, cabezas de palos de golf, elementos de fijación y otros tipos de aplicaciones diferentes.

Las aleaciones de titanio convencionales de tipo- $\beta$  contienen grandes cantidades de V o Mo tal como Ti- 15 % en masa de V - 3 % en masa de Cr - 3 % en masa de Sn - 3 % en masa de Al (en lo sucesivo, "% en masa" se omite), Ti -13 V-11 Cr -3 Al, y Ti-3Al-8V-6Cr-4Mo-4Zr. La cantidad total de V y Mo es de 12 % en masa o más.

15 Al contrario que estos, se han propuesto aleaciones de titanio de tipo- $\beta$  en las que se han suprimido las cantidades de adición de V y Mo y se añaden elementos estabilizadores de tipo- $\beta$  que no son relativamente caros de Fe y Cr.

La invención descrita en la Patente Japonesa N°. 2859102 es una aleación de titanio de tipo- $\beta$  basada en Ti-Al-Fe-Mo que presenta un eq. de Mo (Mo equivalente) mayor que 16. La composición típica es Al: de 1 a 2 % en masa, Fe: de 4 a 5 % en masa, Mo: de 4 a 7 % en masa y O (oxígeno): 0,25 % en masa o menos.

20 Las invenciones descritas en la Publicación de Patente Japonesa (A) N°. 03-61341, Publicación de Patente Japonesa (A) N°. 2002-235133 y Publicación de Patente Japonesa (A) N°. 2005-60821 son aleaciones de titanio de tipo- $\beta$  basadas en Ti-Al-Fe-Cr en las cuales no se añaden V y Mo y en las que, en % en masa, Fe se encuentra dentro del intervalo de 1 a 4 %, 8,8 % o menos (no obstante, Fe+0,6 Cr es de 6 a 10 %) y 5 % o menos, respectivamente y Cr se encuentra dentro del intervalo de 6 a 13 %, de 2 a 12 % (no obstante, Fe+0,6 Cr es de 6 a 10 %) y de 10 a 20 %, respectivamente.

25 Las invenciones descritas en la Publicación de Patente Japonesa (A) N°. 2005-154850, la Publicación de Patente Japonesa (A) N°. 2004-270009 y Publicación de Patente Japonesa (A) N°. 2006-111934 son aleaciones de titanio de tipo- $\beta$  basadas en Ti-Al-Fe-Cr-V-Mo-Zr, Ti-Al-Fe-Cr-V-Sn y Ti-Al-Fe-Cr-V-Mo, respectivamente. En cada una, Fe y Cr se añaden ambos y se incluyen ambos o alguno de V y Mo. Además, en la Publicación de Patente Japonesa (A) N°. 2005-154850 y en la Publicación de Patente Japonesa (A) N°. 2004-270009, respectivamente, se añaden de 2 a 6 % en masa de Zr y de 2 a 5 % en masa de Sn.

**Descripción de la invención**

35 Como se ha explicado anteriormente, la Publicación de Patente Japonesa (A) N°. 2859102, Publicación de Patente Japonesa (A) N°. 03-61341, Publicación de Patente Japonesa (A) N°. 2002-235133, Publicación de Patente Japonesa (A) N°. 2005-60821, Publicación de Patente Japonesa (A) N°. 2005-154850, Publicación de Patente Japonesa (A) N°. 2004-270009 y Publicación de Patente Japonesa (A) N°. 2006-111934 son aleaciones de titanio de tipo- $\beta$  en las cuales las se suprimen las cantidades de adición de V y Mo y se añaden elementos estabilizadores de tipo- $\beta$  que no son relativamente caros.

40 No obstante, el elemento estabilizador- $\beta$  no costoso de Fe segrega de forma fácil en el momento de la solidificación en el proceso de fusión. En la Patente Japonesa N°. 2859102 (basada en Ti-Al-Fe-Mo), el Fe se encuentra presente en una cantidad de 4 a 5 % en masa. Si se añade en una cantidad grande por encima de 4 %, la segregación de la composición da lugar a una posibilidad mayor de variaciones en las propiedades de material o en la propiedad de endurecimiento por envejecimiento. Además la Patente Japonesa N°. 2859102 no contiene Cr.

45 En la Publicación de Patente Japonesa (A) N°. 03-61341, Publicación de Patente Japonesa (A) N°. 2002-235133 y en la Publicación de Patente Japonesa (A) N°. 2005-60821, además de Fe, se usa el elemento estabilizador  $\beta$  que no es relativamente caro de Cr en grandes cantidades. No se usan V ni Mo. No obstante, Cr segrega de la misma forma que Fe, de manera que incluso en las aleaciones de titanio de tipo- $\beta$  que presentan elementos estabilizadores  $\beta$  formados por Fe y Cr solos y que tienen estas cantidades añadidas en grandes cantidades, la segregación de la composición provoca variaciones en las propiedades materiales y en la propiedad de endurecimiento por envejecimiento. Se forman zonas de elevada resistencia y zonas de baja resistencia. Cuando la diferencia de resistencia entre las zonas es grande, si se usa el material para muelles con forma de bobina y otros muelles, existe una gran posibilidad de que las zonas de baja resistencia que forman los puntos de partida se fracturen y que el tiempo de vida se haga más corto.

La Publicación de Patente Japonesa (A) N°. 2005-154850, la Publicación de Patente Japonesa (A) N°. 2004-270009

y la Publicación de Patente Japonesa (A) N°. 2006-111934 están basadas en Ti-Al-Fe-Cr-V-Mo y tiene también V y Mo añadidos. La Publicación de Patente Japonesa (A) N°. 2005-154850 y la Publicación de Patente Japonesa (A) N°. 2006-111934 tienen cantidades relativamente pequeñas de Cr de 4 % en masa o menos y de 0,5 a 5 % en masa. Los efectos de la segregación de la composición se consideran más pequeños en comparación con los documentos anteriormente mencionados Publicación de Patente Japonesa N°. 2859102, Publicación de Patente Japonesa (A) N°. 03-61341, Publicación de Patente Japonesa (A) N°. 2002-235133 y Publicación de Patente Japonesa (A) N°. 2005-60821. No obstante, la cantidad de Cr es pequeña, de manera que la contribución al templado sólido-disolución no resulta suficiente. Con el fin de aumentar la resistencia, el templado por precipitación de la fase  $\alpha$  por medio de tratamiento térmico de envejecimiento concluye dependiendo en gran medida del mismo. Nótese que, como se describe en los ejemplos de la Publicación de Patente Japonesa (A) N°. 2006-111934, la resistencia a la tracción antes del tratamiento térmico de envejecimiento es de 886 MPa o menos. Por este motivo, si se provoca la precipitación de la fase  $\alpha$  por medio de tratamiento térmico de envejecimiento para elevar la resistencia, el módulo de Young se hace finalmente mayor y las características de las aleaciones de tipo- $\beta$ , el módulo de Young bajo, no se pueden emplear más de manera suficiente. Esto es debido, en comparación con los fase- $\beta$ , a que la fase  $\alpha$  presenta de 20 a 30 % o similar de módulo de Young mayor. Para obtener una elevada resistencia al tiempo que se mantiene un módulo de Young relativamente bajo, es necesario aumentar la resistencia de base antes del tratamiento térmico de envejecimiento y mantener la cantidad de precipitación de la fase  $\alpha$  debida a un tratamiento térmico de envejecimiento pequeño. Es decir, como mecanismo de templado, resulta eficaz mantener la contribución de la fase  $\alpha$  al templado por precipitación en un valor pequeño y hacer un uso mayor del templado de sólido-disolución y del templado por trabajo (endurecimiento por trabajo). Además, si se añade una cantidad de Cr fija o más, se pueden reducir los efectos de la segregación, tanto en la Publicación de Patente Japonesa (A) N°. 2005-154850 como en la Publicación de Patente Japonesa (A) N°. 2006-111934, la cantidad de Cr es pequeña y el efecto no resulta suficiente.

A este respecto, si la cantidad de Cr de la Publicación de Patente Japonesa (A) N°. 2004-270009 es de 6 a 10 % en masa, es mayor que la de la Publicación de Patente Japonesa (A) N°. 2005-154850 y que la Publicación de Patente Japonesa (A) N°. 2006-111934. La cantidad contribuye más al templado de sólido-disolución. No obstante, en la Publicación de Patente Japonesa (A) N°. 2004-270009, el elemento neutro Sn (ni el elemento estabilizador  $\alpha$  ni el elemento estabilizador  $\beta$ ) está presente en una cantidad de 2 a 5 % en masa. Este Sn, como puede entenderse a partir de la Tabla Periódica, tiene un peso atómico de 118,69 o más de 2,1 veces el de Ti, Fe, Cr y V y aumenta la densidad de la aleación de titanio. En aplicaciones en las que se usan las aleaciones de titanio con el fin de reducción de peso (aumentar la resistencia específica) (muelles, cabezas de palos de golf, elementos de fijación, etc.), el hecho de evitar la adición de Sn resulta ventajoso.

A partir de lo anterior, la presente invención presenta como objetivo proporcionar una aleación de titanio de tipo- $\beta$  que mantiene los contenidos de los elementos estabilizadores  $\beta$  que no son relativamente caros tales como V y Mo en un total de 10 % en masa o menos, disminuyendo los efectos de la segregación de la composición de Fe y Cr, y siendo capaz de mantener el módulo de Young y una densidad relativamente baja. Además, tiene como objetivo aplicar la aleación de titanio de tipo- $\beta$  de la presente invención como material para muelles de tipo bobina para automóvil y motocicletas y otros muelles, cabezas de palos de golf y tornillos y tuercas y otros elementos de fijación con el fin de proporcionar productos que presenten propiedades de material estables, bajo Módulo de Young y elevada resistencia específica con un coste de material relativamente reducido.

La esencia de la presente invención consiste en resolver los problemas anteriores como se muestra a continuación:

(1) Una aleación de titanio de tipo- $\beta$  que contiene, en % en masa, Al: de 2 a 5 %, Fe: de 2 a 4 %, Cr: de 6,2 a 11 %, V: de 4 a 10 %, y de manera opcional Zr: de 1 a 4 %, en los intervalos y que presenta un equilibrio de Ti e impurezas inevitables, en la que el equivalente de oxígeno Q de fórmula [1] es de 0,15 a 0,30:

45           Equivalente de oxígeno Q = [O] + 2,77 [N] .... fórmula [1]

en la que, [O] es el contenido (% en masa ) de O (oxígeno) y [N] el contenido (% en masa) de N.

(2) Una aleación de titanio de tipo- $\beta$  que contiene, en % en masa, Al: de 2 a 5 %, Fe: de 2 a 4 %, Cr: de 5 a 11 % y Mo: de 4 a 10 %, y de manera opcional Zr: de 1 a 4 %, en los intervalos y que presenta un equilibrio de Ti e impurezas inevitables, en la que el equivalente de oxígeno Q de fórmula [1] es de 0,15 a 0,30:

50           Equivalente de oxígeno Q = [O] + 2,77 [N] .... fórmula [1]

en la que, [O] es el contenido (% en masa ) de O (oxígeno) y [N] el contenido (% en masa) de N.

(3) Una aleación de titanio de tipo- $\beta$  que contiene, en % en masa, Al: de 2 a 5 %, Fe: de 2 a 4 %, Cr: de 5,5 a 11 % y Mo+V (total de Mo y V): de 4 a 10 % por Mo: 0,5 % o más y V: 0,5 % o más y de manera opcional Zr: de 1 a 4 %, en los intervalos y que presenta un equilibrio de Ti e impurezas inevitables, en la que el equivalente de oxígeno Q de fórmula [1] es de 0,15 a 0,30:

55           Equivalente de oxígeno Q = [O] + 2,77 [N] .... fórmula [1]

en la que, [O] es el contenido (% en masa ) de O (oxígeno) y [N] el contenido (% en masa) de N.

(4) Un producto elaborado obtenido por medio de endurecimiento por trabajo de una aleación de titanio de tipo- $\beta$  como se explica en una cualquiera de los puntos anteriores (1) a (3).

5 En el presente documento, "producto elaborado en forma de endurecimiento por trabajo" de (6) de la presente invención significa láminas/placas, barras/alambres y productos con otras formas en el estado tal y como se elabora por medio de laminado, extracción, forja, conformado por presión, etc y que resulta más duro, es decir, con una resistencia más elevada, en comparación con el estado recocido.

### Breve descripción de los dibujos

10 La Figura 1 es una vista que muestra una macro-estructura de corte transversal en L de una barra tratada térmicamente para envejecimiento.

La Figura 2 es una vista de una macroestructura de una corte transversal en L de una barra tratada térmicamente para envejecimiento, en la que (a), (b) y (c) muestran los ejemplos de la presente invención.

### Mejor modo de llevar a cabo la invención

15 Los inventores han descubierto que mediante la inclusión de elementos estabilizadores- $\beta$ , tanto Cr como Fe relativamente baratos, en grandes cantidades y mediante la inclusión de uno o ambos de V y Mo (en total) en cantidades pre-determinadas hasta 10 % en masa, es posible evitar los efectos de la segregación de la composición y conseguir propiedades estabilizadas y aumentar la resistencia a la tracción antes del tratamiento térmico de envejecimiento y, de este modo, completar la presente invención. Además, han descubierto que haciendo que el equivalente de oxígeno Q (= [O] + 2,77 [N]) de la fórmula [1] sea de 0,15 a 0,30 o dejando la aleación en estado endurecido por trabajo y posteriormente llevando a cabo el pre-conformado de ambos, es posible aumentar más la resistencia a la tracción antes del tratamiento térmico de envejecimiento. De esta forma, es posible conseguir una elevada resistencia a la tracción por medio del envejecimiento térmico de envejecimiento al tiempo que se mantiene un módulo de Young relativamente bajo.

25 A continuación, los inventores explican los fundamentos para establecer los elementos de los componentes de la presente invención.

Al es un elemento estabilizador  $\alpha$ . Promueve la precipitación de la fase  $\alpha$  en el momento del tratamiento térmico de envejecimiento, de manera que contribuye al templado por precipitación. Si Al es menor que 2 % en masa, la contribución de la fase  $\alpha$  al templado por precipitación es excesivamente pequeña, mientras que si se encuentra por encima de 5 % en masa, no se puede obtener una operabilidad fría superior. Por tanto, en la presente invención, Al se encuentra en el intervalo de 2 a 5 % en masa. Cuando se lleva a cabo gran parte de la operabilidad en frío, se prefiere un contenido de Al de 2 a 4 % en masa.

35 A continuación, se explican los elementos estabilizadores  $\beta$ . Con Fe solo, el efecto de la segregación de la composición es grande. En la producción industrial que implica fusión a gran escala, existe un límite para las cantidades que se pueden añadir, de manera que en la presente invención, tanto Fe como Cr se añaden en forma de elementos estabilizadores  $\beta$  que no relativamente caros.

40 Como medio para eliminar los efectos del problema de la segregación de la composición de Fe y Cr, existe un método de adición de una determinada cantidad de Cr o más y por tanto reducir la proporción de la diferencia de concentración por medio de la ubicación de Cr con respecto a la concentración media de Cr (= diferencia de concentración/concentración media) y por consiguiente reducir los efectos de la segregación. Además, se puede considerar el siguiente método de utilización de elementos estabilizadores  $\beta$  que no son relativamente caros de V y Mo. V presenta una segregación pequeña en el momento de la solidificación y se distribuye de manera sustancialmente uniforme, mientras que Mo se distribuye en concentración por medio de una tendencia inversa a partir de Fe y Cr. Es decir, en ubicaciones en las que la concentración de Mo es elevada, la concentración de Fe y Cr son bajas, mientras que en ubicaciones en las que la concentración de Mo es baja, ocurre lo contrario. Es posible usar V distribuido de manera uniforme como base para garantizar la estabilidad de la fase  $\beta$  y además suprimir los efectos de la segregación de Fe y Cr por medio de Mo.

50 Se puede juzgar el grado de segregación de la composición observando la macro-estructura obtenida por medio de ataque químico del corte transversal tras el tratamiento térmico de envejecimiento que provoca la precipitación de fase  $\alpha$ . Debido a la segregación de los elementos estabilizadores  $\beta$ , la tasa y la cantidad de precipitación de la fase  $\alpha$  difieren, de manera que aparece una diferencia en la estructura metálica debida a las ubicaciones segregadas. La Figura 1 es un ejemplo de aparición remarcable de segregación en la distribución de la precipitación de finos de la fase  $\alpha$  debida a la segregación de un lado de los elementos estabilizadores de la fase  $\beta$  en la aleación de titanio de tipo- $\beta$ , mientras que la Figura 2 muestra un ejemplo de el efecto de supresión de la segregación de la distribución de la precipitación de finos de la fase  $\alpha$  debido al diseño de la combinación de elementos estabilizadores de la fase  $\beta$  en la aleación de titanio de tipo- $\beta$ . La Figura 1 y la Figura 2 son ejemplos de casos de barras laminadas en caliente por recocido y tratamiento en disolución de aleación de titanio de tipo- $\beta$  en la zona sencilla de fase  $\beta$ , posteriormente

tratamiento de éstas por medio de tratamiento térmico de envejecimiento a 500 °C durante 24 horas. En ambas Figuras 1 y 2, se pule el corte transversal L de la barra (corte transversal paralelo a la dirección longitudinal de la barra), posteriormente la barra se sumerge en una disolución de ataque químico de uso de titanio (que contiene ácido fluorhídrico y ácido nítrico) para preparar una estructura fácil de observar. En la Figura 1, los efectos de la segregación de la composición aparecen de forma espectacular. Las partes en las que la cantidad de precipitación de la fase  $\alpha$  es pequeña (bandas de color gris claro intercaladas entre zonas grises oscuras) y las partes en las que la cantidad es grande (zonas de color gris oscuro) se puede distinguir claramente a simple vista. Las zonas de color gris oscuro contienen grandes cantidades de fase  $\alpha$  precipitada de forma fina, por lo que son duras, mientras que las zonas de color gris claro son más blandas. En los ejemplos de la Figura 1, la dureza de Vicker de las zonas de color gris oscuro es de aproximadamente 400, mientras que en las bandas de color gris claro su valor es inferior en aproximadamente 105 puntos. Este es un fenómeno debido a la segregación de los elementos estabilizadores como se ha explicado anteriormente. Únicamente de forma natural, presentan un gran efecto sobre la calidad del material. Por otra parte, las Figuras 2(a), (b) y (c) son ejemplos en los que no es posible ver las zonas bastas de color gris claro tal como las de la Figura 1 y la fase  $\alpha$  se encuentra sustancialmente precipitada. Nótese que, en los cortes transversales de las Figuras 2(a), (b) y (c), si la dureza de Vicker se mide de forma aleatoria en seis puntos, los valores varían de 10 a 20 o mucho menos que en el caso del ejemplo de la Figura 1. En la presente invención, se usa el presente método de valoración. A partir de aquí, se denomina "método de valoración de segregación". Nótese que se midió la dureza de Vicker con una carga de 9,8 N.

Además, para mantener en un valor bajo el módulo de Young tras el tratamiento térmico de envejecimiento, como se ha explicado anteriormente, con tratamiento térmico de envejecimiento, es necesario aumentar la resistencia pro medio de una pequeña precipitación de la fase  $\alpha$ . Por este motivo, resulta necesario aumentar la resistencia a la tracción de base antes del tratamiento térmico de envejecimiento. La resistencia a la tracción antes del tratamiento térmico de envejecimiento es, en la Publicación de Patente Japonesa (A) N°. 2006-111934, un valor medio de aproximadamente 830 MPa y es como máximo de 886 MPa, mientras que en la presente invención, se puede conseguir un valor de 10 % más que el límite inferior de 830 MPa, es decir, de 920 MPa.

Los contenidos de los elementos estabilizadores  $\beta$  (Fe y Cr y V y Mo) que dan lugar a efectos pequeños de segregación de composición y a resistencias de tracción antes del tratamiento térmico de envejecimiento de 920 MPa o más difieren dependiendo de su combinación pero son, en % en masa, cuando Al es de 2 a 5 %, "Fe: de 2 a 4 %, Cr: de 6,2 a 11 %, y V: de 4 a 10 % en el intervalo" ((1) de la presente invención), "Fe: de 2 a 4 %, Cr: de 5 a 11 % y Mo: de 4 a 10 % en el intervalo" ((2) de la presente invención), o "Fe: de 2 a 4 %, Cr: de 5,5 a 11 % y Mo+V (total de Mo y V): de 4 a 10 % en el intervalo" ((3) de la presente invención). Por tanto, (1), (2) y (3) de la presente invención presentan intervalos de composiciones químicas en los intervalos anteriores. No obstante, en (3) de la presente invención, tanto Mo como V se encuentran presentes, Mo es de 0,5 % o más y V es de 0,5 % o más. Cuando Fe, Cr, Mo y V son menores que los intervalos anteriores, en ocasiones, no es posible obtener una fase  $\beta$  estable. Por otra parte, V y Mo relativamente caros no tienen que añadirse en exceso por encima de los límites superiores. Si Fe y Cr se encuentran por encima de los límites superiores, en ocasiones, los efectos de la segregación de la composición se vuelven importantes. En la presente invención, preferentemente, en % en masa, cuando Al es de 2 a 4 %, los intervalos son "Fe: de 2 a 4 %, Cr: de 6,5 a 9 %, y V: de 5 a 10 %" ((1) de la presente invención), "Fe: de 2 a 4 %, Cr: de 6 a 10 % y Mo: de 5 a 10 %" ((2) de la presente invención), "Fe: de 2 a 4 %, Cr: de 6 a 10 % y Mo+V (total de Mo y V): de 5 a 10 %" ((3) de la presente invención). En los intervalos preferidos, incluso cuando el tratamiento térmico de envejecimiento es un tiempo reducido de menos que 24 horas, se exhiben los buenos estados que se muestran en la Figura 2 por medio del método de evaluación de la segregación y los efectos de la segregación de la composición se vuelven más reducidos.

Por otra parte, en la presente invención, desde el punto de vista de endurecimiento eficaz (templado) por medio de un tiempo más reducido del tratamiento térmico de envejecimiento, en % en masa, cuando Al es de 2 a 4 %, se prefieren los intervalos de "Fe: de 2 a 4 %, Cr: de 6,2 a 8 %, y V: de 4 a 6 %" ((1) de la presente invención), "Fe: de 2 a 4 %, Cr: de 5 a 7 %, y Mo: de 4 a 6 %" ((2) de la presente invención), "Fe: de 2 a 4 %, Cr: de 5,5 a 7,5 %, y Mo+V (total de Mo y V): de 4 a 6 %" ((3) de la presente invención). Estos intervalos corresponden a las zonas de cantidades pequeñas de elementos estabilizadores  $\beta$  Cr, V y Mo en (1) de la presente invención, (2) de la presente invención y (3) de la presente invención.

Zr es un elemento neutral del mismo modo que Sn. Por medio de la inclusión de 1 % en masa o más, éste contribuye a una resistencia mayor. Incluso si se incluye 4 % en masa o menos, la tendencia a aumentar la densidad es menor que con Sn. A partir del equilibrio de la mejora de la resistencia y el incremento de la densidad, se puede incluir además de 1 a 4 % en masa de Zr.

En las aleaciones de titanio de tipo- $\beta$  de las composiciones anteriores, es posible mejorar la resistencia antes del tratamiento térmico de envejecimiento por medio de O y N. Por otra parte, si las cantidades de O y N son muy elevadas, en ocasiones no se puede mantener una operabilidad en frío superior durante más tiempo. Se pueden evaluar las contribuciones de O y N a la resistencia por medio de equivalente de oxígeno Q (= [O] + 2,77 x[N]) de fórmula [1]. Con respecto al presente Q, cuando la capacidad de templado de sólido-disolución de la aleación de titanio de tipo- $\beta$  por cada 1 % en masa de concentración de oxígeno, es decir, la contribución al aumento de la resistencia a la tracción, es "1", la contribución de nitrógeno a la capacidad de templado de sólido-disolución es 2,77 veces la del oxígeno, de manera que la concentración de nitrógeno se multiplica por 2,77 con el fin de convertirla en

concentración de oxígeno. En la presente invención, se puede conseguir por un lado la mejora de la resistencia y por otro un trabajo en frío superior, de manera que en la aleación de titanio de tipo- $\beta$  de uno cualquiera de (1) a (3) de la presente invención, el equivalente de oxígeno Q se hace de 0,15 a 0,39 en el intervalo.

5 De manera adicional, además de la composición química, incluso mediante el endurecimiento por trabajo, es posible aumentar la resistencia antes del tratamiento térmico de envejecimiento, de manera que (4) de la presente invención proporcione una aleación de titanio de tipo  $\beta$  de uno cualquiera de (1) a (3) de la presente invención que se caracteriza por encontrarse en un estado tal como endurecido por trabajo por medio de laminado (laminado en frío, etc.), extracción (extracción en frío, etc.), conformado por presión, forja u otro trabajo. La forma puede ser placas/láminas, barras/alambres, y varios productos conformados a partir de los mismos.

10 Nótese que, la aleación de titanio de la presente invención, de la misma forma que el titanio puro u otra aleación de titanio, inevitablemente contiene H, C, Ni, Mn, Si, S, etc., pero los contenidos son en general respectivamente de menos de 0,05 % en masa. No obstante, con la condición de que el efecto de la presente invención no se vea impedido, el contenido no se encuentra limitado a menos de 0,05 % en masa. H es un elemento estabilizador- $\beta$  y tiende a retrasar la precipitación de la fase  $\alpha$  en el momento del tratamiento térmico de envejecimiento, de manera  
15 que una concentración  $\alpha$  de 0,02 % en masa o menos resulta preferida.

La aleación de titanio de tipo- $\beta$  de la presente invención explicada anteriormente, a partir de su composición, puede incluir, además de los metales tales como Fe y Cr, materiales que no son relativamente caros tales como ferromolibdeno, ferrovanadio, ferrocromo, acero inoxidable basado en ferrita tal como SUS430, titanio de esponja de baja calidad, titanio puro y diferentes aleaciones de titanio en chatarras, etc.

## 20 Ejemplos

Por medio del uso de los siguientes ejemplos se explican con más detalle (1) a (3) de la presente invención.

Se calentaron los lingotes obtenidos por medio de fusión de vacío a una temperatura de 1100 a 1150 °C y se forjaron en caliente para preparar los materiales intermedios que posteriormente se calentaron a 900 °C y se forjaron en caliente para dar lugar a barras de diámetro de aproximadamente 15 mm. Después de esto, se trataron las barras en disolución, se recocieron a 850 °C y se enfriaron al aire.  
25

Se sometieron a maquinizado los materiales tratados con disolución y recocidos para dar lugar a piezas de ensayo de tracción con partes paralelas de un diámetro de 6,25 mm y longitud de 32 mm, se sometieron a ensayo de tracción a temperatura ambiente, y se midió la resistencia a la tracción antes del tratamiento térmico de envejecimiento. Para evaluar la operabilidad en frío, se eliminó la costra de los materiales tratados con disolución y recocidos (chorreado con granalla, posteriormente se sumergieron en una disolución de nítrico-ácido fluorhídrico),  
30 posteriormente se lubricaron y se sometieron a extracción en frío por medio de un troquel hasta una reducción de corte transversal de 50 % en cuanto a área. Se evaluaron las fracturas o rupturas superficiales apreciables a simple vista entre los pases de extracción en frío. Se evaluaron como "pobres" las piezas de ensayo con fracturas o rupturas antes de que la reducción del corte transversal alcanzara 50 %, mientras que las que no presentaron fracturas o rupturas se evaluaron como "buenas". Además, se evaluaron los efectos de la segregación de la composición por medio del método de evaluación de segregación anteriormente mencionado. Este método trata un material tratado con disolución y recocido a 500 °C durante 24 horas para el tratamiento térmico de envejecimiento, posteriormente se pule el corte transversal L, se somete a ataque químico por medio de una disolución de ataque químico de uso de titanio, se observa visualmente la estructura metálica, y, siguiendo los ejemplos de las Figuras 1 y  
35 2, se lleva a cabo la evaluación como "pobre" cuando el estado es como el de la Figura 1 y como "bueno" cuando el estado es como el de la Figura 2.

La Tabla 1, Tabla 2 y la Tabla 3 muestran las composiciones químicas, el éxito de la extracción en frío, la resistencia a la tracción antes del tratamiento térmico de envejecimiento (material tratado con disolución y recocido), los resultados de evaluación por medio del método de evaluación de la segregación, etc. La Tabla 1, la Tabla 2 y la  
45 Tabla 3 se refieren a (1), (2) y (3) de la presente invención. Nótese que la concentración de H fue de 0,02 % en masa o menos en cada caso.

Tabla 1

Nº. de muestra	Composiciones químicas (% en masa)								Fórmula Q equivalente de oxígeno [1]	Éxito de 50 % de extracción en frío	Material tratado con disolución de tratamiento térmico de pre-envejecimiento y recocido	Resultado de la evaluación por medio del método de evaluación [otros]	Observaciones
	Al	Fe	Cr	V	Mo	Zr	O	N					
1	3,2	2,0	8,0	7,7	-	-	0,159	0,007	0,178	Bueno	985	Bueno	Ej. Inv.
2	3,1	2,0	8,9	5,8	-	-	0,162	0,007	0,181	Bueno	974	Bueno	Ej. Inv.
3	3,1	3,0	8,0	4,3	-	-	0,167	0,007	0,186	Bueno	975	Bueno	Ej. Inv.
4	4,0	3,0	8,9	8,5	-	-	0,166	0,008	0,188	Bueno	1012	Bueno	Ej. Inv.
5	4,5	3,8	10,7	8,5	-	-	0,158	0,007	0,177	Bueno	1053	Bueno	Ej. Inv.
6	3,1	2,8	6,2	4,4	-	-	0,161	0,006	0,178	Bueno	948	Bueno	Ej. Inv.
7	2,1	2,6	6,9	7,4	-	-	0,148	0,006	0,165	Bueno	954	Bueno	Ej. Inv.
8	3,0	2,5	7,9	9,4	-	-	0,149	0,007	0,168	Bueno	966	Bueno	Ej. Inv.
9	3,0	2,9	9,9	-	-	-	0,157	0,008	0,179	Bueno	924	Pobre	Ej. Comp.
10	1,1	2,0	8,1	7,8	-	-	0,164	0,007	0,183	Bueno	928	(Gris claro, endurecimiento pequeño)	Ej. Comp.
11	5,6	2,6	8,1	7,4	-	-	0,158	0,007	0,177	Pobre	1104	(con fase α como disolución tratada)	Ej. Comp.
12	3,1	4,9	6,5	7,8	-	-	0,150	0,006	0,167	Bueno	970	Pobre	Ej. Comp.
13	3,1	2,4	3,9	7,5	-	-	0,156	0,006	0,173	Bueno	895	Bueno	Ej. Comp.
14	3,1	2,6	8,7	3,4	-	-	0,156	0,006	0,173	Bueno	938	Pobre	Ej. Comp.
15	3,0	2,6	12,4	7,5	-	-	0,154	0,008	0,176	Bueno	1079	Pobre	Ej. Comp.

Tabla 2

Nº. de muestra	Composiciones químicas (% en masa)										Fórmula Q equivalente de oxígeno [1]	Éxito de 50 % de extracción en frío	Material tratado con disolución de tratamiento térmico de pre-envejecimiento y recocido	Resultado de la evaluación por medio del método de evaluación [otros]	Observaciones
	Al	Fe	Cr	V	Mo	Zr	O	N	Resistencia a la tracción [MPa]						
16	3,1	2,0	7,4	-	7,2	-	0,164	0,008	0,186	Bueno	979	Bueno	Ej. Inv.		
17	3,0	2,0	8,9	-	5,8	-	0,167	0,008	0,189	Bueno	979	Bueno	Ej. Inv.		
18	2,9	3,0	8,9	-	4,8	-	0,172	0,007	0,191	Bueno	968	Bueno	Ej. Inv.		
19	3,1	2,2	10,4	-	4,3	-	0,141	0,006	0,158	Bueno	982	Bueno	Ej. Inv.		
20	3,0	2,3	5,1	-	9,4	-	0,135	0,006	0,152	Bueno	950	Bueno	Ej. Inv.		
21	3,2	3,9	7,4	-	6,1	-	0,148	0,008	0,170	Bueno	959	Bueno	Ej. Inv.		
22	2,2	2,5	7,9	-	6,1	-	0,157	0,006	0,174	Bueno	950	Bueno	Ej. Inv.		
23	4,0	2,4	6,3	-	8,6	-	0,165	0,005	0,179	Bueno	1008	Bueno	Ej. Inv.		
24	1,0	2,5	8,9	-	6,1	-	0,162	0,006	0,179	Bueno	938	(Gris claro, endurecimiento pequeño)	Ej. Comp.		
25	1,1	4,8	8,1	-	6,2	-	0,163	0,006	0,180	Bueno	938	Pobre	Ej. Comp.		
26	3,0	2,3	4,0	-	7,5	-	0,170	0,007	0,189	Bueno	902	Bueno	Ej. Comp.		
27	3,1	2,3	8,9	-	3,2	-	0,157	0,007	0,176	Bueno	935	Pobre	Ej. Comp.		
28	3,1	2,5	12,2	-	7,0	-	0,158	0,007	0,177	Bueno	995	Pobre	Ej. Comp.		

Tabla 3

Nº. de muestra	Composiciones químicas (% en masa)								Mo+V (% en masa)	Fórmula Q equivalente de oxígeno [1]	Éxito de 50 % de extracción en frío	Material tratado con disolución de tratamiento térmico de pre-envejecimiento y recocido	Resultado de la evaluación por medio del método de evaluación [otros]	Observaciones
	Al	Fe	Cr	V	Mo	Zr	O	N						
29	3,1	2,0	8,9	2,0	3,9	-	0,171	0,008	5,9	0,193	Bueno	961	Bueno	Ej. Inv.
30	3,0	2,0	8,9	3,0	4,0	-	0,168	0,010	7,0	0,196	Bueno	969	Bueno	Ej. Inv.
31	2,9	2,0	9,0	2,0	2,0	-	0,166	0,007	4,0	0,185	Bueno	955	Bueno	Ej. Inv.
32	3,0	2,5	5,5	2,2	3,5	-	0,165	0,006	5,7	0,182	Bueno	942	Bueno	Ej. Inv.
33	3,0	3,6	6,8	0,5	3,7	-	0,162	0,007	4,2	0,181	Bueno	950	Bueno	Ej. Inv.
34	3,1	3,1	6,9	4,9	0,6	-	0,170	0,008	5,5	0,192	Bueno	953	Bueno	Ej. Inv.
35	2,9	2,4	10,5	3,1	4,0	-	0,160	0,007	7,1	0,179	Bueno	987	Bueno	Ej. Inv.
36	2,8	2,4	7,5	4,2	4,9	-	0,158	0,005	9,1	0,172	Bueno	979	Bueno	Ej. Inv.
37	3,0	2,2	8,9	1,2	2,2	-	0,171	0,006	3,4	0,188	Bueno	936	Pobre	Ej. Comp.
38	1,1	2,0	11,9	4,2	4,9	-	0,168	0,007	9,1	0,187	Bueno	992	Bueno	Ej. Comp.
39	3,0	3,5	2,0	6,5	2,8	-	0,157	0,007	9,3	0,176	Bueno	888	Bueno	Ej. Comp.

5 Los Nos. 1 a 8 de la Tabla 1 con composiciones químicas dentro del intervalo de (1) de la presente invención (Al, Fe, Cr y V) estaban libres de fracturas y otros defectos incluso con extracción en frío hasta obtener una reducción de 50 % del corte transversal. Las resistencias de tracción de los materiales tratados con disolución y recocidos estuvieron por encima de 920 MPa. Los resultados del método de evaluación de la segregación fueron también macro-estructuras uniformes evaluadas como "bueno". En los Nos. 16 a 23 de la Tabla 2 y en los Nos. 29 a 36 de la Tabla 3 también, las composiciones químicas estuvieron dentro de los intervalos (2) de la presente invención (Al, Fe, Cr y Mo) y (3) de la presente invención (Al, Fe, Cr, Mo y V), respectivamente, y de la misma forma que en el caso de los Nos. 1 a 8 de la Tabla 1, no hubo fracturas u otros defectos incluso con la extracción en frío hasta una reducción de 50 % del corte transversal, y los valores de resistencia a la tracción de los materiales tratados con la disolución y recocidos estuvieron por encima de 920 MPa, y los resultados del método de evaluación de la segregación fueron también macro-estructuras uniformes evaluadas como "bueno". Mientras que se explica posteriormente, en comparación con los ejemplos comparativos en los que las concentraciones de Cr fueron menores que el límite inferior, los valores de resistencia a la tracción de los materiales tratados con disolución y recocidos fueron elevados de 920 MPa o más. Se pudieron conseguir las resistencias requeridas incluso con alcances pequeños de templado por precipitación por medio de la fase  $\alpha$ .

20 Al contrario de esto, el N°. 10 y el N°. 24 con cantidades de Al por debajo del límite inferior presentaron macro-estructuras de color gris claro y pequeños incrementos de la dureza del corte transversal incluso con el tratamiento a 500 °C durante 24 horas para el tratamiento térmico de envejecimiento. En comparación con las aleaciones de titanio de tipo  $\beta$  convencionales, la precipitación de la fase  $\alpha$  fue menor. El N°. 11 con una cantidad de Al por encima del límite superior fracturó en el medio de la extracción en frío y no se pudo afirmar que tuviera una operación en frío superior.

25 El N°. 12 y el N°. 25 con concentraciones de Fe por encima del límite superior, los Nos. 15, 28 y 38 con concentraciones de Cr por encima del límite superior, y los Nos. 9, 14, 27 y 37 con cantidades de V o Mo por debajo de los límites inferiores exhibieron efectos remarcables de segregación de la composición y fueron evaluados como "pobre" por medio del método de evaluación de la segregación.

Los Nos. 13, 26 y 39 con concentraciones de Cr por debajo del límite inferior fallaron a la hora de lograr el valor objetivo de 920 MPa de resistencia a la tracción del material tratado con disolución y recocido.

30 Nótese que, en los ejemplos de la presente invención en las Tablas 1 y 3, el equivalente Q de oxígeno fue de aproximadamente 0,15 a 0,2, pero tal y como se explica posteriormente, incluso cuando Q presento un valor menor de aproximadamente 0,1, la resistencia a la tracción del material tratado con la disolución y recocido fue de 920 MPa o más.

### Ejemplo 2

Se explica (4) de la presente invención con más detalle usando los siguiente ejemplos.

35 La Tabla 4 muestra ejemplos de la presente invención con Zr añadido. Nótese que los métodos de producción, los métodos de evaluación, etc, fueron los mismos que en el Ejemplo 1 mencionado anteriormente. Todas las muestras de la Tabla 4 presentaron concentraciones de H de 0,02 % en masa o menos.

Tabla 4

Nº. de muestra	Composiciones químicas (% en masa)								Mo+V (% en masa)	Fórmula Q equivalente de oxígeno [1]	Éxito de 50 % de extracción en frío	Material tratado con disolución de tratamiento térmico y pre-envejecimiento y recocido		Resultado de la evaluación por medio del método de evaluación [otros]	Observaciones
	Al	Fe	Cr	V	Mo	Zr	O	N				Resistencia a la tracción [MPa]			
2-1	3,1	2,5	8,2	7,5	-	2,0	0,160	0,008	-	0,182	Bueno	998	Bueno	Ej. Inv.	
2-2	3,0	2,9	7,5	6,3	-	3,6	0,172	0,007	-	0,191	Bueno	1005	Bueno	Ej. Inv.	
2-3	3,0	2,2	7,5	-	6,5	1,4	0,168	0,007	-	0,187	Bueno	992	Bueno	Ej. Inv.	
2-4	3,0	2,3	5,9	-	7,2	2,5	0,166	0,007	-	0,185	Bueno	1002	Bueno	Ej. Inv.	
2-5	3,0	3,2	6,3	2,3	3,6	3,2	0,165	0,006	5,9	0,182	Bueno	989	Bueno	Ej. Inv.	
2-6	3,0	2,3	6,8	6,4	2,8	3,5	0,175	0,007	9,2	0,194	Bueno	1016	Bueno	Ej. Inv.	
2-7	3,1	2,0	9,0	2,0	3,8	2,0	0,171	0,008	5,8	0,193	Bueno	999	Bueno	Ej. Inv.	
2-8	3,0	5,3	7,3	8,1	-	2,1	0,162	0,008	-	0,184	Bueno	1006	Pobre	Ej. Comp.	
2-9	3,1	2,5	11,9	7,3	-	2,1	0,171	0,008	-	0,193	Bueno	1020	Pobre	Ej. Comp.	
2-10	3,1	2,4	9,0	3,4	-	2,0	0,168	0,007	-	0,187	Bueno	965	Pobre	Ej. Comp.	
2-11	3,1	2,9	8,1	-	3,4	1,9	0,170	0,007	-	0,189	Bueno	971	Pobre	Ej. Comp.	
2-12	3,0	2,3	8,9	1,8	1,8	2,0	0,171	0,008	3,6	0,193	Bueno	962	Pobre	Ej. Comp.	
2-13	3,0	2,4	3,4	7,6	-	2,1	0,171	0,006	-	0,188	Bueno	908	Bueno	Ej. Comp.	
2-14	3,1	2,3	3,4	-	7,0	2,1	0,159	0,008	-	0,181	Bueno	909	Bueno	Ej. Comp.	
2-15	3,0	2,2	2,8	6,5	2,4	1,9	0,158	0,007	8,9	0,177	Bueno	902	Bueno	Ej. Comp.	

5 A partir de la Tabla 4, se aprende que los Nos. 2-1 a 2-7 con Zr dentro del intervalo de la presente invención presentaron una resistencia elevada a la tracción de los materiales tratados con disolución y recocidos de 980 MPa o más en comparación con los ejemplos de la invención que no contenían Zr de la Tabla 1, Tabla 2 y Tabla 3. Los Nos. 2-1 a 2-7 se encontraron libres de fracturas y otros defectos, incluso con extracción en frío de una reducción de 50 % del corte transversal, presentaron resultados por medio del método de evaluación de la segregación de macroestructuras uniformes evaluadas como "bueno", presentaron operabilidad en frío superior con Zr de 1 a 4 % en masa en el intervalo, y se evitó la segregación.

10 El N°. 2-8 con una concentración de Fe que excedía el límite superior, el N°. 2-9 con una concentración de Cr que excedía el límite superior, y los Nos. 2-10 a 2-12 con cantidades adicionales de V, Mo, o Mo+V menores que los límites inferiores exhibieron efectos remarcables de la segregación de la composición y fueron evaluados como "pobre" por medio del método de evaluación de la segregación. Además, los Nos. 2-13 a 2-15 con concentraciones de Cr menores que el límite inferior fallaron al alcanzar el valor objetivo de resistencia a la tracción de 920 MPa del material tratado con la disolución y recocido.

### Ejemplo 3

15 Se explica el equivalente Q de oxígeno de la presente invención con más detalle usando los siguientes ejemplos.

La Tabla 5 muestra ejemplos de la presente invención con concentraciones diferentes de O y N. Nótese que los métodos de producción, métodos de evaluación, etc. Fueron los mismos que en el Ejemplo 1 anteriormente mencionado. Todas las muestras de la Tabla 5 presentaron concentraciones de H de 0,02 % en moles o menos.

Tabla 5

Muestra N°.	Composiciones químicas (% en masa)							Mo+V (% en masa)	Fórmula Q equivalente de oxígeno [1]	Material tratado con disolución de tratamiento térmico de envejecimiento y recocido	Extracción en frío			Resultados de la evaluación por medio del método de evaluación de la segregación (otros)	Observaciones
	Al	Fe	Cr	V	Mo	Zr	O				N	Reducción del límite de extracción en frío (%)	Éxito de reducción de extracción de 50 % o más		
3-1	3,2	2,2	7,9	7,8	-	-	0,090	0,006	0,107	931	> 80 %	Bueno	1325	Bueno	Ej. Comp. de (5)
3-2	"	"	"	"	-	-	0,159	0,007	0,178	984	> 80 %	Bueno	1378	Bueno	Ej. Inv.
3-3	"	"	"	"	-	-	0,189	0,008	0,211	1089	> 80 %	Bueno	1416	Bueno	Ej. Inv.
3-4	"	"	"	"	-	-	0,264	0,011	0,294	1195	> 80 %	Bueno	1550	Bueno	Ej. Inv.
3-5	"	"	"	"	-	-	0,369	0,010	0,397	1260	69 %	Bueno	1611	Bueno	Ej. Comp. de (5)
3-6	3,1	2,5	7,5	-	7,8	-	0,088	0,005	0,102	930	> 80 %	Bueno	1325	Bueno	Ej. Comp. de (5)
3-7	"	"	"	-	"	-	0,154	0,006	0,171	979	> 80 %	Bueno	1369	Bueno	Ej. Inv.
3-8	"	"	"	-	"	-	0,208	0,007	0,227	1107	> 80 %	Bueno	1522	Bueno	Ej. Inv.
3-9	"	"	"	"	"	"	0,356	0,009	0,381	1253	69 %	Bueno	1604	Bueno	Ej. Comp. de (5)
3-10	3,0	2,1	8,9	3,0	4,0	-	0,085	0,011	0,115	940	> 80 %	Bueno	1341	Bueno	Ej. Comp. de (5)
3-11	"	"	"	"	"	-	0,160	0,009	0,185	970	> 80 %	Bueno	1377	Bueno	Ej. Inv.
3-12	"	"	"	"	"	"	0,225	0,08	0,247	1159	> 80 %	Bueno	1554	Bueno	Ej. Inv.

(continuación)

Muestra Nº.	Composiciones químicas (% en masa)							Mo+V (% en masa)	Fórmula Q equivalente de oxígeno [1]	Material tratado con disolución de tratamiento térmico de envejecimiento y recocido	Extracción en frío			Resultados de la evaluación por medio del método de evaluación de la segregación (otros)	Observaciones
	Al	Fe	Cr	V	Mo	Zr	O				N	Reducción del límite de extracción en frío (%)	Éxito de reducción de extracción de 50 % o más		
3-13	"	"	"	"	"	-	0,360	0,012	0,393	1255	69 %	Bueno	1606	Bueno	Ej. Comp. de (5)
3-14	3,2	2,3	7,9	7,8	-	2,2	0,091	0,008	0,113	971	> 80 %	Bueno	1379	Bueno	Ej. Comp. de (5)
3-15	"	"	"	"	-	"	0,163	0,007	0,182	996	> 80 %	Bueno	1421	Bueno	Ej. Inv.
3-16	"	"	"	"	-	"	0,211	0,009	0,236	1149	> 80 %	Bueno	1549	Bueno	Ej. Inv.
3-17	"	"	"	"	-	"	0,366	0,010	0,394	1279	65 %	Bueno	1630	Bueno	Ej. Comp. de (5)
3-18	3,0	2,3	6,0	-	7,2	2,5	0,089	0,006	0,106	960	> 80 %	Bueno	1367	Bueno	Ej. Comp. de (5)
3-19	"	"	"	-	"	"	0,164	0,007	0,183	1003	> 80 %	Bueno	1424	Bueno	Ej. Inv.
3-20	"	"	"	-	"	"	0,198	0,008	0,220	1137	> 80 %	Bueno	1569	Bueno	Ej. Inv.
3-21	"	"	"	-	"	"	0,372	0,008	0,394	1283	65 %	Bueno	1638	Bueno	Ej. Comp. de (5)
3-22	3,0	2,3	6,8	6,4	2,8	3,4	0,088	0,006	0,105	966	> 80 %	Bueno	1372	Bueno	Ej. Comp. de (5)
3-23	"	"	"	"	"	"	0,170	0,007	0,189	1013	> 80 %	Bueno	1438	Bueno	Ej. Inv.
3-24	"	"	"	"	"	"	0,199	0,007	0,218	1129	> 80 %	Bueno	1558	Bueno	Ej. Inv.
3-25	"	"	"	"	"	"	0,258	0,008	0,280	1203	> 80 %	Bueno	1590	Bueno	Ej. Inv.
3-26	"	"	"	"	"	"	0,372	0,009	0,397	1286	65 %	Bueno	1642	Bueno	Ej. Comp. de (5)

5 Si se comparan las muestras con composiciones químicas equivalentes diferentes del equivalente Q de oxígeno, cuanto mayor es Q, mayor es el valor de la resistencia de tracción que exhibe el material tratado con disolución y recocido. En comparación con los Nos. 3-1, 3-6, 3-10, 3-14, 3-18 y 3-22 de la Tabla 6 con valores de Q de aproximadamente 0,102 a 0,115 o más pequeños que 0,15, las muestras con valores de Q de 0,15 o más claramente presentaron resistencias de tracción elevadas del material tratado con disolución recocido. Por otra parte, los Nos. 3-5, 3-9, 3-13, 3-17, 3-21 y 3-26 de la Tabla 5 con valores de Q que superaban 0,3 estaban libres de fracturas u otros defectos hasta reducciones de corte transversal de extracción en frío (reducciones de extracción) de 50 %, pero la reducción límite por extracción en frío (reducción del corte transversal en la que se hace posible la extracción en frío sin fracturas u otros defectos) fue de 69 % o 65 %.

10 Con un valor de Q de 0,15 a 0,3 en el intervalo, la resistencia a la tracción del material tratado con disolución y recocido fue relativamente elevada. Incluso cuando la reducción por extracción en frío superó 80 %, no aparecieron fracturas u otros defectos, la reducción límite por extracción en frío superó 80 %, y se obtuvo una operabilidad en frío extremadamente buena. Además, en cada caso, el resultado del método de evaluación de la segregación fue un macro-estructura uniforme evaluada como "bueno".

15 Nótese que los Nos. 3-1, 3-6, 3-10, 3-14, 3-18 y 3-22 de la Tabla 5 con valores de Q de aproximadamente 0,102 o menores que 0,15 presentaron resistencias a la tracción del material tratado con disolución y recocido mayores que 920 MPa.

20 Como se muestra en la Tabla 5, se aprendió que la resistencia a la tracción en la extracción en frío con una reducción de extracción de 50 % fue de aproximadamente 30 a 40 % mayor que la del material tratado con disolución y recocido. En este caso, el material endurecido por trabajo a medida que se sometió a trabajo en frío presentó una resistencia elevada antes del tratamiento térmico de envejecimiento y pudo dar lugar más fácilmente a un material con resistencia más elevada y módulo de Young más reducido. Esto se corresponde con los ejemplos de la invención de (4) de la presente invención. Nótese que en los ejemplos de la invención de las Tablas 1 a 4 también, el material a medida que se somete a extracción en frío tras una reducción por extracción de 50 % presentó una resistencia frente a la tracción 30 a 40 % más elevada, en comparación con el material tratado con disolución y recocido tras el tratamiento térmico de envejecimiento y se endureció por trabajo.

25 En las muestras de las Tablas 1 a 5, las muestras que contenían, en % en masa, cuando Al es de 2 a 4 %, "Fe: de 2 a 4 %, Cr: de 6,5 a 9 %, y V: de 5 a 10 %", "Fe: de 2 a 4 %, Cr: de 6 a 10 % y Mo: de 5 a 10 %" y "Fe: de 2 a 4 %, Cr: de 6 a 10 %, Mo+V (total de Mo y V): de 5 a 10 % de los intervalos preferidos de la presente invención y las muestras que además contienen Zr: de 1 a 4 % ya fueron evaluadas con la condición de "bueno" por medio del método de evaluación de la segregación en el momento de un tratamiento térmico de envejecimiento de 10 horas, es decir, menos de 24 horas, y presentaron efectos pequeños de segregación de la composición.

#### Ejemplo 4

35 Con respecto a la presente invención, se usaron los siguientes ejemplos para explicar con más detalle (1) de la presente invención, (2) de la presente invención y (3) de la presente invención desde el punto de vista de un endurecimiento más eficaz (templado) en un intervalo de tiempo de tiempo más corto de tratamiento térmico de envejecimiento.

40 La Tabla 6 muestra las composiciones químicas, el éxito de la extracción en frío, la resistencia a la tracción antes del tratamiento térmico de envejecimiento (material tratado con disolución y recocido), la capacidad de extracción en frío, los resultados de la evaluación por medio del método de evaluación de la segregación, la cantidad de aumento de la dureza de Vicker de corte transversal debida al hecho de mantener a 550 °C durante 8 horas (en lo sucesivo denominada como al cantidad de endurecimiento por envejecimiento a 550 °C), etc. Nótese que el método de producción, el método de evaluación, etc., fueron los mismos que en el Ejemplo 1 mencionado anteriormente. Todas las muestras de la Tabla 6 presentaron una concentración de H de 0,02 % en masa o menos. Además, a modo de referencia, se muestran las cantidades de endurecimiento por envejecimiento a 550 °C del N° 8 de la Tabla 1, N° 21 de la Tabla 2 y N° 36 de la Tabla 3.

45 En el presente documento, la cantidad anterior de endurecimiento por envejecimiento a 550 °C es la "cantidad de aumento de la dureza de Vicker de corte transversal con respecto al material tratado con disolución y recocido" en el caso de mantener el material tratado con disolución y recocido a 850 °C a 550 °C durante 8 horas. Si se aumenta la temperatura de tratamiento térmico de envejecimiento hasta 550 °C, la tasa de difusión de los átomos se hace más rápida y la fase  $\alpha$  precipita en un tiempo más reducido, pero la cantidad de endurecimiento termina disminuyendo en comparación con el caso de 500 °C. Si se compara la cantidad de endurecimiento a 550 °C a partir del material de base tratado con disolución y recocido de este modo, es posible evaluar la capacidad de endurecimiento por envejecimiento del material. Nótese que para la dureza de Vicker de corte transversal, se midieron de forma aleatoria las durezas en seis puntos del corte transversal L con una carga de 9,8 N y se usó un ángulo medio.

50 Las muestras Nos. 40 a 53 de la Tabla 6 son ejemplos de la invención. Las muestras Nos. 40 a 44 presentaron intervalos, en % en masa, de Al: de 2 a 4 %, Fe: de 2 a 4 %, Cr: de 6,2 a 8 %, y V: de 4 a 6 %. Las muestras Nos. 45 a 48 presentaron intervalos, en % en masa, de Al: de 2 a 4 %, Fe: de 2 a 4 %, Cr: de 5 a 7 % y Mo: de 4 a 6 % y las

5 muestras Nos. 49 a 53 presentaron intervalos, en % en masa, de Al: de 2 a 4 %, Fe: de 2 a 4 %, Cr: de 5,5 a 7,5 % y Mo+V (total de Mo y V): de 4 a 6 %. Todas estas presentaron cantidades de endurecimiento por envejecimiento elevadas a 550 °C de 83 a 117 o más de 80. La dureza de Vicker de corte transversal del material tratado con disolución y recocido fue de aproximadamente 320, de manera que las tasas de incremento de la dureza son de aproximadamente 25 a 35 %. Al contrario, el N°. 8 de la Tabla 1, el N°. 21 de la Tabla 2 y el N° 36 de la Tabla 3 con elementos estabilizadores  $\beta$  Fe, Cr, V y Mo por encima de los intervalos anteriores, mostrados como referencia, presentaron todos cantidades de endurecimiento de envejecimiento a 550 °C de menos de 70 y tasas de incremento de la dureza de aproximadamente 20 %. De este modo, en el intervalo, en % en masa, de "Al: de 2 a 4 %, Fe: de 2 a 4 %, Cr: de 6,2 a 8 %, V: de 4 a 6 %", "Al: de 2 a 4 %, Fe: de 2 a 4 %, Cr: de 5 a 7 %, Mo: de 4 a 6 %" o "Al: de 2 a 4 %, Fe: de 2 a 4 %, Cr: de 5,5 a 7,5%, Mo+V (total de Mo y V): de 4 a 6 %", se aprende que es posible un endurecimiento eficaz (templado) en un tiempo más reducido de tratamiento térmico de envejecimiento.

15 Nótese, como se muestra en la Tabla 6, que las muestras Nos. 40 a 53 presentaron una resistencia frente a la tracción del material tratado con disolución y recocido de 980 MPa o más, una reducción límite de extracción en frío de más de 80 % y una buena operabilidad en frío. Además, la resistencia a la tracción por medio de extracción en frío a una reducción de extracción de 50 % fue aproximadamente 40 % más elevada que la del material tratado con disolución y recocido. Como se ha explicado anteriormente en el Ejemplo 3, el material endurecido por trabajo por medio de extracción en frío presentó una resistencia elevada antes del tratamiento térmico de envejecimiento y dio lugar, de manera más fácil, a un material con una resistencia más elevada y un módulo de Young más reducido.

Tabla 6

Muestra N°.	Composiciones químicas (% en masa)							Mo+V (% en masa)	Fórmula Q equivalente de oxígeno [1]	Material tratado con disolución de tratamiento térmico de envejecimiento y recocido	Extracción en frío			Resultados de la evaluación por medio del método de evaluación de la segregación (otros)	Cantidad de endurecimiento por envejecimiento a 550 °C
	Al	Fe	Cr	V	Mo	Zr	O				N	Reducción del límite de extracción en frío (%)	Éxito de reducción de extracción de 50 % o más		
40	3,0	2,1	6,2	4,1	-	-	0,201	0,004	-	984	> 80 %	Bueno	1378	Bueno	116
41	3,0	2,5	6,7	4,5	-	-	0,199	0,005	-	987	> 80 %	Bueno	1380	Bueno	95
42	2,9	3,0	7,2	5,0	-	-	0,201	0,005	-	987	> 80 %	Bueno	1378	Bueno	87
43	3,0	2,5	6,2	5,0	-	-	0,205	0,005	-	988	> 80 %	Bueno	1380	Bueno	92
44	3,1	3,6	7,9	6,0	-	-	0,202	0,006	-	990	> 80 %	Bueno	1388	Bueno	83
45	3,1	2,5	5,4	-	4,1	-	0,198	0,006	-	980	> 80 %	Bueno	1371	Bueno	117
46	3,1	3,1	6,2	-	4,5	-	0,201	0,005	-	980	> 80 %	Bueno	1370	Bueno	105
47	3,0	3,5	6,5	-	4,9	-	0,197	0,005	-	982	> 80 %	Bueno	1375	Bueno	96
48	2,7	3,6	6,9	-	5,8	-	0,189	0,004	-	987	> 80 %	Bueno	1380	Bueno	84
49	2,9	2,3	5,5	2,1	2,0	-	0,189	0,005	4,1	987	> 80 %	Bueno	1381	Bueno	114
50	3,0	2,5	6,9	2,7	2,4	-	0,199	0,004	5,1	990	> 80 %	Bueno	1385	Bueno	99
51	3,0	3,1	6,1	3,0	2,5	-	0,198	0,004	5,5	990	> 80 %	Bueno	1384	Bueno	99
52	2,9	3,0	6,4	3,4	2,4	-	0,197	0,005	5,8	996	> 80 %	Bueno	1393	Bueno	91

(continuación)

Muestra N°	Composiciones químicas (% en masa)							Mo+V (% en masa)	Fórmula Q equivalente de oxígeno [1]	Material tratado con disolución de tratamiento térmico de envejecimiento y recocido	Extracción en frío			Resultados de la evaluación por medio del método de evaluación de la segregación (otros)	Cantidad de endurecimiento por envejecimiento a 550 °C
	Al	Fe	Cr	V	Mo	Zr	O				N	Reducción del límite de extracción en frío (%)	Éxito de reducción de extracción de 50 % o más		
53	3,1	3,7	7,5	3,1	2,6	-	0,202	0,004	0,213	997	> 80 %	Bueno	1395	Bueno	83
N° 8 de la Tabla 1	3,0	2,5	7,9	<u>9,4</u>	-	-	0,149	0,007	0,168	966					<u>66</u>
N° 21 de la Tabla 2	3,2	3,9	<u>7,4</u>	-	<u>6,1</u>	-	0,148	0,008	0,170	959					<u>68</u>
N° 36 de la Tabla 3	2,8	2,4	7,5	4,2	4,9	-	0,158	0,005	0,172	979					<u>66</u>

En los ejemplos anteriores, se describen con detalle materiales con forma de barra, pero se pueden obtener los efectos anteriores de la presente invención similares a las barras, incluso con materiales laminados en caliente para dar lugar a formas de placa de aproximadamente 10 mm de espesor a partir de materiales intermedios forjados en caliente.

5 **Aplicación industrial**

10 De acuerdo con la presente invención, es posible proporcionar una aleación de aluminio de tipo  $\beta$  que conserva el contenido de elementos estabilizadores  $\beta$  que no son relativamente caros tales como V o Mo por debajo de un total de 10 % en masa o menos y reducir los efectos de la segregación de la composición de Fe y Cr y, de este modo, ser capaz de mantener el módulo de Young y la densidad en valores relativamente reducidos. Debido a esto, es posible obtener un material apropiado con un coste material relativamente bajo en varias aplicaciones tales como muelles, cabezas de palos de golf, y elementos de fijación y es posible generar productos que tienen propiedades de bajo módulo de Young y elevada resistencia específica.

**REIVINDICACIONES**

1. Una aleación de titanio de tipo-β que contiene, en % en masa, Al: de 2 a 5 %, Fe: de 2 a 4 %, Cr: de 6,2 a % a 11 %, V: de 4 a 10 %, y de manera opcional Zr: de 1 a 4 %, en los intervalos y que presenta un equilibrio de Ti e impurezas inevitables, en la que el equivalente de oxígeno Q de fórmula [1] es de 0,15 a 0,30:

5           Equivalente de oxígeno Q = [O] + 2,77 [N] .... fórmula [1]

en la que, [O] es el contenido de O (oxígeno) (% en masa) y [N] es el contenido de N (% en masa).

2. Una aleación de titanio de tipo-β que contiene, en % en masa, Al: de 2 a 5 %, Fe: de 2 a 4 %, Cr: de 5 a % a 11 % y Mo: de 4 a 10 %, y de manera opcional Zr: de 1 a 4 %, en los intervalos y que presenta un equilibrio de Ti e impurezas inevitables, en la que el equivalente de oxígeno Q de fórmula [1] es de 0,15 a 0,30:

10           Equivalente de oxígeno Q = [O] + 2,77 [N] .... fórmula [1]

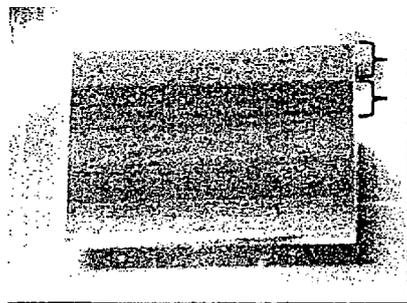
en la que, [O] es el contenido (% en masa ) de O (oxígeno) y [N] el contenido (% en masa) de N.

3. Una aleación de titanio de tipo-β que contiene, en % en masa, Al: de 2 a 5 %, Fe: de 2 a 4 %, Cr: de 5,5 a % a 11 % y Mo+V (total de Mo y V): de 4 a 10 % por Mo: 0,5 % o más y V: 0,5 % o más y de manera opcional Zr: de 1 a 4 %, en los intervalos y que presenta un equilibrio de Ti e impurezas inevitables, en la que el equivalente de oxígeno Q de fórmula [1] es de 0,15 a 0,30:

15           Equivalente de oxígeno Q = [O] + 2,77 [N] .... fórmula [1]

en la que, [O] es el contenido (% en masa ) de O (oxígeno) y [N] el contenido (% en masa) de N.

4. Un producto elaborado obtenido por medio de endurecimiento por trabajo de una aleación de titanio de tipo-β según una cualquiera de las reivindicaciones 1 a 3.



1  
ÁREA GRIS CLARO (AREA CON PRECIPITACIÓN DE FASE  $\alpha$  PEQUEÑA Y BAJA DUREZA)  
ÁREA GRIS OSCURO (AREA CON PRECIPITACIÓN DE FASE  $\alpha$  GRANDE Y DUREZA ELEVADA)

Fig. 1

10mm

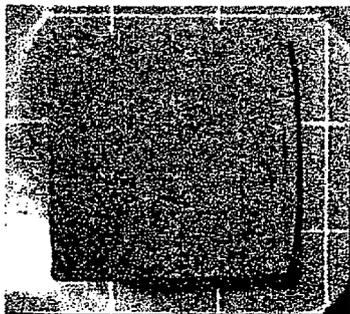
DIRECCIÓN LONGITUDINAL DE LA BARRA  
(DIRECCIÓN DE LAMINADO EN CALIENTE)

Fig.2

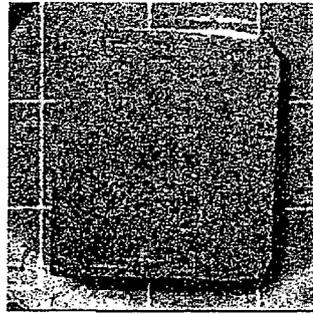
(a)

(b)

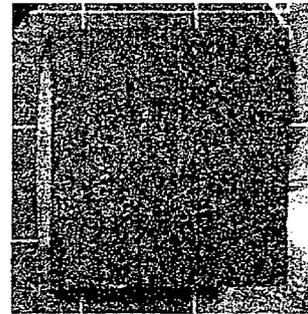
(c)



10mm



10mm



10mm

DIRECCIÓN LONGITUDINAL DE LA BARRA  
(DIRECCIÓN DE LAMINADO EN CALIENTE)

