

19



OFICINA ESPAÑOLA DE  
PATENTES Y MARCAS

ESPAÑA



11 Número de publicación: **2 745 428**

51 Int. Cl.:

<b>C22C 38/00</b>	(2006.01)	<b>C22C 38/16</b>	(2006.01)
<b>C21D 6/00</b>	(2006.01)	<b>C22C 38/26</b>	(2006.01)
<b>C21D 9/46</b>	(2006.01)	<b>C22C 38/28</b>	(2006.01)
<b>C21D 9/00</b>	(2006.01)	<b>C22C 38/34</b>	(2006.01)
<b>C22C 38/02</b>	(2006.01)	<b>C22C 38/38</b>	(2006.01)
<b>C22C 38/04</b>	(2006.01)		
<b>C22C 38/06</b>	(2006.01)		
<b>C22C 38/08</b>	(2006.01)		
<b>C22C 38/12</b>	(2006.01)		
<b>C22C 38/14</b>	(2006.01)		

12

TRADUCCIÓN DE PATENTE EUROPEA

T3

- 86 Fecha de presentación y número de la solicitud internacional: **06.01.2014 PCT/JP2014/050022**
- 87 Fecha y número de publicación internacional: **09.07.2015 WO15102050**
- 96 Fecha de presentación y número de la solicitud europea: **06.01.2014 E 14876061 (4)**
- 97 Fecha y número de publicación de la concesión europea: **14.08.2019 EP 3093358**

54 Título: **Acero y método para fabricar el mismo**

45 Fecha de publicación y mención en BOPI de la traducción de la patente:  
**02.03.2020**

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

72 Inventor/es:  
**HAYASHI KOUTAROU;**  
**SEKI AKIRA;**  
**MISHIO KAZUYA y**  
**SHIMOKAWA SHUHEI**

74 Agente/Representante:  
**ELZABURU, S.L.P**

**ES 2 745 428 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**

Acero y método para fabricar el mismo

**Campo técnico de la invención**

5 La presente invención se refiere a acero de ultra alta resistencia tal como acero para vehículos, acero para tuberías de pozo de petróleo, y acero para construcción de edificios que son adecuados para utilizar cuando la ductilidad es indispensable, y un método para fabricar el acero. Específicamente, la presente invención se refiere a acero de ultra alta resistencia en el que una resistencia a la tracción es de 900 MPa o mayor, y que tiene una excelente ductilidad y excelentes características de impacto, y un método para fabricar el acero.

**Técnica relacionada**

10 Recientemente, se ha requerido el desarrollo de un material que contribuya al ahorro de energía, desde el punto de vista de la protección del medio ambiente mundial. En los sectores de acero para vehículos, acero para tuberías de pozo de petróleo, acero para la construcción de edificios y similares, hay una creciente exigencia de reducción de peso del acero y una exigencia de acero de ultra alta resistencia, que se pueda aplicar a una reducción de peso del acero y a un entorno de uso hostil, y, por lo tanto, se ha ampliado sus posibilidades de aplicación. Como resultado, es importante que el acero de ultra alta resistencia que se utiliza en los sectores de aplicación, garantice no sólo las características de resistencia sino también la seguridad en un entorno de uso. Específicamente, es importante aumentar la tolerancia con respecto a una deformación plástica externa al aumentar la ductilidad del acero.

20 Por ejemplo, en un caso en el que un vehículo colisiona con una estructura de carrocería, es necesario que la resistencia a la tracción del acero sea de 900 MPa o más, y un valor (TSxEL) del producto de la resistencia a la tracción (TS) y del alargamiento total (EL) sea de 24,000 MPa·% o más, con el fin de mitigar suficientemente un impacto mediante el uso de una pieza anticolidión del vehículo. Sin embargo, paralelamente a un aumento de la resistencia a la tracción, se produce una disminución significativa de la ductilidad y, por lo tanto, no hay acero de ultra alta resistencia que satisfaga las características descritas anteriormente y del que sea posible la producción industrial en masa.

25 En consecuencia, se han llevado a cabo varios tipos de investigación y desarrollo con el fin de mejorar la ductilidad del acero de ultra alta resistencia, y se han sugerido métodos de control de microestructura sugeridos para la realización de la mejora.

30 Por ejemplo, el Documento de patente 1 describe que, con respecto al acero que contiene 1,2 % a 1,6 % de Si (en esta especificación, el % que se refiere a una composición química de acero representa el % en masa), y aproximadamente el 2 % de Mn, una estructura metalográfica se controla mediante la optimización de una temperatura de calentamiento y una condición de retención de temple bainíticamente de manera que aproximadamente el 10 % de austenita esté presente en el acero y, por lo tanto, se obtenga acero con una resistencia a la tracción de 80 kg/mm<sup>2</sup> (784 MPa) o superior y excelente ductilidad.

35 El Documento de patente 2 describe que el acero, que contiene el 0,17 % o más de C, y del 1,0 % al 2,0 % de Si y Al en una cantidad total, y aproximadamente el 2 % de Mn, se calienta hasta una región de temperatura de una sola fase de austenita, se enfría rápidamente hasta un intervalo de temperatura de 50 °C a 300 °C, y se calienta nuevamente para controlar una estructura metalográfica de acero de modo que tanto la martensita como la austenita estén presentes en el acero y, por consiguiente, se obtenga acero con una resistencia a la tracción de 980 MPa o superior y una excelente ductilidad.

40 El Documento de patente 3 describe que el acero, que contiene el 0,10 % de C, el 0,1 % de Si, y el 5 % de Mn, se trata térmicamente a una temperatura de punto A<sub>1</sub> o inferior y, por lo tanto, se obtiene acero en el que el valor del producto de la resistencia a la tracción y del alargamiento es significativamente alto.

El Documento de patente 4 describe un método para producir chapas de acero de alta resistencia, que tiene un alargamiento total (EL) de al menos 25 % y una resistencia a la tracción (TS) de al menos 980 MPa.

45 El Documento de patente 5 describe un procedimiento para el tratamiento térmico de material en forma de banda de metal que proporciona propiedades mecánicas que difieren en la anchura de la banda, en el que la banda se calienta y se enfría y, opcionalmente, se envejece durante un procedimiento de recocido continuo.

**Documentos de la técnica anterior****Documentos de patente**

El Documento de patente 1: solicitud de patente japonesa sin examinar, primera publicación nº 2004-269920.

50 El Documento de patente 2: solicitud de patente japonesa sin examinar, primera publicación nº 2010-90475.

El Documento de patente 3: solicitud de patente japonesa sin examinar, primera publicación nº 2003-138345.

El Documento de patente 4: solicitud de patente internacional WO 2013/061545 A1.

El Documento de patente 5: solicitud de patente de EE.UU. 2012/0291928 A1.

## Descripción de la invención

### Problemas a resolver por la invención

5 Como se describió anteriormente, se sugieren varias tecnologías que proporcionan acero de ultra alta resistencia con excelente ductilidad. Sin embargo, como se describe a continuación, no se puede decir que ninguna de las tecnologías sea suficiente.

10 En la tecnología descrita en el Documento de patente 1, la resistencia a la tracción del acero no se puede ajustar en 900 MPa o más. El motivo de esto es el siguiente. En la tecnología descrita en el Documento de patente 1, se favorece la generación de ferrita durante el calentamiento y enfriamiento hasta 600 °C en modo de mejorar la estabilidad de la austenita presente en el acero. Si se genera ferrita, la resistencia a la tracción del acero disminuye significativamente. En consecuencia, la tecnología descrita en el Documento de patente 1 no se puede aplicar al acero en el que se requiere una resistencia a la tracción de 900 MPa o superior.

15 En la tecnología descrita en el Documento de patente 2, la estabilidad del material con respecto al método de fabricación es deficiente y, por lo tanto, no se garantiza la seguridad de una estructura de carrocería, a la que se aplica el acero obtenido. Es decir, en la tecnología descrita en el Documento de patente 2, la resistencia a la tracción se controla de acuerdo con las condiciones de tratamiento térmico después de enfriamiento rápido, específicamente, una velocidad de enfriamiento, una temperatura de parada de enfriamiento (una temperatura a la cual se detiene el enfriamiento), y condiciones de recalentamiento. Sin embargo, análogamente al Documento de patente 2, en un caso  
20 donde la velocidad de enfriamiento se ajusta a 8 °C/segundo o más rápida y el acero ya calentado, se enfría hasta un intervalo de temperatura de 50 °C a 300 °C, la distribución de temperatura en el acero llega a ser extremadamente no uniforme debido a la generación de calor de transformación y similares. Es decir, la tecnología descrita en el Documento de patente 2 tiene el problema de que es muy difícil el control de la velocidad de enfriamiento y la temperatura de parada de enfriamiento. En un caso donde la distribución de temperatura durante el enfriamiento no  
25 es uniforme, la distribución de resistencia del acero llega a ser extremadamente no uniforme y, por lo tanto, la seguridad de una estructura de carrocería a la que se aplica el acero no está garantizada debido a la fractura temprana de una parte débil de baja resistencia. De acuerdo con esto, la tecnología descrita en el Documento de patente 2 es deficiente en cuanto a la estabilidad del material y no se puede aplicar al acero en el que es necesaria la seguridad.

30 Un producto (acero), que se obtiene mediante la tecnología descrita en el Documento de patente 3, es deficiente en características de impacto y, por lo tanto, no se garantiza la seguridad de una estructura de carrocería a la que se aplica el acero. Es decir, en la tecnología descrita en el Documento de patente 3, se utiliza la segregación de Mn y, por lo tanto, se genera una gran cantidad de austenita durante el calentamiento en una región de temperatura de punto  $A_1$  o inferior. Por otro lado, se precipita una gran cantidad de cementita gruesa debido a calentamiento a una temperatura de punto  $A_1$  o inferior y, por lo tanto, es probable que se produzca una concentración de tensión local durante la deformación. Debido a la concentración de tensiones, la austenita, que está presente en el acero, se  
35 transforma en martensita en un momento temprano de deformación por impacto y, por lo tanto, se generan vacíos en la periferia de la martensita. Como resultado, disminuyen las características de impacto del acero. En consecuencia, el acero, que se obtiene mediante la tecnología descrita en el Documento de patente 3, es deficiente en cuanto a las características de impacto, y no se puede utilizar como acero en el que es necesaria la seguridad.

40 Como se describió anteriormente, se sugieren varias tecnologías que proporcionan acero de ultra alta resistencia que tenga una resistencia a la tracción de 900 MPa o más, y sea excelente en ductilidad. Sin embargo, el acero en las tecnologías es deficiente en cuanto a la estabilidad del material o a las características de impacto y, por lo tanto, no se puede decir que sean suficientes la estabilidad del material y las características de impacto.

45 La presente invención se ha realizado para resolver el problema descrito anteriormente, y un objeto de la misma es proporcionar acero de ultra alta resistencia que tenga una excelente ductilidad y excelentes características de impacto al tiempo que tiene una resistencia a la tracción de 900 MPa o más, y un método para fabricar el acero.

En la presente memoria la "excelente ductilidad" representa que un valor del producto de la resistencia a la tracción y el alargamiento total es de 24.000 MPa·% o más. Además, las "excelentes características de impacto" representan que un valor de impacto en un ensayo de Charpy a 0 °C es de 20 J/cm<sup>2</sup> o más.

### 50 Solución al problema

Los autores de la presente invención han estudiado extensamente para resolver el problema descrito anteriormente. Como resultado, se obtienen los siguientes nuevos hallazgos. Específicamente, con respecto a una composición química del acero, es importante que contenga una gran cantidad de Si y Mn. Además, con respecto a un método de fabricación, es importante aplicar condiciones de tratamiento térmico que sean óptimas para el acero base que tiene  
55 la composición química. Asimismo, con respecto al acero base que se somete a un tratamiento térmico, es importante hacer que su estructura esté compuesta por una sola fase de martensita fina. Como se describió anteriormente, al

controlar el material y las condiciones de tratamiento térmico, es posible fabricar de manera estable acero de ultra alta resistencia que no se puede fabricar con la técnica relacionada y que tenga excelente ductilidad y excelentes características de impacto al tiempo que tiene una resistencia a la tracción de 900 MPa o más. La presente invención se ha realizado sobre la base del hallazgo y la presente invención es de la siguiente manera.

5 (1) Un aspecto de la presente invención es un acero que tiene una composición química, en % en masa, del 0,050 % al 0,40 % de C, del 0,50 % al 3,0 % de Si, del 3,0 % al 8,0 % de Mn, del 0,001 % al 3,0 % de disolución de Al, del 0,05 % o menos de P, del 0,01 % o menos de S, del 0,01 % o menos de N, del 0 % al 1,0 % de Ti, del 0 % al 1,0 % de Nb, del 0 % al 1,0 % de V, del 0 % al 1,0 % de Cr, del 0 % al 1,0 % de Mo, del 0 % al 1,0 % de Cu, del 0 % al 1,0 % de Ni, del 0 % al 0,01 % de Ca, del 0 % al 0,01 % de Mg, del 0 % al 0,01 % de REM, del 0 % al 0,01 % de Zr, del 0 % al 0,01 % de B, del 0 % al 0,01 % de Bi, y el resto incluye Fe e impurezas, en donde una estructura metalográfica contiene del 10 % al 40 % de austenita en términos de % en volumen, una concentración media de C en la austenita es del 0,30 % al 0,60 %, en % en masa, una uniformidad de estructura, que se representa mediante un valor obtenido restando el valor mínimo del valor máximo medido de la dureza Vickers, en la estructura metalográfica es de 30 Hv o menos, y una resistencia a la tracción es de 900 MPa a 1.800 MPa; un valor de un producto de una resistencia a la tracción y un alargamiento total es de 24.000 MPa·% o superior; y un valor de impacto en un ensayo de Charpy de conformidad con la norma JIS 22242 a 0 °C es de 20 J/cm<sup>2</sup> o superior.

10 (2) En el acero de acuerdo con el apartado (1), la composición química puede contener uno o dos o más elementos seleccionados del grupo que comprende del 0,003 % al 1,0 % de Ti, del 0,003 % al 1,0 % de Nb, del 0,003 % al 1,0 % de V, del 0,01 % al 1,0 % de Cr, del 0,01 % al 1,0 % de Mo, del 0,01 % al 1,0 % de Cu, y del 0,01 % al 1,0 % de Ni, en % en masa.

(3) En el acero de acuerdo con el apartado (1) o (2), la composición química puede contener uno o dos o más elementos seleccionados del grupo que comprende del 0,0003 % al 0,01 % de Ca, del 0,0003 % al 0,01 % de Mg, del 0,0003 % al 0,01 % de REM, del 0,0003 % al 0,01 % de Zr, y del 0,0003 % al 0,01 % de B, en % en masa.

25 (4) En el acero de acuerdo con uno cualquiera de los apartados (1) a (3), la composición química puede contener del 0,0003 % al 0,01 % de Bi, en % en masa.

(5) En el acero de acuerdo con uno cualquiera de los apartados (1) a (4), la composición química puede contener del 4,0 % al 8,0 % de Mn, en % en masa.

30 (6) Otro aspecto de la presente invención proporciona un método para fabricar un acero, incluyendo el método realizar un tratamiento térmico con respecto al acero base que tiene la composición química de acuerdo con uno cualquiera de los apartados (1) a (5), y una estructura metalográfica en la que el tamaño medio de grano de una austenita anterior es de 20 µm o menos y que está compuesta por una fase única de martensita, en donde el tratamiento térmico incluye un procedimiento de retención para retener el acero base a una temperatura igual o superior a 670 °C e inferior a 780 °C y punto Ac<sub>3</sub>, la que sea menor, durante 5 segundos a 120 segundos, y un procedimiento de enfriamiento para enfriar el acero base de manera que una velocidad media de enfriamiento desde la región de temperatura hasta 150 °C sea de 5 °C/segundo a 500 °C/segundo después del procedimiento de retención.

### Efectos de la invención

De acuerdo con la presente invención, es posible fabricar acero de ultra alta resistencia que sea excelente en ductilidad y en características de impacto, al tiempo que tiene una alta resistencia a la tracción de 900 MPa o más. El acero de ultra alta resistencia de acuerdo con la presente invención se puede utilizar ampliamente en el sector industrial, particularmente, en el sector automotriz, en el sector energético, en el sector de la construcción, y similares. Además, en un caso en el que la resistencia a la tracción sea demasiado alta, la tenacidad a baja temperatura se puede deteriorar y, por lo tanto, es preferible que la resistencia a la tracción del acero sea de 1.800 MPa o menos.

### Realización de la invención

En lo sucesivo, el acero de acuerdo con una realización de la presente invención se describirá con detalle.

#### 45 1. Composición química

Una composición química de acero (acero de ultra alta resistencia que tiene una excelente ductilidad y excelentes características de impacto) de acuerdo con esta realización es la siguiente.

Como se describió anteriormente, "%", que representa la cantidad de cada elemento en esta realización, es % en masa.

50 C: del 0,050 % al 0,40 %

El C es un elemento que favorece la generación de austenita, y contribuye a un aumento de la resistencia y a una mejora de la ductilidad. El límite inferior de la cantidad de C se ajusta al 0,050 % con el fin de ajustar la resistencia a la tracción del acero en 900 MPa o más, y para ajustar un valor (TSxEL) del producto de la resistencia a la tracción y del alargamiento del acero en 24.000 MPa·% o más. Cuando la cantidad de C se ajusta al 0,080 % o más mientras se

controlan otros elementos en un intervalo apropiado, la resistencia a la tracción se convierte en 1.000 MPa o más. Por consiguiente, es preferible que la cantidad de C se establezca en 0,080 % o más. Sin embargo, cuando la cantidad de C es superior al 0,40 %, se deterioran las características de impacto. De acuerdo con esto, el límite superior de la cantidad de C se ajusta al 0,40 %. El límite superior de la cantidad de C es preferiblemente del 0,25 %.

5 Si: del 0,50 % al 3,0 %

El Si es un elemento que favorece la generación de austenita y contribuye a mejorar la ductilidad. El límite inferior de la cantidad de Si se ajusta al 0,50 % con el fin de establecer el valor del producto de la resistencia a la tracción y el alargamiento total del acero a 24.000 MPa·% o más. Cuando la cantidad de Si se ajusta al 1,0 % o más, se mejora la soldabilidad. Por consiguiente, es preferible que el límite inferior de la cantidad de Si se fije en el 1,0 %. Sin embargo, cuando la cantidad de Si es superior al 3,0 %, se deterioran las características de impacto. En consecuencia, el límite superior de la cantidad de Si se ajusta al 3,0 %.

Mn: del 3,0 % al 8,0 %

El Mn es un elemento que favorece la generación de austenita y contribuye a un aumento de la fuerza y una mejora de la ductilidad. Cuando la cantidad de Mn se ajusta al 3,0 % o más, la falta de uniformidad de una estructura, causada por la micro segregación de Mn, disminuye y, por lo tanto, la austenita se distribuye uniformemente. Como resultado, es posible establecer la resistencia a la tracción del acero en 900 MPa o más, y es posible establecer el valor del producto de la resistencia a la tracción y el alargamiento total del acero en 24.000 MPa·% o más. En consecuencia, el límite inferior de la cantidad de Mn se ajusta al 3,0 %. Además, en un caso en el que la cantidad de C es del 0,40 % o menos, cuando la cantidad de Mn se ajusta al 4,0 % o más, la estabilidad de la austenita aumenta y el endurecimiento mecánico persiste y, por lo tanto, la resistencia a la tracción llega a ser de 1.000 MPa o más. Por consiguiente, es preferible que el límite inferior de la cantidad de Mn se establezca en el 4,0 %. Sin embargo, cuando la cantidad de Mn es superior al 8,0 %, el afino y el moldeo por colada en un convertidor se vuelve significativamente difícil. De acuerdo a esto, el límite superior de la cantidad de Mn se ajusta al 8,0 %. El límite superior de la cantidad de Mn es preferiblemente del 6,5 %.

25 P: del 0,05 % o menos

El P es un elemento que está presente como impureza. Sin embargo, el P también es un elemento que contribuye a un aumento de la resistencia y, por lo tanto, la presencia de P puede ser positiva.

Sin embargo, cuando la cantidad de P es superior al 0,05 %, el moldeo por colada se vuelve significativamente difícil. De acuerdo a esto, el límite superior de la cantidad de P se ajusta al 0,05 %. El límite superior de la cantidad de P es preferiblemente del 0,02 %.

Es más preferible cuanto menor sea la cantidad de P. En consecuencia, el límite inferior de la cantidad de P es del 0 %. Sin embargo, el límite inferior de la cantidad de P se puede establecer en el 0,003 % desde el punto de vista del coste de fabricación y similares.

S: del 0,01 % o menos

35 El S es un elemento que está presente como impureza y deteriora significativamente las características de impacto del acero. De acuerdo a esto, el límite superior de la cantidad de S se ajusta al 0,01 %. El límite superior de la cantidad de S es preferiblemente del 0,005 %, y más preferiblemente del 0,0015 %.

Es más preferible cuanto menor sea la cantidad de S. En consecuencia, el límite inferior de la cantidad de S es del 0 %. Sin embargo, el límite inferior de la cantidad de S se puede establecer en el 0,0003 % desde el punto de vista del coste de fabricación y similares.

Disolución de Al: del 0,001 % al 3,0 %

El Al es un elemento que tiene un efecto desoxidante sobre el acero. El límite inferior de la cantidad de disolución de Al se ajusta al 0,001 % para que el acero esté en buen estado. El límite inferior de la cantidad de disolución de Al es preferiblemente del 0,010 %. Por otro lado, cuando la cantidad de disolución de Al es superior al 3,0 %, el moldeo por colada se vuelve significativamente difícil. De acuerdo a esto, el límite superior de la cantidad de disolución de Al se ajusta al 3,0 %. El límite superior de la cantidad de disolución de Al es preferiblemente del 1,2 %. La cantidad de disolución de Al representa la cantidad de Al que es soluble en ácido en el acero.

N: del 0,01 % o menos

50 El N es un elemento que está presente como impureza y deteriora significativamente la resistencia al envejecimiento del acero. En consecuencia, el límite superior de la cantidad de N se ajusta al 0,01 %. El límite superior de la cantidad de N es preferiblemente del 0,006 %, y más preferiblemente del 0,003 %. Es más preferible cuanto menor sea la cantidad de N. En consecuencia, el límite inferior de la cantidad de N es del 0 %. Sin embargo, el límite inferior de la cantidad de N se puede establecer en el 0,001 % desde el punto de vista del coste de fabricación y similares.

Uno o dos o más elementos seleccionados del grupo que consiste en Ti: del 1,0 % o menos, Nb: del 1,0 % o menos, V: del 1,0 % o menos, Cr: del 1,0 % o menos, Mo: del 1,0 % o menos, Cu: del 1,0 % o menos, y Ni: del 1,0 % o menos

5 Los elementos son elementos que son eficaces para garantizar de manera estable la resistencia del acero. En consecuencia, pueden estar presentes uno o dos o más de los elementos. Sin embargo, cuando la cantidad de cualquiera de los elementos es superior al 1,0 %, es difícil realizar el trabajo en caliente del acero. De acuerdo a esto, la cantidad de cada uno de los elementos en el caso de estar presente se ajusta como se ha descrito anteriormente. No es necesario que estén presentes los elementos. Por consiguiente, no es necesario limitar particularmente el límite inferior de la cantidad de elementos, y el límite inferior es del 0 %.

10 Además, es preferible satisfacer al menos uno de Ti: del 0,003 % o más, Nb: del 0,003 % o más, V: del 0,003 % o más, Cr: del 0,01 % o más, Mo: del 0,01 % o más, Cu: del 0,01 % o más, y Ni: del 0,01 % o más, para obtener de manera más fiable el efecto de los elementos.

Uno o dos o más elementos seleccionados del grupo que consiste en Ca: del 0,01 % o menos, Mg: del 0,01 % o menos, REM: del 0,01 % o menos, Zr: del 0,01 % o menos, y B: del 0,01 % o menos

15 Los elementos son elementos que tienen un efecto en el aumento de la tenacidad a baja temperatura. En consecuencia, pueden estar presentes uno o dos o más de los elementos. Sin embargo, cuando cualquiera de los elementos está presente en una cantidad superior al 0,01 %, se deteriora la calidad de la superficie del acero. De acuerdo a esto, la cantidad de cada uno de los elementos en el caso de estar presente se ajusta como se ha descrito anteriormente. No es necesario que estén presentes los elementos. De acuerdo a esto, no es necesario limitar particularmente el límite inferior de la cantidad de elementos, y el límite inferior de la cantidad de elementos es del 0 %.

20 Además, es preferible ajustar la cantidad de al menos uno de los elementos en el 0,0003 % o más, para obtener de manera más fiable el efecto de los elementos. En la presente memoria, el REM representa un total de 17 elementos, incluidos Sc, Y y lantanoides, y la cantidad de REM representa la cantidad total de estos elementos. Industrialmente, los lantanoides se añaden en un tipo de metal de Misch.

25 Bi: del 0,01 % o menos

30 El Bi es un elemento que reduce la segregación de Mn y mitiga la anisotropía de las propiedades mecánicas. En consecuencia, el Bi puede estar presente para obtener este efecto. Sin embargo, si la cantidad de Bi es superior al 0,01 %, se hace difícil realizar el trabajo en caliente del acero. De acuerdo a esto, el límite superior de la cantidad de Bi en caso de estar presente se ajusta al 0,01 %. No es necesario que esté presente el Bi. De acuerdo a esto, no es necesario limitar particularmente el límite inferior de la cantidad de elementos, y el límite inferior es del 0 %.

Además, es preferible ajustar la cantidad de Bi en el 0,0003 % o más, para obtener de manera más fiable el efecto debido a la presencia de Bi.

## 2. Estructura metalográfica

35 El acero de acuerdo con esta realización tiene la composición química, y tiene una estructura metalográfica en la que del 10 % al 40 % de austenita está presente en términos de % en volumen, y la concentración media de C en la austenita es del 0,30 % al 0,60 %, en % en masa. La estructura metalográfica se puede obtener aplicando el siguiente método de fabricación al acero base que tiene la composición química descrita anteriormente.

Relación de volumen de la austenita: del 10 % al 40 %

40 En una estructura metalográfica de acero que tiene la composición química descrita anteriormente, cuando la relación de volumen de la austenita es del 10 % o superior, se obtiene una resistencia a la tracción de 900 MPa o superior y una excelente ductilidad. Cuando la relación de volumen de la austenita es inferior al 10 %, no es suficiente la mejora de la ductilidad. En consecuencia, el límite inferior de la relación de volumen de la austenita del acero de acuerdo con esta realización se ajusta al 10 %. Por otro lado, cuando la relación de volumen de la austenita es superior al 40 %, se deteriora la resistencia a la fractura retardada. De acuerdo a esto, el límite superior de la relación de volumen de la austenita del acero de acuerdo con esta realización se ajusta al 40 %.

45 Además, es preferible que una estructura restante distinta a la austenita sea martensita y que no contenga ferrita, con el fin de garantizar una resistencia a la tracción de 900 MPa o superior.

Concentración media de C en la austenita: del 0,30 % en masa al 0,60 % en masa

50 Cuando la concentración media de C en la austenita de acero que tiene la composición química descrita anteriormente es del 0,30 % en masa o superior, se mejoran las características de impacto del acero. Cuando la concentración media de C es inferior al 0,30 % en masa, no es suficiente la mejora en las características de impacto.

Por consiguiente, el límite inferior de la concentración media de C en la austenita del acero de acuerdo con esta realización se ajusta al 0,30 % en masa. Por otro lado, en un caso donde la concentración media de C es superior al

0,60 %, la martensita, que se genera de acuerdo con un fenómeno TRIP, se vuelve completamente dura y es probable que se generen microgrietas en las proximidades de la martensita y, por lo tanto, se deterioran las características de impacto. De acuerdo a esto, el límite superior de la concentración media de C en la austenita del acero de acuerdo con esta realización se ajusta al 0,60 % en masa.

#### 5 Uniformidad de estructura

En la estructura metalográfica del acero que tiene la composición química descrita anteriormente, cuando la uniformidad de la estructura, que está representada por una diferencia (el valor máximo - el valor mínimo) entre el valor mínimo y el valor máximo de la dureza de Vickers que se ha medido, es de 30 Hv o menos, se suprime la deformación no uniforme y, por lo tanto, se garantiza de manera estable la buena ductilidad. Por consiguiente, la uniformidad de la estructura del acero de acuerdo con esta realización se ajusta a 30 Hv o menos. Es más preferible cuanto menor sea la diferencia entre el valor máximo y el valor mínimo de la dureza de Vickers. En consecuencia, el límite inferior de la uniformidad de la estructura es 0.

Además, la uniformidad de la estructura se puede obtener de la siguiente manera. Específicamente, se mide la dureza en cinco puntos bajo una carga de 1 kg utilizando un durómetro Vickers, y se obtiene la diferencia entre el valor máximo y el valor mínimo de la dureza Vickers en ese momento como la uniformidad de la estructura.

### 3. Método de fabricación

Se proporcionará una descripción de un método (método de fabricación de acuerdo con esta realización) para fabricar el acero de acuerdo con esta realización.

Como se describió anteriormente, con el fin de obtener acero de ultra alta resistencia que tenga una resistencia a la tracción de 900 MPa o más y excelente ductilidad y excelentes características de impacto, es importante que, en la estructura metalográfica después de un tratamiento térmico, esté presente del 0 % al 40 % de austenita en términos de % en volumen, y la concentración media de C en la austenita se fije en un intervalo del 0,30 % al 0,60 %, en % en masa. La estructura metalográfica descrita anteriormente se obtiene realizando el siguiente tratamiento térmico al acero, que tiene una composición química en el intervalo descrito anteriormente, y tiene una estructura metalográfica en la que un tamaño medio de grano de la austenita previa es de 20  $\mu\text{m}$  o menos y que está compuesto por una martensita monofásica, como un material (acero base).

Específicamente, la estructura metalográfica se obtiene calentando el acero base hasta una región de temperatura igual o superior a 670 °C e inferior a 780, y sea inferior al punto  $\text{Ac}_3$ , reteniendo el acero base en la región de temperatura durante un período de tiempo de 5 segundos a 120 segundos (procedimiento de retención), y enfriando el acero base de manera que la velocidad media de enfriamiento de la región de temperatura hasta 150 °C sea de 5 °C/segundo a 500 °C/segundo (procedimiento de enfriamiento).

Además, incluso cuando se realiza el tratamiento térmico, no varía la composición química del acero. Es decir, la composición química no es diferente entre el acero (acero base) antes del tratamiento térmico y el acero de acuerdo con esta realización.

35 Estructura metalográfica del acero (acero base, es decir, acero antes del tratamiento térmico) utilizado en el tratamiento térmico

Como el acero que se somete al tratamiento térmico, se utiliza el acero que tiene la composición química descrita anteriormente, y que tiene la estructura metalográfica en la que el tamaño medio de grano de la austenita anterior es de 20  $\mu\text{m}$  o menos y que está compuesto por una fase monofásica de martensita. Cuando el acero con la estructura metalográfica se somete a un tratamiento térmico en las siguientes condiciones, se obtiene acero de ultra alta resistencia, que tiene una alta resistencia tal como una resistencia a la tracción de 900 MPa o más y es excelente en ductilidad y características de impacto.

En el caso en el que la estructura de acero que se somete al tratamiento térmico no está compuesta por una sola fase de martensita, se retrasa el crecimiento de la austenita durante el tratamiento térmico y, por lo tanto, disminuye la relación de volumen de la austenita después del tratamiento térmico. Además, en un caso en el que la estructura de acero que se somete al tratamiento térmico no está compuesta por una fase única de martensita, en el acero después del tratamiento térmico, disminuye TSxEL y, por lo tanto, se produce una fractura temprana durante la colisión.

En un caso en el que el tamaño medio de grano de la austenita anterior es superior a 20  $\mu\text{m}$ , la localización de C en la austenita se vuelve significativa en un período temprano de reacción y, por lo tanto, existe la preocupación de que la concentración media de C en la austenita exceda el 0,60 % en masa.

Por ejemplo, el acero (acero base), que tiene la estructura metalográfica descrita anteriormente y se utiliza en el tratamiento térmico, se puede fabricar realizando un trabajo en caliente con respecto al acero, tal como una pieza de acero que tenga la composición química descrita anteriormente a una temperatura de 850 °C o inferior, y enfriando rápidamente el acero hasta la temperatura ambiente a una velocidad de enfriamiento de 20 °C/segundo o más rápida, o calentando el acero a una temperatura a la cual la estructura metalográfica se convierte en una fase austenítica

única después del trabajo en frío, y enfriando rápidamente el acero hasta la temperatura ambiente a una velocidad de enfriamiento de 20 °C/segundo o más rápida. En un caso en el que el tamaño medio de grano de la austenita anterior es de 20 µm o menos, el acero puede estar sujeto a revenido.

- 5 Además, la retención se puede realizar en una etapa de pieza de acero a una temperatura de 1.150 °C a 1.350 °C durante un período de tiempo de 0,5 horas a 10 horas, para mejorar la uniformidad de la estructura del acero después del tratamiento térmico.

Condiciones de calentamiento y retención (condiciones de tratamiento térmico): retención en la región de temperatura que es igual o superior a 670 °C y es inferior a 780 °C y al punto Ac<sub>3</sub>, la que sea menor, durante un período de tiempo de 5 segundos a 120 segundos.

- 10 El acero base, que tiene la estructura metalográfica en la que el tamaño medio de grano de la austenita anterior es de 20 µm o menos y que está compuesto por una fase monofásica de martensita, se calienta hasta una región de temperatura igual o superior a 670 °C y es inferior a 780 °C, y es inferior al punto Ac<sub>3</sub> (°C), que se define mediante la siguiente expresión (1) y en el que se obtiene una fase única de austenita, y se retiene en la región de temperatura durante un período de tiempo de 5 segundos a 120 segundos.

- 15 En la presente memoria, el punto Ac<sub>3</sub> se calcula con la siguiente Expresión (1) utilizando la cantidad de cada elemento.

$$Ac_3 = 910 - 203 \times (C^{0.5}) - 15,2 \times Ni + 44,7 \times Si + 104 \times V + 31,5 \times Mo - 30 \times Mn - 11 \times Cr - 20 \times Cu + 700 \times P + 400 \times Al + 50 \times Ti \dots (1)$$

En la expresión (1), cada uno de los símbolos de elemento representa la cantidad del elemento (unidad: % en masa) en la composición química del acero.

- 20 Cuando la temperatura de retención es inferior a 670 °C, se vuelve excesiva la concentración media de C en la austenita, que está presente en el acero después del tratamiento térmico. Como resultado, en el acero después del tratamiento térmico, se deterioran las características de impacto y es difícil garantizar una resistencia a la tracción de 900 MPa o más. En consecuencia, el límite inferior de la temperatura de retención se ajusta a 670 °C. Por otro lado, cuando la temperatura de retención llega a 780 °C o más, o al punto Ac<sub>3</sub> o más, no está presente una cantidad adecuada de austenita en el acero después del tratamiento térmico, y se deteriora la ductilidad significativamente.
- 25 En consecuencia, la temperatura de retención se ajusta para que sea inferior a 780 °C e inferior al punto Ac<sub>3</sub>. En este caso, la temperatura, que es inferior a 780 °C y es inferior al punto Ac<sub>3</sub> representa una temperatura inferior al punto Ac<sub>3</sub> en un caso en el que el punto Ac<sub>3</sub> sea inferior a 780 °C y representa una temperatura inferior a 780 °C en un caso en el que el punto Ac<sub>3</sub> sea de 780 °C o superior.

- 30 Por otro lado, cuando el tiempo de retención es inferior a 5 segundos, una distribución de temperatura permanece en el acero y, por lo tanto, es difícil garantizar de forma estable la resistencia a la tracción después del tratamiento térmico. En consecuencia, el límite inferior del tiempo de retención se ajusta a 5 segundos. Por otro lado, cuando el tiempo de retención es superior a 120 segundos, la concentración media de C en la austenita que está presente en el acero después del tratamiento térmico se vuelve excesivamente pequeña y, por lo tanto, se deterioran las características de impacto.

- 35 En consecuencia, el límite superior del tiempo de retención se ajusta hasta 120 segundos. Además, cuando el acero se calienta a una temperatura igual o superior a 670 °C y es inferior a 780 °C, y es inferior al punto Ac<sub>3</sub>, y se retiene en la región de temperatura durante 5 segundos a 120 segundos, es preferible ajustar la velocidad media de calentamiento a un intervalo de 0,2 °C/segundo a 100 °C/segundo. Cuando la velocidad media de calentamiento es más lenta de 0,2 °C/segundo, se deteriora la productividad. Por otro lado, en el caso de utilizar un horno típico, cuando la velocidad media de calentamiento es más rápida de 100 °C/segundo, es difícil controlar la temperatura de retención.
- 40 Sin embargo, en el caso de utilizar calentamiento de alta frecuencia, incluso cuando se realiza el calentamiento a una velocidad de aumento con temperatura que es más rápida de 100 °C/segundo, se puede obtener el efecto descrito anteriormente.

- 45 Velocidad media de enfriamiento (condición de tratamiento térmico) de la región de temperatura de retención durante el calentamiento hasta 150 °C: de 5 °C/segundo a 500 °C / segundo.

- Después del calentamiento y la retención descritos anteriormente, se realiza el enfriamiento de manera que una velocidad media de enfriamiento desde la región de temperatura de calentamiento y retención hasta 150 °C se convierte en una velocidad de 5 °C/segundo a 500 °C/segundo. Cuando la velocidad media de enfriamiento es más lenta de 5 °C/segundo, se genera ferrita o perlita blanda en exceso y, por lo tanto, es difícil garantizar una resistencia a la tracción de 900 MPa o más en el acero después del tratamiento térmico.
- 50

- En consecuencia, el límite inferior de la velocidad media de enfriamiento se ajusta a 5 °C/segundo. Por otro lado, cuando la velocidad media de enfriamiento es más rápida de 500 °C/segundo, es probable que se produzca una grieta por enfriamiento instantáneo. En consecuencia, el límite superior de la velocidad media de enfriamiento se ajusta a 500 °C/segundo. Además, siempre que la velocidad media de enfriamiento de hasta 150 °C se establezca en un intervalo de 5 °C/segundo a 500 °C/segundo, la velocidad de enfriamiento a una temperatura de 50 °C o inferior puede ser la misma que en el intervalo, o puede ser diferente que en el intervalo.
- 55



Según el método de fabricación de acuerdo con esta realización, es posible fabricar acero de ultra alta resistencia que tenga una estructura metalográfica que contiene del 10 % al 40 % de austenita en términos de % en volumen y en el que una concentración media de C en austenita sea del 0,30 % al 0,60 %, en % en masa, y que tenga una resistencia a la tracción de 900 MPa o más y que tenga excelentes características de ductilidad e impacto.

## 5 Ejemplos

Se utiliza el acero base, que tiene una composición química que se muestra en la Tabla 1 y una estructura metalográfica que se muestra en la Tabla 2, en un tratamiento térmico en las condiciones que se muestran en la Tabla 3.

Se preparó el acero base utilizado sometiendo el desbaste plano que se obtuvo mediante fusión en un laboratorio con trabajo en caliente. Se cortó el acero base en dimensiones de 3 mm (espesor), 100 mm (ancho) y 200 mm (largo), y se calentó, retuvo y enfrió en las condiciones de la Tabla 3. Se conectó un termopar a una superficie del acero para realizar mediciones de temperatura durante un tratamiento térmico. En la Tabla 3, la velocidad media de calentamiento representa un valor en una región de temperatura desde la temperatura ambiente hasta la temperatura de calentamiento, un tiempo de retención representa el tiempo necesario para la retención a la temperatura de calentamiento, y la velocidad media de enfriamiento representa un valor en una región de temperatura desde una temperatura de retención hasta 150 °C. Como se describe a continuación, se investigó una estructura metalográfica de metal que se utilizó en el tratamiento térmico, y se investigaron la estructura metalográfica y las propiedades mecánicas del acero que se obtuvieron a través del tratamiento térmico mediante observación de la estructura metalográfica, medición por difracción de rayos X, un ensayo de tracción, y un ensayo de Charpy. Los resultados de los ensayos se muestran en la Tabla 4.

(Estructura metalográfica del acero (acero base) que se somete a tratamiento térmico)

Se observó y fotografió una sección transversal del acero, que se utilizó en el tratamiento térmico, con un microscopio electrónico, y se analizó una región total de 0,04 mm<sup>2</sup> para identificar una estructura metalográfica y medir un tamaño medio de grano de la austenita previa. Se determinó el tamaño medio de grano de la austenita previa midiendo la longitud media de corte en la imagen observada que se obtuvo, y multiplicando la longitud por 1,78.

Se estableció una posición de observación en una posición que evita la parte de segregación central en una posición (posición de 1/2t) de aproximadamente 1/2 veces el espesor de la lámina.

El motivo para evitar la parte de segregación central es el siguiente. La parte de segregación central puede tener una estructura metalográfica que sea localmente diferente de una estructura metalográfica representativa de acero. Sin embargo, la parte de segregación central es una región diminuta con respecto a la totalidad del espesor de la chapa, y apenas tiene un efecto sobre las características del acero. Es decir, no se puede decir que la estructura metalográfica de la parte de segregación central representa una estructura metalográfica de acero. De acuerdo a esto, es preferible evitar la parte de segregación central en la identificación de la estructura metalográfica

(Relación de volumen de austenita en el acero después del tratamiento térmico)

Se cortó una probeta de ensayo con una anchura de 25 mm y una longitud de 25 mm del acero después del tratamiento térmico, se sometió la probeta de ensayo a pulido químico con el fin de reducir el espesor en 0,3 mm, y se realizó la difracción de rayos X tres veces con respecto a una superficie de la muestra de ensayo después del pulido químico. Se analizaron y promediaron los perfiles obtenidos para calcular la relación de volumen de la austenita.

(Concentración media de C en la austenita en el acero después del tratamiento térmico)

Se analizaron los perfiles, que se obtuvieron por difracción de rayos X, para calcular una constante de red (a: la unidad es Å) de austenita, y se determinó la concentración media (c: unidad es el % en masa) de C en la austenita, en función de la siguiente Expresión (2).

$$c = (a - 3,572) / 0,033 \dots (2)$$

(Uniformidad de estructura)

Se midió la dureza en cinco puntos bajo una carga de 1 kg utilizando un durómetro de Vickers, y se llevó a cabo la evaluación estableciendo una diferencia entre el valor máximo y el valor mínimo de la dureza de Vickers como la uniformidad de la estructura.

(Ensayo de tracción)

Se obtuvo una probeta de ensayo de tracción n° JIS 5 con un espesor de 2,0 mm del acero después del tratamiento térmico, y se realizó un ensayo de tracción de conformidad con la norma JIS Z2241 para medir TS (resistencia a la tracción) y EL (alargamiento total). Además, se calculó TSxEL a partir de TS y EL.

## ES 2 745 428 T3

(Características de impacto)

- 5 Se pulieron las superficies delantera y trasera del acero después del tratamiento térmico para que tuvieran un espesor de 1,2 mm, y se preparó una probeta de ensayo con muesca en V. Se laminaron cuatro chapas de la probeta de ensayo y se fijaron con un tornillo, y se sometieron las chapas laminadas resultantes a un ensayo de impacto Charpy de conformidad con la norma JIS Z2242. Con respecto a las características de impacto, un caso en el que un valor de impacto a 0 °C se convirtió en 20 J/cm<sup>2</sup> o superior se consideró "Bueno", y un caso en el que un valor de impacto a 0 °C fue inferior a 20 J/cm<sup>2</sup> se consideró como "Malo".

Tabla 1

Símbolo de acero	Composición química (% en masa), resto: Fe e impurezas								Ac <sub>3</sub> (°C)
	C	Si	Mn	P	S	Al sol.	N	Otros	
A	0,23	1,68	3,31	0,012	0,0013	0,035	0,0042	-	811
B	0,074	1,76	5,25	0,012	0,0013	0,029	0,0043	Ca: 0,0013	796
C	0,14	1,73	4,21	0,010	0,0011	0,034	0,0035	REM: 0,0021	806
D	<u>0,035</u>	1,56	6,98	0,012	0,0011	0,032	0,0051	-	754
E	0,11	1,96	4,92	0,010	0,021	0,031	0,0039	-	802
F	0,095	1,87	3,64	0,012	0,0014	0,035	0,0042	Ni: 0,87	831
G	0,092	2,05	4,95	0,012	0,0013	0,028	0,0041	Mg: 0,0014 Bi: 0,0016	811
H	0,10	<u>3,25</u>	6,31	0,012	0,0013	0,028	0,0042	-	821
I	0,098	1,43	4,26	0,009	0,0012	0,028	0,0046	Cu: 0,32 Ni: 0,45 Zr: 0,0012	787
J	0,10	2,02	4,84	0,011	0,0011	0,029	0,0048	V: 0,024 B: 0,0007	813
K	0,097	<u>0,24</u>	3,35	0,009	0,0009	0,030	0,0044	-	775
L	<u>0,52</u>	1,26	3,13	0,011	0,0011	0,028	0,0045	-	745
M	0,15	1,89	4,64	0,012	0,0014	0,031	0,0045	Ti: 0,015 Nb: 0,022 Cr: 0,43	793
N	0,10	1,98	4,97	0,010	0,0011	0,028	0,0041	-	803
O	0,23	1,43	<u>1,02</u>	0,012	0,0012	0,037	0,0041	-	869
P	0,11	1,52	4,42	0,011	0,0009	0,23	0,0042	Mo: 0,12	881
Q	0,12	0,75	4,63	0,013	0,0012	0,032	0,0042	-	756
R	0,25	1,12	<u>2,52</u>	0,016	0,0012	0,031	0,0039	-	807
S	0,32	2,03	4,89	0,011	0,0009	0,034	0,0047	-	761
T	0,11	1,34	5,01	0,013	0,0007	0,55	0,0033	-	981
U	0,10	2,42	7,82	0,011	0,0008	0,042	0,0036	-	808

(Observación) el subrayado representa que un valor no está un intervalo de la invención

Tabla 2

Nº. de muestra	Símbolo de acero	Estructura metalográfica	Tamaño medio de grano de la austenita anterior (µm)
1	A	Una sola fase de <u>martensita</u>	11
2	A	Varias fases de <u>martensita y bainita</u>	12
3	B	Una sola fase de <u>martensita</u>	15
4	C	Una sola fase de <u>martensita</u>	13
5	C	Una sola fase de <u>martensita</u>	<u>25</u>
6	D	Una sola fase de <u>martensita</u>	14
7	E	Una sola fase de <u>martensita</u>	11
8	F	Una sola fase de <u>martensita</u>	12
9	F	Una sola fase de <u>martensita</u>	15
10	G	Una sola fase de <u>martensita</u>	13
11	H	Una sola fase de <u>martensita</u>	15
12	I	Una sola fase de <u>martensita</u>	12
13	I	Una sola fase de <u>martensita</u>	14
14	J	Una sola fase de <u>martensita</u>	13
15	J	Una sola fase de <u>martensita</u>	12
16	K	Una sola fase de <u>martensita</u>	11
17	L	Una sola fase de <u>martensita</u>	12
18	M	Una sola fase de <u>martensita</u>	13
19	M	Una sola fase de <u>martensita</u>	12
20	N	Una sola fase de <u>martensita</u>	14
21	N	Una sola fase de <u>martensita</u>	15
22	O	Una sola fase de <u>martensita</u>	11
23	P	Una sola fase de <u>martensita</u>	12
24	Q	Una sola fase de <u>martensita</u>	13
25	R	Una sola fase de <u>martensita</u>	11
26	S	Una sola fase de <u>martensita</u>	12
27	T	Una sola fase de <u>martensita</u>	11
28	U	Una sola fase de <u>martensita</u>	13

(Observación) el subrayado representa que un valor no está un intervalo de la invención

Tabla 3

Nº. de muestra	Velocidad media de calentamiento (°C/s)	Temperatura de retención (°C)	Tiempo de retención (segundos)	Velocidad de enfriamiento (°C/s)
1	10	700	30	50
2	10	700	30	50
3	10	710	30	50
4	10	720	30	50
5	10	680	15	50
6	10	680	30	50
7	10	700	30	50
8	10	720	30	50
9	10	680	30	3
10	10	700	30	50
11	10	700	30	50
12	10	700	30	50
13	10	<u>800</u>	30	50
14	10	700	30	50
15	10	<u>790</u>	30	50
16	10	690	30	50
17	10	700	30	50
18	10	700	30	50
19	10	<u>660</u>	30	50
20	10	700	30	50
21	10	700	<u>1,500</u>	50
22	10	730	30	50
23	10	700	30	50
24	10	700	30	50
25	10	740	30	50
26	10	680	95	50
27	10	760	10	50
28	10	700	30	50

(Observación) el subrayado representa que un valor no está un intervalo de la invención

Tabla 4

Nº de muestra	Símbolo de acero	Relación en volumen de austenita (%)	Concentración media de C en la austenita (% en masa)	Uniformidad de la estructura (Hv)	Ts (MPa)	EL (%)	Ts x EL (MPa·%)	Características de impacto	Observaciones
1	A	16	0,56	29	987	25	24675	Bueno	Ejemplo de la invención
2	A	8	0,52	21	954	19	18126	Bueno	Ejemplo comparativo
3	B	18	0,37	27	953	28	26684	Bueno	Ejemplo de la invención
4	C	12	0,56	26	1045	24	25080	Bueno	Ejemplo de la invención
5	C	13	0,66	28	958	26	24908	Malo	Ejemplo comparativo
6	D	4	0,37	25	768	20	15360	Bueno	Ejemplo comparativo
7	E	18	0,41	23	1035	24	24840	Malo	Ejemplo comparativo
8	F	12	0,39	25	994	25	24850	Bueno	Ejemplo de la invención
9	F	13	0,56	24	894	30	26820	Bueno	Ejemplo comparativo
10	G	21	0,43	26	1083	25	27075	Bueno	Ejemplo de la invención
11	H	13	0,41	22	1102	25	27550	Malo	Ejemplo comparativo
12	I	21	0,45	24	1108	25	27700	Bueno	Ejemplo de la invención
13	I	5	0,52	28	1206	6	7236	Bueno	Ejemplo comparativo
14	J	15	0,39	26	1153	21	24213	Bueno	Ejemplo de la invención
15	J	7	0,41	22	1242	10	12420	Bueno	Ejemplo comparativo
16	K	9	0,56	24	975	21	20475	Bueno	Ejemplo comparativo
17	L	25	0,73	25	1345	21	28245	Malo	Ejemplo comparativo
18	M	19	0,43	23	1225	20	24500	Bueno	Ejemplo de la invención
19	M	16	0,64	24	895	29	25955	Malo	Ejemplo comparativo
20	N	20	0,52	27	1073	26	27898	Bueno	Ejemplo de la invención
21	N	18	0,28	24	1042	24	25008	Malo	Ejemplo comparativo
22	O	8	0,51	33	804	20	16080	Bueno	Ejemplo comparativo
23	P	18	0,43	22	1105	25	27625	Bueno	Ejemplo comparativo
24	Q	15	0,45	25	1013	24	24312	Bueno	Ejemplo de la invención
25	R	6	0,48	36	872	25	21800	Bueno	Ejemplo comparativo
26	S	27	0,55	28	1289	23	29647	Bueno	Ejemplo de la invención
27	T	18	0,48	27	1003	25	25075	Bueno	Ejemplo de la invención
28	U	25	0,51	23	1175	21	24675	Bueno	Ejemplo de la invención

(Observación) un subrayado representa que un valor no está en un intervalo de la invención

Como se muestra en la Tabla 4, las muestras n<sup>os</sup>. 1, 3, 4, 8, 10, 12, 14, 18, 20, 23, 24, 26, 27, y 28 de acuerdo con la presente invención tenían una resistencia a la tracción de 900 MPa o superior, y el valor del producto de la resistencia a la tracción y el alargamiento total (TSxEL) fue de 24.000 MPa·% o superior. De acuerdo a esto, se pudo ver que la ductilidad fue excelente. Además, un valor de impacto en el ensayo de Charpy a 0 °C fue de 20 J/cm<sup>2</sup> o superior y, por lo tanto, se pudo ver que las características de impacto también fueron buenas. Particularmente, en las muestras 4, 10, 12, 14, 18, 20, 23, 24, 26, 27, y 28, la cantidad de C y la cantidad de Mn estuvieron en un intervalo preferible, y la resistencia a la tracción fue muy alta tal como de 1.000 MPa o superior.

Además, una estructura distinta a la austenita estaba compuesta de martensita.

5 Por otro lado, en la Muestra nº 2, la estructura metalográfica del acero, que se utilizó en el tratamiento térmico, no fue apropiada y, por lo tanto, la relación de volumen de la austenita fue baja y la ductilidad fue baja después del tratamiento térmico. En la Muestra nº 5, el tamaño de grano de la austenita previa del acero (acero base), que se utilizó en el tratamiento térmico, no fue apropiado y, por lo tanto, la concentración media de C en la austenita en el acero después del tratamiento térmico fue alta, y las características de impacto fueron malas. En las muestras nºs. 6, 22, y 25, la composición química no fue apropiada y, por lo tanto, la ductilidad fue mala. En consecuencia, no se obtuvo una resistencia a la tracción esperada. Además, en las muestras nºs. 22 y 25, la uniformidad de la estructura no satisfizo un valor esperado. En las muestras nºs. 7, 11, y 17, la composición química no fue apropiada y, por lo tanto, las características de impacto fueron malas. En la Muestra nº 9, la velocidad de enfriamiento después del tratamiento térmico fue demasiado lenta y, por lo tanto, no se obtuvo la resistencia a la tracción requerida. En las muestras nºs. 13 y 15, la temperatura de retención durante el tratamiento térmico fue demasiado alta y, por lo tanto, no se obtuvo la estructura deseada. En consecuencia, la ductilidad fue inferior.

15 En la Muestra nº 16, la composición química no fue apropiada y, por lo tanto, la ductilidad fue inferior. En la Muestra nº 19, la temperatura de retención durante el tratamiento térmico fue demasiado baja y, por lo tanto, no se obtuvo la estructura deseada. En consecuencia, las características de impacto fueron malas y no se obtuvo la resistencia a la tracción requerida. En la Muestra nº 21, el tiempo de retención durante el tratamiento térmico fue demasiado largo y, por lo tanto, no se obtuvo la estructura deseada. En consecuencia, las características de impacto fueron malas.

#### **Aplicabilidad industrial**

20 De acuerdo con la presente invención, es posible fabricar acero de ultra alta resistencia excelente en ductilidad y características de impacto, al tiempo que tiene una alta resistencia, tal como una resistencia a la tracción de 900 MPa o más. Por ejemplo, el acero de ultra alta resistencia de acuerdo con la presente invención se puede utilizar ampliamente en el sector automotriz, en el sector energético, en el sector de la construcción y, por lo tanto, su valor de uso industrial es alto.

25

**REIVINDICACIONES**

1. Un acero que tiene una composición química que comprende, en % en masa:
  - del 0,050 % al 0,40 % de C,
  - del 0,50 % al 3,0 % de Si,
  - 5 del 3,0 % al 8,0 % de Mn,
  - del 0,001 % al 3,0 % de disolución de Al,
  - del 0,05 % o menos de P,
  - del 0,01 % o menos de S,
  - del 0,01 % o menos de N,
  - 10 del 0 % al 1,0 % de Ti,
  - del 0 % al 1,0 % de Nb,
  - del 0 % al 1,0 % de V,
  - del 0 % al 1,0 % de Cr,
  - del 0 % al 1,0 % de Mo,
  - 15 del 0 % al 1,0 % de Cu,
  - del 0 % al 1,0 % de Ni,
  - del 0 % al 0,01 % de Ca,
  - del 0 % al 0,01 % de Mg,
  - del 0 % al 0,01 % de REM,
  - 20 del 0 % al 0,01 % de Zr,
  - del 0 % al 0,01 % de B,
  - del 0 % al 0,01 % de Bi, y
  - el resto incluye Fe e impurezas,
  - en donde una estructura metalográfica contiene del 10 % al 40 % de austenita en términos de % en volumen;
  - 25 una concentración media de C en la austenita es del 0,30 % al 0,60 % en % en masa;
  - una uniformidad de estructura, que está representada por un valor obtenido restando el valor mínimo del valor máximo de dureza de Vickers que se mide, en la estructura metalográfica es de 30 Hv o menos; y
  - una resistencia a la tracción es de 900 MPa a 1.800 MPa;
  - un valor de un producto de resistencia a la tracción y un alargamiento total es de 24.000 MPa·% o superior; y
  - 30 un valor de impacto en un ensayo de Charpy de conformidad con la norma JIS 22242 a 0 °C es de 20 J/cm<sup>2</sup> o superior.
- 35 2. El acero de acuerdo con la reivindicación 1, en el que la composición química contiene uno o dos o más elementos seleccionados del grupo que consiste en del 0,003 % al 1,0 % de Ti, del 0,003 % al 1,0 % de Nb, del 0,003 % al 1,0 % de V, del 0,01 % al 1,0 % de Cr, del 0,01 % al 1,0 % de Mo, del 0,01 % al 1,0 % de Cu, y del 0,01 % al 1,0 % de Ni, en % en masa.
3. El acero de acuerdo con la reivindicación 1 o 2, en el que la composición química contiene uno o dos o más elementos seleccionados del grupo que consiste en del 0,0003 % al 0,01 % de Ca, del 0,0003 % al 0,01 % de Mg, del 0,0003 % al 0,01 % de REM, del 0,0003 % al 0,01 % de Zr, y del 0,0003 % al 0,01 % de B, en % en masa.
- 40 4. El acero de acuerdo con una cualquiera de las reivindicaciones 1 a 3, en el que la composición química contiene del 0,0003 % al 0,01 % de Bi, en % en masa.

## ES 2 745 428 T3

5. El acero de acuerdo con una cualquiera de las reivindicaciones 1 a 4, en el que la composición química contiene del 4,0 % al 8,0 % de Mn, en % en masa.

6. Un método para fabricar un acero, que comprende:

5 realizar un tratamiento térmico con respecto al acero base que tiene la composición química de acuerdo con una cualquiera de las reivindicaciones 1 a 5, y una estructura metalográfica en la que el tamaño medio de grano de una austenita previa es de 20  $\mu\text{m}$  o menos y que está compuesto por una sola fase de martensita,

en el que el tratamiento térmico incluye:

un procedimiento de retención para retener el acero base a una temperatura igual o superior a 670°C e inferior a 780 °C y al punto  $A_{c3}$ , la que sea menor, durante un intervalo de tiempo de 15 segundos a 120 segundos; y

10 un procedimiento de enfriamiento para enfriar el acero base de manera que una velocidad media de enfriamiento desde la región de temperatura hasta 150 °C sea de 5 °C/segundo a 500 °C/segundo después del procedimiento de retención.