

19



OFICINA ESPAÑOLA DE
PATENTES Y MARCAS

ESPAÑA



11 Número de publicación: **2 752 182**

51 Int. Cl.:

C22C 38/00	(2006.01)	C22C 38/28	(2006.01)
C22C 38/60	(2006.01)	C22C 38/32	(2006.01)
C21D 8/02	(2006.01)	C22C 38/38	(2006.01)
C21D 9/46	(2006.01)	C22C 38/42	(2006.01)
C22C 38/02	(2006.01)	C22C 38/44	(2006.01)
C22C 38/06	(2006.01)	C22C 38/48	(2006.01)
C22C 38/20	(2006.01)	C22C 38/50	(2006.01)
C22C 38/22	(2006.01)	C22C 38/54	(2006.01)
C22C 38/24	(2006.01)	C22C 38/58	(2006.01)
C22C 38/26	(2006.01)		

12

TRADUCCIÓN DE PATENTE EUROPEA

T3

- 86 Fecha de presentación y número de la solicitud internacional: **26.05.2015 PCT/JP2015/065067**
- 87 Fecha y número de publicación internacional: **03.12.2015 WO15182596**
- 96 Fecha de presentación y número de la solicitud europea: **26.05.2015 E 15800264 (2)**
- 97 Fecha y número de publicación de la concesión europea: **04.09.2019 EP 3150737**

54 Título: **Material de acero tratado térmicamente y procedimiento de fabricación del mismo**

30 Prioridad:

29.05.2014 JP 2014111456

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

03.04.2020

73 Titular/es:

**NIPPON STEEL CORPORATION (100.0%)
6-1, Marunouchi 2-chome, Chiyoda-ku
Tokyo, JP**

72 Inventor/es:

**TABATA, SHINICHIRO;
HIKIDA, KAZUO y
KOJIMA, NOBUSATO**

74 Agente/Representante:

ELZABURU, S.L.P

ES 2 752 182 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

Material de acero tratado térmicamente y procedimiento de fabricación del mismo

Campo técnico

5 La presente invención se refiere a un material de acero tratado térmicamente utilizado para un automóvil y similares, y a un procedimiento de fabricación del mismo.

Técnica anterior

10 Se requiere una chapa de acero para automóviles para mejorar la eficiencia del combustible y la resistencia a los choques. En consecuencia, se están haciendo intentos para aumentar la resistencia de la chapa de acero para automóviles. Sin embargo, la ductilidad, como la conformabilidad de prensa, generalmente se reduce en consonancia con la mejora de la resistencia, de modo que es difícil fabricar un componente que tenga una forma complicada. Por ejemplo, de acuerdo con la reducción de la ductilidad, una porción con fracturas de alto grado de trabajo, o recuperación elástica y la urdimbre de pared aumentan perjudicando la exactitud en tamaño. Por lo tanto, no es fácil fabricar un componente mediante conformado en prensa de una chapa de acero de alta resistencia, particularmente una chapa de acero que tiene una resistencia a la tracción de 780 MPa o más.

15 La bibliografía de patentes 1 y 2 describe un procedimiento de conformación denominado procedimiento de estampación en caliente que tiene el objeto de obtener una alta conformabilidad en una chapa de acero de alta resistencia. De acuerdo con el procedimiento de estampado en caliente, es posible formar una chapa de acero de alta resistencia con alta precisión, y un material de acero obtenido a través del procedimiento de estampado en caliente también presenta alta resistencia. Además, una microestructura del material de acero obtenido a través del
20 procedimiento de estampado en caliente está hecha sustancialmente de una sola fase de martensita, y tiene una excelente deformabilidad local y tenacidad en comparación con un material de acero obtenido llevando a cabo el conformado en frío en una chapa de acero de alta resistencia con estructura multi-fase.

25 En general, la resistencia al aplastamiento cuando se produce la colisión de un automóvil depende en gran medida de la resistencia del material. Por esta razón, en los últimos años, ha aumentado la demanda en relación a un material de acero que tenga una resistencia a la tracción de 1,800 GPa o más, por ejemplo, y la bibliografía de patentes 3 describe un procedimiento que tiene el objeto de obtener un material de acero que tenga una resistencia a la tracción de 2,0 GPa o más.

30 De acuerdo con el procedimiento descrito en la bibliografía de patentes 3, aunque es posible lograr el objeto deseado, no se puede obtener suficiente tenacidad y soldabilidad. Incluso con el uso de otras técnicas convencionales como las chapas de acero descritas en la bibliografía de patentes 4 a 6, y similares, no es posible obtener una resistencia a la tracción de 1,800 GPa o más a la vez que se logra una excelente tenacidad y soldabilidad.

Lista de citas

Literatura de patentes

- Documento de patente 1: Publicación de patente no examinada japonesa n.º 2002-102980
- 35 Documento de patente 2: Publicación de patente no examinada japonesa n.º 2012-180594
- Documento de patente 3: Publicación de patente no examinada japonesa n.º 2012-1802
- Documento de patente 4: Publicación de patente no examinada japonesa n.º 2013-104081
- Documento de patente 5: Publicación de patente no examinada japonesa n.º 2006-152427
- Documento de patente 6: Folleto de publicación internacional n.º WO 2013/105631
- 40 Documento de patente 7: Publicación de Patente Japonesa JP 4513608 B

PTL 7 describe un miembro de chapa de acero prensada en caliente, una chapa de acero para prensar en caliente y sus procedimientos de fabricación. Su campo de aplicación es el automóvil.

Sumario de la invención

Problema técnico

45 La presente invención tiene el objeto de proporcionar un material de acero tratado térmicamente capaz de obtener una resistencia a la tracción de 1,800 GPa o más a la vez que se logra una excelente tenacidad y soldabilidad, y un procedimiento para fabricarlo.

Solución al problema

5 Como resultado de estudios más recientes para resolver los problemas anteriores, los presentes inventores descubrieron que cuando un material de acero tratado térmicamente contiene cantidades específicas de C y Mn, es posible obtener una resistencia de 1,800 GPa o más con una excelente dureza y soldabilidad, aunque los detalles de los mismos se describirán más adelante.

10 Cuando mayor es el contenido de C, mayor es la densidad de dislocación en martensita y subestructuras más finas (listón, bloque, paquete) en un grano de austenita anterior. En base a la descripción anterior, se considera que un factor distinto del refuerzo de la solución sólida de C también contribuye en gran medida a la resistencia de la martensita. El mecanismo por el cual ocurre la dislocación en la martensita y el mecanismo por el cual las subestructuras se vuelven finas, se supone como sigue. La transformación de austenita a martensita va acompañada de expansión, de modo que de acuerdo con la transformación de martensita, la tensión (tensión de transformación) se introduce en la austenita no transformada circundante, y para reducir la tensión de transformación, la martensita justo después de la transformación sufre una deformación suplementaria. En esta ocasión, dado que la tensión de transformación en austenita reforzada por C es grande, se generan listones finos y bloques para reducir la tensión de transformación, y la martensita sufre deformación suplementaria mientras se somete a la introducción de una gran cantidad de dislocaciones. Se supone que debido a tales mecanismos la densidad de dislocación en la martensita es alta, y las subestructuras en el grano de austenita anterior se vuelven finas.

20 Los presentes inventores descubrieron, en base a la suposición descrita anteriormente, que la densidad de dislocación aumenta, los granos de cristal se vuelven finos y la resistencia a la tracción aumenta drásticamente, de acuerdo con el temple, también cuando una chapa de acero contiene Mn, lo que introduce una tensión de compresión en una red circundante similar a C. Específicamente, los presentes inventores descubrieron que cuando un material de acero tratado térmicamente que incluye martensita como su estructura principal contiene una cantidad específica de Mn, el material de acero se ve afectado por el refuerzo indirecto, tal como el refuerzo de la dislocación y el refuerzo de refinamiento del grano, además del refuerzo en solución sólida del Mn, lo que da como resultado que se puede obtener la resistencia a la tracción deseada. Además, los presentes inventores han aclarado que en un material de acero tratado térmicamente que incluye martensita como su estructura principal, Mn tiene una propiedad de refuerzo de aproximadamente 100 MPa/ % en masa, incluyendo el refuerzo indirecto descrito anteriormente.

30 Se ha considerado convencionalmente que la resistencia de la martensita depende principalmente de la propiedad de refuerzo de la solución sólida de C, y no hay influencia de un elemento de aleación en absoluto (por ejemplo, Leslie et al., Iron & Steel Material Science, Maruzen, 1985), por lo que no se sabe que el Mn ejerza una gran influencia en la mejora de la resistencia del material de acero tratado térmicamente.

Luego, en base a estos hallazgos, los inventores de la presente solicitud lograron las siguientes diversas realizaciones de la invención.

(1) Un material de acero tratado térmicamente, que incluye:

35 una composición química representada por, en % en masa:

C: de 0,05 % a 0,28 %;

Mn: de 2,0 % a 10,0 %;

Cr: de 0,01 % a 1,00 %;

Ti: de 0,010 % a 0,100 %;

40 B: de 0,0010 % a 0,0100 %;

Si: 0,08 % o menos;

P: 0,050 % o menos;

S: 0,0500 % o menos;

N: 0,0100 % o menos;

45 Ni: de 0,0 % a 2,0 %;

Cu: de 0,0 % a 1,0 %;

Mo: de 0,0 % a 1,0 %;

V: de 0,0 % a 1,0 %;

Al: de 0,00 % a 1,00 %;

ES 2 752 182 T3

Nb: de 0,00 % a 1,00 %; y

el resto: Fe e impurezas, y una microestructura representada por martensita: 90 % en volumen o más,

en donde se satisface una "Expresión 1" donde [C] denota un contenido de C (% en masa) y [Mn] denota un contenido de Mn (% en masa),

$$5 \quad 4612 \times [C] + 102 \times [Mn] + 605 \geq 1800 \dots \text{"Expresión 1"};$$

en donde una densidad de dislocación en la martensita es igual o mayor a $9,0 \times 10^{15} \text{ m}^{-2}$; y

en donde una resistencia a la tracción es 1,800 GPa o más.

(2) El material de acero tratado térmicamente de acuerdo con (1), en el que en la composición química,

Ni: de 0,1 % a 2,0 %,

10 Cu: de 0,1 % a 1,0 %,

Mo: de 0,1 % a 1,0 %,

V: de 0,1 % a 1,0 %,

Al: 0,01 % a 1,00 %, o

Nb: 0,01 % a 1,00 %, o

15 se satisface cualquier combinación de los mismos.

(3) Un procedimiento para fabricar un material de acero tratado térmicamente, que incluye:

calentar una chapa de acero a una zona de temperatura de no menos de un punto A_{c3} ni más que "el punto $A_{c3} + 200 \text{ }^\circ\text{C}$ " a una velocidad de calentamiento promedio de $10 \text{ }^\circ\text{C/s}$ o más;

20 a continuación, enfriamiento de la chapa de acero desde la zona de temperatura hasta un punto M_s a una velocidad igual o superior a una velocidad de enfriamiento crítica superior; y

luego, enfriamiento de la chapa de acero desde el punto M_s a $100 \text{ }^\circ\text{C}$ a una velocidad de enfriamiento promedio de $50 \text{ }^\circ\text{C/s}$ o más,

en donde la chapa de acero incluye una composición química representada por, en % en masa:

C: 0,05 % a 0,28 %

25 Mn: de 2,0 % a 10,0 %;

Cr: de 0,01 % a 1,00 %;

Ti: de 0,010 % a 0,100 %;

B: de 0,0010 % a 0,0100 %;

Si: 0,08 % o menos;

30 P: 0,050 % o menos;

S: 0,0500 % o menos;

N: 0,0100 % o menos;

Ni: de 0,0 % a 2,0 %;

Cu: de 0,0 % a 1,0 %;

35 Mo: de 0,0 % a 1,0 %;

V: de 0,0 % a 1,0 %;

Al: de 0,00 % a 1,00 %;

Nb: de 0,00 % a 1,00 %; y

el resto: Fe e impurezas,

en donde se satisface una "Expresión 1" donde [C] denota un contenido de C (% en masa) y [Mn] denota un contenido de Mn (% en masa),

$$4612 \times [C] + 102 \times [Mn] + 605 \geq 1800 \dots \text{"Expresión 1"}$$

5 (4) El procedimiento de fabricación del material de acero tratado térmicamente de acuerdo con (3), en el que en la composición química,

Ni: de 0,1 % a 2,0 %,

Cu: de 0,1 % a 1,0 %,

Mo: de 0,1 % a 1,0 %,

10 V: de 0,1 % a 1,0 %,

Al: 0,01 % a 1,00 %, o

Nb: 0,01 % a 1,00 % o

se satisface cualquier combinación de los mismos.

15 (5) El procedimiento de fabricación del material de acero tratado térmicamente de acuerdo con (3) o (4), en el que la chapa de acero se somete a conformación antes de que la temperatura de la chapa de acero alcance el punto Ms después de calentar la chapa de acero hasta la zona de temperatura de no menos que el punto Ac_3 ni más que "el punto $Ac_3 + 200 \text{ }^\circ\text{C}$ ".

Efectos ventajosos de la invención

20 Según la presente invención, es posible obtener una resistencia de 1,800 GPa o más con una excelente tenacidad y soldabilidad.

Descripción de los modos de realización

25 A continuación se describirá un modo de realización de la presente invención. Aunque los detalles se describirán más adelante, un material de acero tratado térmicamente de acuerdo con el modo de realización de la presente invención se fabrica enfriando una chapa de acero específica para tratamiento térmico. Por lo tanto, la templabilidad de la chapa de acero para el tratamiento térmico y un estado del temple ejercen influencia sobre el material de acero tratado térmicamente.

30 Primero, se describirá una composición química del material de acero tratado térmicamente según el modo de realización de la presente invención y la chapa de acero para el tratamiento térmico usada para fabricar el material de acero tratado térmicamente. En la siguiente descripción, "%" es una unidad de contenido de cada elemento contenido en el material de acero tratado térmicamente y la chapa de acero utilizada para fabricar el material de acero tratado térmicamente significa "% en masa" a menos que se mencione lo contrario. El material de acero tratado térmicamente de acuerdo con la presente realización y la chapa de acero utilizada para fabricar el material de acero tratado térmicamente incluye una composición química representada por C: de 0,05 % a 0,28 %, Mn: de 2,0 % a 10,0 %, Cr: de 0,01 % a 1,00 %, Ti: de 0,010 % a 0,100 %, B: de 0,0010 % a 0,0100 %, Si: 0,08 % o menos, P: 0,050 % o menos, S: 0,0500 % o menos, N: 0,0100 % o menos, Ni: de 0,0 % a 2,0 %, Cu: de 0,0 % a 1,0 %, Mo: de 0,0 % a 1,0 %, V: de 0,0 % a 1,0 %, Al: de 0,00 % a 1,00 %, Nb: de 0,00 % a 1,00 %, y el resto: Fe e impurezas, y se satisface una "Expresión 1" donde [C] denota un contenido de C (% en masa) y [Mn] denota un contenido de Mn (% en masa). Ejemplos de impurezas son las contenidas en una materia prima tal como un mineral o chatarra, y las contenidas durante los procesos de fabricación.

40
$$4612 \times [C] + 102 \times [Mn] + 605 \geq 1800 \dots \text{"Expresión 1"};$$

(C: de 0,05 % a 0,28 %)

45 C es un elemento que mejora la templabilidad de la chapa de acero para el tratamiento térmico y mejora la resistencia del material de acero tratado térmicamente. Si el contenido de C es inferior al 0,05 %, la resistencia del material de acero tratado térmicamente no es suficiente. Por lo tanto, el contenido de C es 0,05 % o más. El contenido de C es preferentemente del 0,08 % o más. Por otro lado, si el contenido de C supera el 0,28 %, la resistencia del material de acero tratado térmicamente es demasiado alta, lo que da como resultado que la tenacidad y la soldabilidad se deterioren significativamente. Por lo tanto, el contenido de C es 0,30 % o menos. El contenido de C es preferentemente del 0,25 % o menos.

(Mn: de 2,0 % a 10,0 %)

El Mn es un elemento que mejora la templabilidad de la chapa de acero para el tratamiento térmico. El Mn fortalece la martensita no solo mediante el refuerzo de la solución sólida sino también facilitando la introducción de una gran cantidad de dislocaciones durante la transformación de la martensita, que tiene lugar al fabricar el material de acero tratado térmicamente. Específicamente, el Mn tiene el efecto de facilitar el refuerzo de la dislocación. El Mn refina las subestructuras en un grano de austenita anterior después de la transformación de martensita a través de la introducción de dislocaciones, para así fortalecer la martensita. Específicamente, el Mn también tiene el efecto de facilitar el refuerzo del refinamiento del grano. Por lo tanto, el Mn es un elemento particularmente importante. Si el contenido de Mn es inferior al 2,0 % cuando el contenido de C es del 0,05 % al 0,28 %, el efecto de la función anterior no puede obtenerse lo suficiente, lo que da como resultado que la resistencia del material de acero tratado térmicamente no sea suficiente. Por lo tanto, el contenido de Mn es 2,0 % o más. Este valor es preferentemente de 2,5 % o más, y más preferentemente de 3,6 % o más. Por otro lado, si el contenido de Mn supera el 10,0 %, la resistencia del material de acero tratado térmicamente es demasiado alta, lo que da como resultado que la tenacidad y la resistencia a la fragilidad por hidrógeno se deterioren significativamente. Por lo tanto, el contenido de Mn es de 10,0 % o menos. El contenido de Mn es preferentemente del 9,0 % o menos. Una propiedad de refuerzo del Mn en el material de acero tratado térmicamente, incluida la martensita como su estructura principal, es de aproximadamente 100 MPa/ % en masa, que es aproximadamente 2,5 veces la propiedad de refuerzo de Mn en un material de acero que incluye ferrita como su estructura principal (aproximadamente 40 MPa/ % en masa).

(Cr: de 0,01 % a 1,00 %)

Cr es un elemento que mejora la templabilidad de la chapa de acero para el tratamiento térmico, lo que permite obtener de forma estable la resistencia del material de acero tratado térmicamente. Si el contenido de Cr es inferior al 0,01 %, hay un caso en el que el efecto de la función anterior no se puede obtener suficientemente. Por lo tanto, el contenido de Cr es 0,01 % o más. El contenido de Cr es preferentemente del 0,02 % o más. Por otro lado, si el contenido de Cr supera el 1,00 %, el Cr se concentra en carburos en la chapa de acero para el tratamiento térmico, lo que hace que disminuya la templabilidad. Esto se debe a que, como los concentrados de Cr, los carburos están más estabilizados y los carburos son menos solubles en sólidos durante el calentamiento para el enfriamiento brusco. Por lo tanto, el contenido de Cr es 1,00 % o menos. El contenido de Cr es preferentemente 0,80 % o menos.

(Ti: de 0,010 % a 0,100 %)

El Ti tiene el efecto de mejorar en gran medida la tenacidad del material de acero tratado térmicamente. A saber, el Ti suprime la recrystalización y forma además carburos finos para suprimir el crecimiento de grano de austenita durante el tratamiento térmico para enfriamiento brusco a una temperatura de un punto Ac_3 o superior. Los granos finos de austenita se obtienen mediante la supresión del crecimiento del grano, lo que da como resultado que la tenacidad mejore considerablemente. El Ti también tiene un efecto de unión preferencial con N en la chapa de acero para el tratamiento térmico, evitando así que B sea consumido por la precipitación de BN. Como se describirá más adelante, B tiene el efecto de mejorar la templabilidad, de modo que es posible obtener de forma segura el efecto de mejorar la templabilidad mediante B suprimiendo el consumo de B. Si el contenido de Ti es inferior al 0,010 %, existe un caso donde el efecto de la función anterior no se puede obtener suficientemente. Por lo tanto, el contenido de Ti es 0,010 % o más. El contenido de Ti es preferentemente del 0,015 % o más. Por otro lado, si el contenido de Ti excede de 0,100 %, aumenta la cantidad de precipitación de TiC de modo que se consume C y, en consecuencia, hay un caso en el que el material de acero tratado térmicamente no puede obtener suficiente resistencia. Por lo tanto, el contenido de Ti es 0,100 % o menos. El contenido de Ti es preferentemente del 0,080 % o menos.

(B: de 0,0010 % a 0,0100 %)

B es un elemento muy importante que tiene el efecto de mejorar significativamente la templabilidad de la chapa de acero para el tratamiento térmico. B también tiene el efecto de reforzar un límite de grano para aumentar la tenacidad al segregar en el límite de grano. B también tiene un efecto de mejorar la tenacidad al suprimir el crecimiento de grano de austenita durante el calentamiento de la chapa de acero para el tratamiento térmico. Si el contenido de B es inferior al 0,0010 %, hay un caso en el que el efecto de la función anterior no se puede obtener suficientemente. Por lo tanto, el contenido de B es 0,0010 % o más. El contenido de B es preferentemente 0,0012 % o más. Por otro lado, si el contenido de B supera el 0,0100 %, precipita una gran cantidad de compuestos gruesos en detrimento de la tenacidad del material de acero tratado térmicamente. Por lo tanto, el contenido de B es 0,0100 % o menos. El contenido de B es preferentemente 0,0080 % o menos.

(Si: 0,08 % o menos)

El Si no es un elemento esencial, pero está contenido en el acero como impurezas, por ejemplo. Cuanto mayor es el contenido de Si, mayor es la temperatura a la que se produce la transformación de la austenita. Como esta temperatura es alta, aumenta el costo requerido para el calentamiento para el enfriamiento brusco, o es probable que el enfriamiento sea insuficiente debido a un calentamiento insuficiente. Además, como el contenido de Si es alto, se reducen la humectabilidad y la procesabilidad de la aleación de la chapa de acero para el tratamiento térmico y por lo tanto se perjudica la estabilidad del proceso de inmersión en caliente y del proceso de aleación. Por lo tanto, cuanto

menor sea el contenido de Si, mejor. En particular, cuando el contenido de Si supera el 0,08 %, la temperatura a la que se produce la transformación de austenita es notablemente alta. Por lo tanto, el contenido de Si es 0,08 % o menos. El contenido de Si es preferentemente del 0,05 % o menos.

(P: 0,050 % o menos)

- 5 P no es un elemento esencial, pero está contenido en el acero como impurezas, por ejemplo. El P perjudica la tenacidad del material de acero tratado térmicamente. Por lo tanto, cuanto menor sea el contenido de P, mejor. En particular, cuando el contenido de P supera el 0,050 %, la tenacidad disminuye notablemente. Por lo tanto, el contenido de P es del 0,050 % o menos. El contenido de P es preferentemente del 0,005 % o menos. Se requiere un coste considerable para reducir el contenido de P a menos del 0,001 %, y a veces se requiere un coste mayor para reducir el contenido de P a menos del 0,001 %.

(S: 0,0500 % o menos)

- 15 S no es un elemento esencial, pero está contenido en el acero como impurezas, por ejemplo. El S perjudica la tenacidad del material de acero tratado térmicamente. Por lo tanto, cuanto menor sea el contenido de S, mejor. En particular, cuando el contenido de S supera el 0,0500 %, la tenacidad disminuye notablemente. Por lo tanto, el contenido de S es del 0,0500 % o menos. El contenido de S es preferentemente del 0,0300 % o menos. Se requiere un coste considerable para reducir el contenido de S a menos del 0,0002 %, y a veces se requiere un coste mayor para reducir el contenido de S a menos del 0,0002 %. Por lo tanto, no hay necesidad de reducir el contenido de S a menos del 0,0002 %.

- 20 (N: 0,0100 % o menos)

- N no es un elemento esencial, pero está contenido en el acero como impurezas, por ejemplo. N contribuye a la formación de un nitruro grueso y deteriora la deformabilidad local y la tenacidad del material de acero tratado térmicamente. Por lo tanto, cuanto menor sea el contenido de N, mejor. En particular, cuando el contenido de N supera el 0,0100 %, la deformabilidad local y la tenacidad son notablemente más bajas. Por lo tanto, el contenido de N es 0,0100 % o menos. Se requiere un coste considerable para reducir el contenido de N a menos del 0,0008 %. Por lo tanto, no hay necesidad de reducir el contenido de N a menos del 0,0008 %. A veces se requiere un coste mayor para reducir el contenido de N a menos del 0,0002 %.

- 30 Ni, Cu, Mo, V, Al y Nb no son elementos esenciales, pero son elementos opcionales que pueden estar adecuadamente contenidos, hasta una cantidad específica como límite, en la chapa de acero para el tratamiento térmico y el material de acero tratado térmicamente.

(Ni: de 0,0 % a 2,0 %, Cu: de 0,0 % a 1,0 %, Mo: de 0,0 % a 1,0 %, V: de 0,0 % a 1,0 %, Al: de 0,00 % a 1,00 %, Nb: de 0,00 % a 1,00 %)

- 35 Ni, Cu, Mo, V, Al y Nb son elementos que mejoran la templabilidad de la chapa de acero para el tratamiento térmico, lo que permite obtener de manera estable la resistencia del material de acero tratado térmicamente. Por lo tanto, puede estar contenida una o cualquier combinación seleccionada del grupo que consiste en estos elementos. Sin embargo, si el contenido de Ni supera el 2,0 %, el efecto de la función anterior se satura, lo que solo aumenta un coste innecesario. Por lo tanto, el contenido de Ni es 2,0 % o menos. Si el contenido de Cu supera el 1,0 %, el efecto de la función anterior se satura, lo que solo aumenta un coste innecesario. Por lo tanto, el contenido de Cu es 1,0 % o menos. Si el contenido de Mo supera el 1,0 %, el efecto de la función anterior se satura, lo que solo aumenta un coste innecesario. Por lo tanto, el contenido de Mo es 1,0 % o menos. Si el contenido de V supera el 1,0 %, se satura el efecto con la función anterior, lo que solo aumenta un coste innecesario. Por lo tanto, el contenido de V es 1,0 % o menos. Si el contenido de Al supera el 1,00 %, se satura el efecto de la función anterior, lo que solo aumenta un coste innecesario. Por lo tanto, el contenido de Al es 1,00 % o menos. Si el contenido de Nb supera el 1,00 %, se satura el efecto de la función anterior, lo que solo aumenta un coste innecesario. Por lo tanto, el contenido de Nb es 1,00 % o menos. Para obtener de forma segura el efecto mediante la función anterior, cada uno de los contenidos de Ni, el contenido de Cu, el contenido de Mo y el contenido de V es preferentemente 0,1 % o más, y cada uno de los contenidos de Al y de Nb es preferentemente 0,01 % o más. Es decir, es preferente satisfacer una o cualquier combinación de lo siguiente: "Ni: de 0,1 % a 2,0 %", "Cu: de 0,1 % a 1,0 %", "Mo: de 0,1 % a 1,0 %", "V: de 0,1 % a 1,0 %", "Al: de 0,01 % a 1,00 %", o "Nb: de 0,01 % a 1,00 %".

- 50 Como se describió anteriormente, C y Mn aumentan la resistencia del material de acero tratado térmicamente principalmente al aumentar la resistencia de la martensita. Sin embargo, no es posible obtener una resistencia a la tracción de 1,800 GPa o más, si la "Expresión 1" no se cumple donde [C] denota un contenido de C (% en masa) y [Mn] denota un contenido de Mn (% en masa). En consecuencia debe satisfacerse la "Expresión 1".

$$4612 \times [C] + 102 \times [Mn] + 605 \geq 1800 \dots \text{"Expresión 1"};$$

- 55 A continuación, se describirá una microestructura del material de acero tratado térmicamente de acuerdo con la presente realización. El material de acero tratado térmicamente según la presente realización incluye una

microestructura representada por martensita: 90 % en volumen o más. El resto de la microestructura es, por ejemplo, la austenita retenida. Cuando la microestructura está formada por martensita y austenita retenida, se puede medir una fracción en volumen (% en volumen) de la martensita a través de un procedimiento de difracción de rayos X con alta precisión. Específicamente, se detectan rayos X difractados obtenidos por la martensita y la austenita retenida, y la fracción de volumen puede medirse en base a una relación de área de la curva de difracción. Cuando la microestructura incluye otra fase, tal como la ferrita, se mide una relación de área (% de área) de la otra fase mediante observación microscópica, por ejemplo. La estructura del material de acero tratado térmicamente es isotrópica, de modo que un valor de una relación de área de una fase obtenida en una determinada sección transversal puede considerarse equivalente a una fracción de volumen en el material de acero tratado térmicamente. Por lo tanto, el valor de la relación de área medida a través de la observación microscópica puede considerarse como la fracción de volumen (% en volumen).

A continuación, se describirá una densidad de dislocación en martensita en el material de acero tratado térmicamente de acuerdo con la presente realización. La densidad de dislocación en la martensita contribuye a la mejora de la resistencia a la tracción. Cuando la densidad de dislocación en la martensita es inferior a $9,0 \times 10^{15} \text{ m}^{-2}$, no es posible obtener la resistencia a la tracción de 1,800 GPa o más. Por lo tanto, la densidad de dislocación en la martensita es $9,0 \times 10^{15} \text{ m}^{-2}$ o más.

La densidad de dislocación puede calcularse mediante un procedimiento de evaluación basado en el procedimiento de Williamson-Hall, por ejemplo. El procedimiento Williamson-Hall se describe en "GK Williamson y WH Hall: Acta Metallurgica, 1 (1953), 22 ", "GK Williamson y R.E. Smallman: Philosophical Magazine, 8 (1956), 34 ", y otros, por ejemplo. Concretamente, se realiza el ajuste de pico de los espectros de difracción respectivos de un plano {200}, un plano {211} y un plano {220} de estructura cúbica centrada en el cuerpo, y se traza $\beta \times \cos\theta/\lambda$ en un eje horizontal, y se traza $\text{sen}\theta/\lambda$ en un eje vertical basado en cada posición de pico (θ) y anchura a media altura (β). Una inclinación obtenida del trazado corresponde a la deformación local ϵ , y la densidad de dislocación ρ (m^{-2}) se determina en base a la siguiente "Expresión 2" propuesta por Williamson, Smallman, et al. Aquí, b denota una magnitud del vector de Burgers (nm).

$$\rho = 14,4 \times \epsilon^2 / b^2 \dots \text{"Expresión 2"}$$

Además, el material de acero tratado térmicamente de acuerdo con la presente realización tiene la resistencia a la tracción de 1,800 GPa o más. La resistencia a la tracción puede medirse según las reglas de la norma ASTM E8, por ejemplo. En este caso, cuando se producen piezas de ensayo, las partes empapadas se pulen hasta que su grosor llegue a 1,2 mm, para trabajar en piezas de ensayo en forma de placa de tamaño medio de la norma ASTM E8, de modo que una dirección de tracción sea paralela a la dirección de rodadura. Una longitud de una porción paralela de cada una de las piezas de ensayo en forma de placa de tamaño medio es de 32 mm, y una anchura de la porción paralela es de 6,25 mm. Luego, se conecta un medidor de deformación a cada una de las piezas de ensayo, y se realiza una prueba de tracción a un grado de deformación de 3 mm/min a temperatura ambiente.

A continuación, se describirá un procedimiento de fabricación del material de acero tratado térmicamente, a saber, un procedimiento de tratamiento de la chapa de acero para tratamiento térmico. En el tratamiento de la chapa de acero para tratamiento térmico, la chapa de acero para tratamiento térmico se calienta a una zona de temperatura de no menos de un punto Ac_3 ni más que "el punto $Ac_3 + 200 \text{ }^\circ\text{C}$ " a una velocidad de calentamiento promedio de $10 \text{ }^\circ\text{C/s}$ o más, la chapa de acero se enfría luego desde la zona de temperatura a un punto M_s a una velocidad igual o mayor que una velocidad de enfriamiento crítico superior, y luego, la chapa de acero se enfría desde el punto M_s a $100 \text{ }^\circ\text{C}$ a una velocidad de enfriamiento promedio de $50 \text{ }^\circ\text{C/s}$ o más.

Si la chapa de acero para el tratamiento térmico se calienta hasta la zona de temperatura del punto Ac_3 o más, la estructura se convierte en una austenita monofásica. Si la velocidad de calentamiento promedio es inferior a $10 \text{ }^\circ\text{C/s}$, hay un caso en que un grano de austenita se vuelve excesivamente grueso, o la densidad de dislocación disminuye debido a la recuperación, perjudicando así la resistencia y la tenacidad del material de acero tratado térmicamente. Por lo tanto, la velocidad de calentamiento promedio es de $10 \text{ }^\circ\text{C/s}$ o más. La velocidad de calentamiento promedio es preferentemente $20 \text{ }^\circ\text{C/s}$ o más, y más preferentemente $50 \text{ }^\circ\text{C/s}$ o más. Cuando la temperatura de alcance del calentamiento excede "el punto $Ac_3 + 200 \text{ }^\circ\text{C}$ ", hay un caso en que un grano de austenita se vuelve excesivamente grueso, o la densidad de dislocación disminuye, perjudicando así la resistencia y la tenacidad del material de acero tratado térmicamente. Por lo tanto, la temperatura de alcance es "el punto $Ac_3 + 200 \text{ }^\circ\text{C}$ " o menos.

Las series de calentamiento y enfriamiento descritas anteriormente también pueden llevarse a cabo mediante, por ejemplo, un procedimiento de estampado en caliente, en el que el tratamiento térmico y el conformado en caliente se llevan a cabo simultáneamente, o el calentamiento y enfriamiento brusco de alta frecuencia. El período de tiempo de retención de la chapa de acero en la zona de temperatura no inferior al punto Ac_3 ni superior al "punto $Ac_3 + 200 \text{ }^\circ\text{C}$ " es preferentemente de 30 segundos o más, desde el punto de vista del aumento de la templabilidad del acero al acelerar la transformación de austenita para disolver los carburos. El tiempo de retención es preferentemente de 600 segundos o menos, desde el punto de vista de la productividad.

Si la chapa de acero se enfría desde la zona de temperatura hasta el punto M_s a una velocidad igual o mayor que la velocidad de enfriamiento crítica superior después de someterse al calentamiento descrito anteriormente, la estructura

de la fase única de austenita se mantiene, sin que ocurra transformación por difusión. Si la velocidad de enfriamiento es menor que la velocidad de enfriamiento crítica superior, la transformación de difusión se produce de modo que la ferrita se genera fácilmente, lo que da como resultado que no se obtenga la microestructura en la que la fracción de volumen de martensita es 90 % en volumen o más. Por lo tanto, la velocidad de enfriamiento hasta el punto Ms es igual o mayor que la velocidad de enfriamiento crítica superior.

Si la chapa de acero se enfría desde el punto Ms hasta 100 °C a una velocidad de enfriamiento promedio de 50 °C/s o más después del enfriamiento al punto Ms, se produce la transformación de austenita a martensita, lo que da como resultado que se pueda obtener la microestructura en la que la fracción de volumen de martensita sea 90 % en volumen o más. Como se describió anteriormente, la transformación de austenita a martensita va acompañada de expansión, de modo que de acuerdo con la transformación de martensita, la deformación (deformación por transformación) se introduce en la austenita no transformada circundante, y para reducir la deformación por transformación, la martensita justo después de la transformación sufre deformación suplementaria. Concretamente, la martensita sufre deformación por deslizamiento mientras se somete a la introducción de dislocaciones. En consecuencia, la martensita incluye dislocaciones de alta densidad. En la presente realización, están contenidas cantidades específicas de C y Mn de modo que se generan dislocaciones en la martensita a una densidad extremadamente alta, y la densidad de dislocación llega a ser de $9,0 \times 10^{15} \text{ m}^{-2}$ o más. Si la velocidad de enfriamiento promedio desde el punto Ms hasta 100 °C es inferior a 50 °C/s, la recuperación de las dislocaciones se produce fácilmente de acuerdo con el auto-templado, lo que resulta en que la densidad de dislocación se vuelve insuficiente y no se puede obtener suficiente resistencia a la tracción. Por lo tanto, la velocidad de enfriamiento promedio es de 50 °C/s o más. La velocidad de enfriamiento promedio es preferentemente de 100 °C/s o más, y más preferentemente de 500 °C/s o más.

De la manera descrita anteriormente se puede fabricar el material de acero tratado térmicamente de acuerdo con la presente realización provisto de la excelente tenacidad y soldabilidad, y la resistencia a la tracción de 1,800 GPa o más. Un diámetro promedio de grano de granos de austenita anteriores en el material de acero tratado térmicamente es de aproximadamente 10 μm a 20 μm .

Una velocidad de enfriamiento de menos de 100 °C a la temperatura ambiente es preferentemente una velocidad de enfriamiento por aire o más. Si la velocidad de enfriamiento es menor que la velocidad de enfriamiento por aire, existe un caso en que la resistencia a la tracción disminuye debido a la influencia del auto-templado.

También es posible realizar conformación en caliente tal como el estampado en caliente descrito anteriormente, durante las series de calentamiento y enfriamiento descritas anteriormente. Específicamente, la chapa de acero para tratamiento térmico puede someterse a conformación en una matriz antes de que la temperatura de la chapa de acero alcance el punto Ms después del calentamiento hasta la zona de temperatura de no menos que el punto Ac_3 ni más que "el punto $\text{Ac}_3 + 200 \text{ °C}$ ". La flexión, el dibujo, el abombamiento, la expansión de agujeros y la formación de reborde pueden citarse como ejemplos de la conformación en caliente. Estos pertenecen a la conformación por prensa, pero, siempre que sea posible enfriar la chapa de acero en paralelo con la conformación en caliente o justo después de la conformación en caliente, también se puede realizar una conformación en caliente que no sea la conformación por prensa, como la conformación con rodillo.

La chapa de acero para tratamiento térmico puede ser una chapa de acero laminada en caliente o una chapa de acero laminada en frío. También se puede usar como chapa de acero para tratamiento térmico una chapa de acero laminada en caliente recocida o una chapa de acero laminada en frío recocida obtenida mediante el recocido en una chapa de acero laminada en caliente o una chapa de acero laminada en frío.

La chapa de acero para tratamiento térmico puede ser una chapa de acero tratada superficialmente, tal como una chapa de acero recubierta. A saber, se puede proporcionar una capa de recubrimiento sobre la chapa de acero para el tratamiento térmico. La capa de recubrimiento contribuye a mejorar la resistencia a la corrosión y similares, por ejemplo. La capa de recubrimiento puede ser una capa de galvanoplastia o una capa de recubrimiento por inmersión en caliente. Pueden citarse como ejemplos de la capa de electrodeposición una capa de electrodeposición y una capa de electrodeposición de aleación de Zn-Ni. Puede citarse como ejemplos de la capa de recubrimiento por inmersión en caliente una capa de galvanizado por inmersión en caliente, una capa de galvanizado por inmersión en caliente aleada, una capa de recubrimiento de aluminio por inmersión en caliente, una capa de recubrimiento de aleación de Zn-Al por inmersión en caliente, una capa de recubrimiento de aleación de Zn-Al-Mg por inmersión en caliente y una capa de recubrimiento de aleación de Zn-Al-Mg-Si por inmersión en caliente. Una cantidad de recubrimiento de la capa de recubrimiento no está particularmente limitada, y puede ser una cantidad de recubrimiento dentro de un rango ordinario, por ejemplo. De manera similar a la chapa de acero para tratamiento térmico, el material de acero tratado térmicamente puede estar provisto de una capa de recubrimiento.

Obsérvese que cualquiera de los modos de realización descritas anteriormente solo presenta ejemplos concretos para llevar a cabo la presente invención, y el alcance técnico de la presente invención no debe interpretarse de manera limitada por estos. Es decir, la presente invención puede realizarse de diversas formas sin apartarse de su idea técnica o de su característica principal.

Ejemplos

A continuación, se describirán los experimentos realizados por los inventores de la presente solicitud.

5 En el experimento, las placas, cada una con una composición química presentada en la Tabla 1, se sometieron a laminado en caliente y laminado en frío, para así fabricar chapas de acero laminadas en frío, cada una con un espesor de 1,4 mm, como chapas de acero para tratamiento térmico. Las columnas en blanco en la Tabla 1 indican que el contenido de los elementos en las columnas en blanco son menores que los límites de detección, y el resto es Fe e impurezas. Los subrayados en la Tabla 1 indican que los valores numéricos subrayados están fuera de los intervalos de la presente invención.

[Tabla 1]

ACERO N.º	COMPOSICIÓN QUÍMICA (% EN MASA)														TEMPERATURA DE TRANSFORMACIÓN (°C)		LADO IZQUIERDO DE "EXPRESIÓN 1"	
	C	Mn	Cr	Ti	B	Si	P	S	N	Ni	Cu	Mo	V	Al	Nb	PUNTO AC ₃		PUNTO Ms
1	0,07	9,1	0,02	0,015	0,0012		0,011	0,0018	0,0032							642	188	1856
2	0,10	8,4	0,09	0,014	0,0016	0,01	0,012	0,0017	0,0027			0,2		0,04		654	200	1923
3	0,12	7,3	0,12	0,018	0,0021	0,03	0,010	0,0010	0,0032				0,2		0,10	672	233	1903
4	0,15	6,5	0,09	0,020	0,0015	0,01	0,012	0,0020	0,0035	0,2	0,1					685	252	1960
5	0,22	5,2	0,30	0,020	0,0021		0,011	0,0016	0,0031							697	268	2150
6	0,26	3,6	0,11	0,027	0,0019	0,02	0,011	0,0009	0,0034			0,1				738	320	2171
7	0,27	2,2	0,15	0,025	0,0018	0,01	0,007	0,0012	0,0033			0,2				763	364	2075
8	0,20	1,2	0,22	0,022	0,0020	0,02	0,008	0,0012	0,0029					0,07		810	429	1650
9	0,25	0,1	0,26	0,026	0,0010	0,01	0,012	0,0011	0,0029			0,1		0,05	0,30	828	450	1768
10	0,03	8,9	0,32	0,023	0,0011	0,05	0,014	0,0015	0,0032	0,2		0,3		0,07		679	205	1651
11	0,08	7,4	0,25	0,025	0,0014	0,04	0,012	0,0012	0,0037	0,4					0,20	686	243	1729

5 Luego, se produjeron muestras que incluían un espesor de 1,4 mm, un ancho de 30 mm y una longitud de 200 mm a partir de las chapas de acero laminadas en frío respectivas, y las muestras se calentaron y enfriaron en las condiciones presentadas en la Tabla 2. El calentamiento y el enfriamiento imitan el tratamiento térmico en el conformado en caliente. El calentamiento en el experimento se realizó mediante calentamiento por energización. Después del enfriamiento se cortaron las porciones empapadas de las muestras, y se sometieron las porciones empapadas a un ensayo de tracción y a un ensayo de difracción de rayos X.

10 El ensayo de tracción se realizó en base a las reglas de la norma ASTM E8. En el ensayo de tracción se utilizó un comprobador de tracción fabricado por la corporación Instron. Al preparar las piezas de ensayo, se pulieron las porciones empapadas hasta que sus espesores llegaron a ser de 1,2 mm, para trabajar en piezas de ensayo en forma de placa de tamaño medio de la norma ASTM E8, de modo que una dirección de tracción fuera paralela a la dirección de laminación. La longitud de una porción paralela de cada una de las piezas de ensayo en forma de placa de tamaño medio era de 32 mm, y el ancho de la porción paralela era de 6,25 mm. Luego, se unió una galga extensométrica a cada una de las piezas de ensayo, y se realizó un ensayo de tracción a una velocidad de deformación de 3 mm/min a temperatura ambiente. Como la galga extensométrica se usó KFG-5 (longitud de la galga: 5 mm) fabricada por KYOWA ELECTRONIC INSTRUMENTS CO., LTD.

15 En el ensayo de difracción de rayos X, se pulieron químicamente porciones hasta una profundidad de 0,1 mm desde las superficies de las porciones empapadas usando ácido fluorhídrico y una solución de peróxido de hidrógeno, preparando así piezas de ensayo para el ensayo de difracción de rayos X, cada una con un espesor de 1,1 mm. Luego, se usó un tubo de Co para obtener un espectro de difracción de rayos X de cada una de las piezas de ensayo en un rango de 2θ de 45° a 130° , y se determinó una densidad de dislocación a partir del espectro de difracción de rayos X. Además, las fracciones de volumen de martensita también se determinaron en base a los resultados de detección de los rayos X difractados y los resultados de la observación por microscopio óptico según la necesidad, además de los resultados de los rayos X difractados.

20 La densidad de dislocación se calculó mediante el procedimiento de evaluación basado en el procedimiento de Williamson-Hall descrito anteriormente. Concretamente, en este experimento, se realizó el ajuste de pico de los espectros de difracción respectivos de un plano {200}, un plano {211} y un plano {220} de estructura cúbica centrada en el cuerpo, y se trazó $\beta \times \cos \theta/\lambda$ en un eje horizontal y se trazó $\sin \theta/\lambda$ en un eje vertical basado en cada posición de pico (θ) y la mitad de la anchura (β). Luego se determinó la densidad de dislocación ρ (m^{-2}) en base a la "Expresión 2".

25 Los de estas se presentan en la tabla 2. Los subrayados en la Tabla 2 indican que los valores numéricos subrayados están fuera de los intervalos de la presente invención.

[Tabla 2]

MUESTRA N.º	ACERO N.º	CALENTAMIENTO		ENFRIAMIENTO		FRACCIÓN EN VOLUMEN DE MARTENSITA (VOLUMEN %)	DENSIDAD DE DESPLAZAMIENTO (m ⁻²)	RESISTENCIA A LA TRACCIÓN (GPa)	OBSERVACIONES
		VELOCIDAD DE CALENTAMIENTO MEDIA (°C/s)	TEMPERATURA DE ALCANCE [°C]	VELOCIDAD DE ENFRIAMIENTO DESDE LA TEMPERATURA DE ALCANCE HASTA PUNTO Ms (°C/s)	VELOCIDAD DE ENFRIAMIENTO MEDIA DESDE PUNTO Ms HASTA 100 °C (°C/s)				
1	1	10	830	80	2001	99	9,8 x 10 ¹⁵	1,856	EJEMPLO
2	2	10	830	80	2048	98	1,1 x 10 ¹⁶	1,924	EJEMPLO
3	3	10	830	80	2036	99	1,0 x 10 ¹⁶	1,905	EJEMPLO
4	4	12	830	78	2012	99	1,1 x 10 ¹⁶	1,960	EJEMPLO
5	4	26	830	65	800	97	1,0 x 10 ¹⁶	1,888	EJEMPLO
6	4	24	830	64	250	97	9,7 x 10 ¹⁵	1,859	EJEMPLO
7	4	15	830	68	10	96	8,1 x 10 ¹⁵	1,776	EJEMPLO COMPARATIVO
8	4	18	830	73	5	94	7,8 x 10 ¹⁵	1,757	EJEMPLO COMPARATIVO
9	4	2	1100	80	400	96	8,2 x 10 ¹⁵	1,740	EJEMPLO COMPARATIVO
10	5	16	830	79	2010	100	1,3 x 10 ¹⁶	2,100	EJEMPLO
11	5	14	830	68	550	98	1,2 x 10 ¹⁶	1,951	EJEMPLO
12	5	18	830	65	400	97	1,1 x 10 ¹⁶	1,943	EJEMPLO
13	5	24	830	73	82	96	1,1 x 10 ¹⁶	1,900	EJEMPLO
14	5	22	830	77	2	94	8,3 x 10 ¹⁵	1,784	EJEMPLO COMPARATIVO
15	5	3	1100	64	200	96	8,0 x 10 ¹⁵	1,721	EJEMPLO COMPARATIVO
16	6	10	850	80	1999	99	1,3 x 10 ¹⁶	2,162	EJEMPLO
17	6	25	900	64	1989	99	1,2 x 10 ¹⁶	2,075	EJEMPLO
18	7	19	900	82	600	98	1,1 x 10 ¹⁶	1,941	EJEMPLO
19	7	16	900	96	250	97	1,1 x 10 ¹⁶	1,918	EJEMPLO
20	7	15	900	69	52	96	1,0 x 10 ¹⁶	1,876	EJEMPLO
21	7	17	900	68	2	94	8,2 x 10 ¹⁵	1,782	EJEMPLO COMPARATIVO
22	7	4	1200	65	520	96	8,4 x 10 ¹⁵	1,752	EJEMPLO COMPARATIVO
23	8	10	850	80	1996	99	7,3 x 10 ¹⁵	1,651	EJEMPLO COMPARATIVO
24	9	10	850	80	2010	99	8,7 x 10 ¹⁵	1,769	EJEMPLO COMPARATIVO
25	10	10	850	80	2006	98	7,3 x 10 ¹⁵	1,654	EJEMPLO COMPARATIVO
26	11	10	850	80	2007	97	8,3 x 10 ¹⁵	1,731	EJEMPLO COMPARATIVO

5 Como se presenta en la Tabla 2, en las muestras n.º 1 a n.º 6, n.º 10 a n.º 13, y n.º 16 a n.º 20, debido a que las composiciones químicas estaban dentro de los rangos de la presente invención, y las condiciones de fabricación también estaban dentro de los intervalos de la presente invención, se obtuvieron las microestructuras deseadas y las densidades de dislocación en los materiales de acero tratados térmicamente. Además, debido a que las composiciones químicas, las microestructuras y las densidades de dislocación estaban dentro de los rangos de la presente invención, se obtuvieron las resistencias a la tracción de 1,800 GPa o más.

10 En las muestras n.º 7 a n.º 9, n.º 14, n.º 15, n.º 21 y n.º 22, aunque las composiciones químicas estaban dentro de los intervalos de la presente invención, las condiciones de fabricación estaban fuera de los intervalos de la presente invención, y por lo tanto no fue posible obtener las densidades de dislocación deseadas. Además, dado que las densidades de dislocación estaban fuera de los rangos de la presente invención, las resistencias a la tracción eran bajas para ser inferiores a 1,800 GPa.

15 En las muestras n.º 23 y n.º 24, dado que los contenidos de Mn estaban fuera de los rangos de la presente invención, a pesar de que las condiciones de fabricación estaban dentro de los rangos de la presente invención, las densidades de dislocación fueron menores de $9,0 \times 10^{15} \text{ m}^{-2}$, y las resistencias a la tracción fueron bajas inferiores a 1,800 GPa.

En la muestra n.º 25, dado que el contenido de C estaba fuera del rango de la presente invención, a pesar de que la condición de fabricación estaba dentro del rango de la presente invención, la densidad de dislocación era inferior a $9,0 \times 10^{15} \text{ m}^{-2}$ y la resistencia a la tracción fue baja inferior a 1,800 GPa.

20 En la muestra n.º 26, la "Expresión 1" no se satisfizo, de modo que incluso cuando la condición de fabricación estaba dentro del rango de la presente invención, la densidad de dislocación era inferior a $9,0 \times 10^{15} \text{ m}^{-2}$ y la resistencia a la tracción era baja inferior a 1,800 GPa.

A partir de estos resultados, se entiende que es posible obtener un material de acero tratado térmicamente de alta resistencia de acuerdo con la presente invención. Además, según la presente invención, no se requiere que C esté contenido hasta el punto de deteriorar la tenacidad y la soldabilidad para obtener la alta resistencia, de modo que también sea posible obtener una excelente tenacidad y soldabilidad.

25 **Aplicabilidad industrial**

La presente invención se puede usar en las industrias de fabricación de materiales tratados térmicamente y similares utilizados para automóviles, por ejemplo, y en las industrias que los usan. La presente invención también puede usarse en las industrias de fabricación de otros componentes estructurales mecánicos, las industrias que los usan y similares.

REIVINDICACIONES

1. Un material de acero tratado térmicamente, que comprende:

una composición química representada por, en % en masa:

C: de 0,05 % a 0,28 %;

5 Mn: de 2,0 % a 10,0 %;

Cr: de 0,01 % a 1,00 %;

Ti: de 0,010 % a 0,100 %;

B: de 0,0010 % a 0,0100 %;

Si: 0,08 % o menos;

10 P: 0,050 % o menos;

S: 0,0500 % o menos;

N: 0,0100 % o menos;

Ni: de 0,0 % a 2,0 %;

Cu: de 0,0 % a 1,0 %;

15 Mo: 0,0 % a 1,0 %;

V: de 0,0 % a 1,0 %;

Al: de 0,00 % a 1,00 %;

Nb: de 0,00 % a 1,00 %; y

el resto: Fe e impurezas, y una microestructura representada por martensita: 90 % en volumen o más,

20 en donde se satisface una "Expresión 1" donde [C] denota un contenido de C (% en masa) y [Mn] denota un contenido de Mn (% en masa),

$$4612 \times [C] + 102 \times [Mn] + 605 \geq 1800 \dots \text{"Expresión 1"};$$

en donde una densidad de dislocación en la martensita es igual o mayor a $9,0 \times 10^{15} \text{ m}^{-2}$; y

en donde la resistencia a la tracción medida en base a las reglas de la norma ASTM E8 es 1,800 GPa o más.

25 2. El material de acero tratado térmicamente de acuerdo con la reivindicación 1, en el que en la composición química,

Ni: de 0,1 % a 2,0 %,

Cu: de 0,1 % a 1,0 %,

Mo: de 0,1 % a 1,0 %,

V: de 0,1 % a 1,0 %,

30 Al: 0,01 % a 1,00 %, o

Nb: 0,01 % a 1,00 %, o

se satisface cualquier combinación de los mismos.

3. Un procedimiento para fabricar un material de acero tratado térmicamente, que comprende:

35 calentar una chapa de acero a una zona de temperatura de no menos de un punto A_{c3} ni más que "el punto $A_{c3} + 200 \text{ }^\circ\text{C}$ " a una velocidad de calentamiento promedio de $10 \text{ }^\circ\text{C/s}$ o más;

a continuación, enfriamiento de la chapa de acero desde la zona de temperatura hasta un punto M_s a una velocidad igual o superior a una velocidad de enfriamiento crítica superior; y

luego, enfriamiento de la chapa de acero desde el punto M_s a $100 \text{ }^\circ\text{C}$ a una velocidad de enfriamiento promedio

de 50 °C/s o más,

en donde la chapa de acero comprende una composición química representada por, en % en masa:

C: de 0,05 % a 0,28 %;

Mn: de 2,0 % a 10,0 %;

5 Cr: de 0,01 % a 1,00 %;

Ti: de 0,010 % a 0,100 %;

B: de 0,0010 % a 0,0100 %;

Si: 0,08 % o menos;

P: 0,050 % o menos;

10 S: 0,0500 % o menos;

N: 0,0100 % o menos;

Ni: de 0,0 % a 2,0 %;

Cu: de 0,0 % a 1,0 %;

Mo: de 0,0 % a 1,0 %;

15 V: de 0,0 % a 1,0 %;

Al: de 0,00 % a 1,00 %;

Nb: de 0,00 % a 1,00 %; y

el resto: Fe e impurezas,

20 en donde se satisface una "Expresión 1" donde [C] denota un contenido de C (% en masa) y [Mn] denota un contenido de Mn (% en masa),

$$4612 \times [C] + 102 \times [Mn] + 605 \geq 1800 \dots \text{"Expresión 1"}$$

4. El procedimiento de fabricación del material de acero tratado térmicamente de acuerdo con la reivindicación 3, en el que en la composición química,

Ni: de 0,1 % a 2,0 %,

25 Cu: 0,1 % a 1,0 %,

Mo: de 0,1 % a 1,0 %,

V: de 0,1 % a 1,0 %,

Al: 0,01 % a 1,00 %, o

Nb: 0,01 % a 1,00 % o

30 se satisface cualquier combinación de los mismos.

5. El procedimiento de fabricación del material de acero tratado térmicamente de acuerdo con la reivindicación 3 o 4, en el que la chapa de acero se somete a conformación antes de que la temperatura de la chapa de acero alcance el punto Ms después de calentar la chapa de acero a la zona de temperatura de no menos que el punto AC3 ni más que "el punto AC3 + 200 °C".

35