

19



OFICINA ESPAÑOLA DE
PATENTES Y MARCAS

ESPAÑA



11 Número de publicación: **2 761 683**

51 Int. Cl.:

C22C 38/00	(2006.01)	C22C 38/28	(2006.01)
C21D 8/02	(2006.01)	C22C 38/32	(2006.01)
C21D 9/46	(2006.01)	C22C 38/34	(2006.01)
C22C 38/02	(2006.01)	C22C 38/42	(2006.01)
C22C 38/04	(2006.01)	C22C 38/44	(2006.01)
C22C 38/06	(2006.01)	C22C 38/48	(2006.01)
C22C 38/20	(2006.01)	C22C 38/54	(2006.01)
C22C 38/22	(2006.01)		
C22C 38/24	(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/JP2015/065059**
- 87 Fecha y número de publicación internacional: **03.12.2015 WO15182591**
- 96 Fecha de presentación y número de la solicitud europea: **26.05.2015 E 15799820 (4)**
- 97 Fecha y número de publicación de la concesión europea: **16.10.2019 EP 3150736**

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

30 Prioridad:

29.05.2014 JP 2014111455

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

20.05.2020

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 2 761 683 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 método de fabricación del mismo

Campo técnico

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

Antecedentes de la técnica

10 Se requiere una lámina de acero para automóviles para mejorar la eficiencia del combustible y resistencia al impacto. Por consiguiente, se están realizando intentos para incrementar la resistencia de la lámina de acero para automóviles. Sin embargo, la ductilidad tal como la conformabilidad en prensa generalmente disminuye según la mejora de resistencia, de modo que es difícil fabricar un componente que tenga una forma complicada. Por ejemplo, según la disminución de ductilidad, una porción con un alto grado de trabajo se fractura, o retoma su forma y la deformación de la pared se vuelve grande para deteriorar la precisión en tamaño. Por lo tanto, no es fácil fabricar un componente conformando por presión una lámina de acero de alta resistencia, particularmente, una lámina de acero que tiene resistencia a la tracción de 780 MPa o más.

15 La bibliografía de patentes 1 y 2 describe un método de conformado denominado método de estampado en caliente que tiene un objetivo de obtener alta conformabilidad en una lámina de acero de alta resistencia. Según el método de estampado en caliente, es posible formar una lámina de acero de alta resistencia con alta precisión, y un material de acero obtenido mediante el método de estampado en caliente tiene también alta resistencia. Además, una microestructura del material de acero obtenida por medio del método de estampado en caliente está sustancialmente hecha de una sola fase de martensita, y tiene excelente deformabilidad local y tenacidad comparada con un material de acero obtenido realizando conformado en frío en una lámina de acero de alta resistencia con estructura multifase.

20 Generalmente, la resistencia a la compresión cuando ocurre una colisión de un automóvil depende enormemente de la resistencia del material. Por este motivo, en los últimos años, se ha incrementado la demanda con relación al material de acero que tiene resistencia a la tracción de 2.000 GPa o más, por ejemplo, y la bibliografía de patentes 3 describe un método que tiene un objetivo de obtener un material de acero que tiene resistencia a la tracción de 2.0 GPa o más.

25 Según el método descrito en la bibliografía de patentes 3, aunque es posible conseguir el objetivo deseado, no se puede obtener suficiente tenacidad y soldabilidad. Incluso con el uso de las otras técnicas convencionales tales como las láminas de acero descritas en las bibliografías de patentes 4 a 7, y similares, no es posible obtener resistencia a la tracción de 2.000 GPa o más mientras se consigue excelentes tenacidad y soldabilidad.

Lista de citas

Bibliografía de patentes

- 35 Bibliografía de patentes 1: publicación de patente japonesa abierta a la inspección pública No. 2002-102980
- Bibliografía de patentes 2: publicación de patente japonesa abierta a la inspección pública No. 2012-180594
- Bibliografía de patentes 3: publicación de patente japonesa abierta a la inspección pública No. 2012-1802
- Bibliografía de patentes 4: traducción japonesa de la publicación de solicitud internacional PCT No. 2011-505498
- Bibliografía de patentes 5: publicación de patente japonesa abierta a la inspección pública No. 2006-152427
- Bibliografía de patentes 6: folleto de publicación internacional No. WO 2013/105631
- 40 Bibliografía de patentes 7: publicación de patente japonesa abierta a la inspección pública No. 2013-104081
- Bibliografía de patentes 8: WO 2013/133137 A1

La bibliografía de patentes 8 describe un producto formado en prensa y su método de fabricación. Su campo de aplicación es la automoción. El método descrito en la bibliografía de patentes 8 consiste en calentar el acero a 700-1100°C, conformar en caliente y templar el acero hasta Ms a una velocidad entre 10-300°C/s.

45 Sumario de la invención

Problema técnico

La presente invención tiene un objetivo de proporcionar un material de acero tratado térmicamente capaz de obtener resistencia a la tracción de 2.000 GPa o más mientras se consigue tenacidad y soldabilidad, y un método para

fabricar el mismo.

Solución al problema

5 Como resultado de serios estudios para resolver los problemas anteriores, los presentes inventores encontraron que cuando un material de acero tratado térmicamente contiene cantidades específicas de C, Si, y Mn, es posible obtener una resistencia de 2.000 GPa o más obteniendo excelente tenacidad y soldabilidad, aunque los detalles del mismo se describirán después.

10 Cuanto más alto sea el contenido de C, más alta es la densidad de dislocaciones en martensita y más finas las estructuras (listón, bloque, paquete) en un grano de austenita anterior. Basado en la descripción anterior, se considera que un factor distinto del fortalecimiento en disolución sólida de C también contribuye enormemente a la resistencia de la martensita. El mecanismo por el que ocurre la dislocación en la martensita y el mecanismo por el que las estructuras se vuelven finas, se estima como sigue. La transformación de austenita a martensita va acompañada de expansión, de modo que según la transformación de martensita, se introduce deformación (deformación de transformación) en la austenita no transformada circundante, y para disminuir la deformación de transformación, la martensita justo después de la transformación sufre deformación suplementaria. En esta ocasión, 15 dado que la deformación de transformación en austenita fortalecida por C es grande, se generan listones y bloques finos para reducir la deformación de transformación, y la martensita sufre deformación suplementaria mientras está siendo sometida a la introducción de un gran número de dislocaciones. Se estima que, debido a tales mecanismos, la densidad de dislocaciones en la martensita es alta, y las subestructuras en el grano de austenita anterior se vuelven finas.

20 Los presentes inventores encontraron que, basado en la estimación anteriormente descrita, los granos cristalinos se vuelven finos, y la resistencia a la tracción se incrementa drásticamente, según el templado, también cuando una lámina de acero contiene Mn, que introduce una deformación de compresión en una red circundante similarmente al C. Específicamente, los presentes inventores encontraron que cuando un material tratado térmicamente que incluye martensita como su principal estructura contiene una cantidad específica de Mn, el material de acero está afectado por fortalecimiento indirecto tal como fortalecimiento por dislocación y fortalecimiento por refinado de grano, además de fortalecimiento por disolución sólida de Mn, dando como resultado que se puede obtener la deseada resistencia a la tracción. Además, se ha aclarado por los presentes inventores que en el material de acero tratado térmicamente 25 que incluye martensita como su principal estructura, el Mn tiene la propiedad de fortalecimiento de alrededor de 100 MPa/% en masa que incluye el anteriormente descrito fortalecimiento indirecto.

30 Se ha considerado convenientemente que la resistencia de la martensita depende principalmente de la propiedad de fortalecimiento en disolución sólida del C, y no hay influencia de un elemento aleante casi en absoluto (por ejemplo, Leslie et al., Iron & Steel Material Science, Maruzen, 1985), de modo que no se ha conocido que el Mn ejerza gran influencia en la mejora de la resistencia del material de acero tratado térmicamente.

35 A continuación, basado en estos hallazgos, los inventores de la presente solicitud llegaron a las siguientes distintas realizaciones de la invención.

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

una composición química representada por, en % en masa:

C: de 0.05% a 0.28%;

Si: de 0.50% a 5.00%;

40 Mn: de 2.0% a 10.0%;

Cr: de 0.01% a 1.00%;

Ti: de 0.010% a 0.100%;

B: de 0.0020% a 0.0100%;

P: 0.050% o menos;

45 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

5 una microestructura representada por
martensita: 90% en volumen o más,

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

$$4612 \times [C] + 51 \times [Si] + 102 \times [Mn] + 605 \geq 2000 \quad \text{"Expresión 1"};$$

10 en la que la densidad de dislocaciones en la martensita es igual o mayor que $1.2 \times 10^{16} \text{ m}^{-2}$; y
en la que la resistencia a la tracción es 2.000 GPa o más

(2) El material de acero tratado térmicamente según (1), en el que en la composición química, se satisface

Ni: de 0.1% a 2.0%,

Cu: de 0.1% a 1.0%,

15 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%, o

cualquier combinación de los mismos.

20 (3) Un método de fabricación de un material de acero tratado térmicamente, que incluye:

calentar una lámina de acero hasta una zona de temperatura de no menos que un punto Ac_3 ni más que "el punto $Ac_3 + 200^\circ C$ " con una velocidad media de calentamiento de $10^\circ C/s$ o más;

a continuación, enfriar la lámina de metal desde la zona de temperatura hasta un punto M_s a una velocidad igual o mayor que una velocidad de enfriamiento crítica superior; y

25 a continuación, enfriar la lámina de acero desde el punto M_s hasta $100^\circ C$ a una velocidad media de enfriamiento de $50^\circ C/s$ o más,

en la que la lámina de acero incluye una composición química representada por, en % en masa:

C: de 0.05% a 0.28%;

Si: de 0.50% a 5.00%;

30 Mn: de 2.0% a 10.0%;

Cr: de 0.01% a 1.00%;

Ti: de 0.010% a 0.100%;

B: de 0.0020% a 0.0100%;

P: 0.050% o menos;

35 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

5 el resto: Fe e impurezas,

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

$$4612 \times [C] + 51 \times [Si] + 102 \times [Mn] + 605 \geq 2000 \quad \text{"Expresión 1"};$$

10 (4) El método de fabricación del material de acero tratado térmicamente según (3), en el que se satisface 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%,

15 Al: de 0.01% a 1.00%, o

Nb: de 0.01% a 1.00%, o

cualquier combinación de los mismos.

20 (5) El método de fabricación del material de acero tratado térmicamente según (3) o (4), en el que la lámina de acero se somete a conformado antes de que la temperatura del acero llegue al punto Ms después del calentamiento de la lámina de acero hasta la zona de temperatura de no menos que el punto Ac₃ ni más que "el punto Ac₃ + 200°C".

Efectos ventajosos de la invención

Según la presente invención, es posible obtener resistencia de 2.000 GPa o más obteniendo excelente tenacidad y soldabilidad.

Descripción de realizaciones

25 De aquí en adelante, se describirá una realización de la presente invención. Aunque los detalles de describirán después, un material de acero tratado térmicamente según la realización de la presente invención se fabrica templando una lámina de acero específico para tratamiento térmico. Por lo tanto, la templabilidad de la lámina de acero para tratamiento térmico y una condición de templado ejercen influencia en el material de acero tratado térmicamente.

30 Primero, se describirá una composición química del material de acero tratado térmicamente según la realización de la presente invención y la lámina de acero para tratamiento térmico usada para fabricar el material de acero tratado térmicamente. En la siguiente descripción, el % que es una unidad de contenido de cada elemento contenido en el material de acero tratado térmicamente y la lámina usada para fabricar el material de acero tratado térmicamente quiere decir "% en masa" a menos que se mencione lo contrario. El material de acero tratado térmicamente según la
35 presente realización y la lámina de acero usada para fabricar el material de acero tratado térmicamente incluye una composición química representada por C: de 0.05% a 0.28%, Si: de 0.50% a 5.00%, Mn: de 2.0% a 10.0%, Cr: de 0.01% a 1.00%, Ti: de 0.010% a 0.100%, B: de 0.0020% a 0.0100%, 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" en la que [C] denota un
40 contenido de C (% en masa), [Si] denota un contenido de Si (% en masa), y [Mn] denota un contenido de Mn (% en masa). Los ejemplos de las impurezas son las contenidas en una materia prima tal como un mineral o chatarra, y las contenidas durante los procedimientos de fabricación.

$$4612 \times [C] + 51 \times [Si] + 102 \times [Mn] + 605 \geq 2000 \quad \text{"Expresión 1"};$$

(C: de 0.05% a 0.28%)

45 El C es un elemento que mejora la templabilidad de la lámina de acero para tratamiento térmico y mejora la resistencia del material de acero tratado térmicamente. Si el contenido de C es menos de 0.05%, la resistencia del

material tratado térmicamente no es suficiente. De este modo, el contenido de C es 0.05% o más. El contenido de C es preferentemente 0.08% o más. Por otra parte, si el contenido excede de 0.28%, la resistencia del material de acero tratado térmicamente es demasiado alta, dando como resultado que la tenacidad y soldabilidad se deterioran significativamente. De este modo, el contenido de C es 0.28% o menos. El contenido de C es preferentemente 0.25% o menos.

(Si: de 0.50% a 5.00%)

El Si es un elemento que mejora la templabilidad de la lámina de acero para tratamiento térmico y mejora la resistencia del material de acero tratado térmicamente. El Si también tiene un efecto de mejorar la resistencia del material de acero tratado térmicamente mediante fortalecimiento por disolución sólida. Si el contenido de Si es menos de 0.50%, la resistencia del material de acero tratado térmicamente no es suficiente. De este modo, el contenido de Si es 0.50% o más. El contenido de Si es preferentemente 0.75% o más. Por otra parte, si el contenido de Si excede de 5.00%, la temperatura a la que ocurre la transformación austenítica es significativamente alta. Como esta temperatura es más alta, se incrementa el coste requerido para calentar para el temple, o el temple es probable que sea insuficiente debido al calentamiento insuficiente. De este modo, el contenido de Si es 5.00% o menos. El contenido de Si es preferentemente 4.00% o menos.

(Mn: de 2.0% a 10.0%)

El Mn es un elemento que mejora la templabilidad de la lámina de acero para tratamiento térmico. El Mn fortalece la martensita mediante no solo el fortalecimiento por disolución sólida sino también por la facilitación de la introducción de un gran número de dislocaciones durante la transformación de martensita, que ocurre cuando se fabrica el material de acero tratado térmicamente. Específicamente, el Mn tiene un efecto de facilitar el fortalecimiento de la dislocación. El Mn refina las subestructuras en un grano de austenita anterior después de la transformación de martensita mediante la introducción de dislocaciones, para fortalecer por ello la martensita. Específicamente, el Mn también tiene un efecto de facilitar el fortalecimiento por refinamiento de grano. Por lo tanto, el Mn es un elemento particularmente importante. Si el contenido de Mn es menos de 2.0% cuando el contenido de C es de 0.50% a 0.30%, el efecto por la función anterior no se puede obtener suficientemente, dando como resultado que la resistencia del material de acero tratado térmicamente no es suficiente. De este modo, el contenido de Mn es 2.0% o más. El contenido de Mn es preferentemente 2.5% o más, y más preferentemente 3.6% o más. Por otra parte, si el contenido de Mn excede de 10.0%, la resistencia del material de acero tratado térmicamente es demasiado alta, dando como resultado que la tenacidad y la resistencia a la fragilización por hidrógeno se deterioran significativamente. De este modo, el contenido de Mn es 10.0% o menos. El contenido de Mn es preferentemente 9.0% o menos. Una propiedad de fortalecimiento de Mn en el material de acero tratado térmicamente que incluye martensita como su principal estructura es alrededor de 100 MPa/% en masa, que es alrededor de 2.5 veces la propiedad de fortalecimiento del Mn en un material de acero que incluye ferrita como su principal estructura (alrededor de 40 MPa/% en masa).

(Cr: de 0.01% a 1.00%)

El Cr es un elemento que mejora la templabilidad de la lámina de acero para tratamiento térmico, permitiendo por ello obtener establemente la resistencia del material de acero tratado térmicamente. Si el contenido de Cr es menos de 0.01%, hay un caso en el que el efecto por la función anterior no se puede obtener suficientemente. De este modo, el contenido de Cr es 0.01% o más. El contenido de Cr es preferentemente 0.02% o más. Por otra parte, si el contenido de Cr excede de 1.00%, el Cr se concentra en carburos en la lámina de acero para tratamiento térmico, dando como resultado que la templabilidad disminuye. Esto es debido a que, cuando el Cr se concentra, los carburos están más estabilizados, y los carburos son menos solubles en sólido durante el calentamiento para temple. De este modo, 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 un efecto de mejorar enormemente la tenacidad del material de acero tratado térmicamente. A saber, el Ti suprime la recristalización y forma además carburos finos para suprimir el crecimiento de grano de austenita durante el tratamiento térmico para temple a una temperatura de un punto Ac_3 o mayor. Los granos de austenita fina se obtienen por supresión del crecimiento de grano, dando como resultado que la tenacidad mejora enormemente. El Ti también tiene un efecto de unirse preferentemente con el N en la lámina de acero para tratamiento térmico, suprimiendo por ello que se consuma B por precipitación de BN. Como se describirá a continuación, el B tiene un efecto de mejorar la templabilidad, de modo que es posible obtener con seguridad el efecto de mejorar la templabilidad mediante B suprimiendo el consumo de B. Si el contenido de Ti es menos de 0.010%, hay un caso en el que el efecto por la función anterior no se puede obtener suficientemente. De este modo, el contenido de Ti es 0.010% o más. El contenido de Ti es preferentemente 0.015% o más. Por otra parte, si el contenido de Ti excede de 0.100%, se incrementa la cantidad de precipitación de TiC de modo que se consume C, y consiguientemente, hay un caso en el que el material de acero tratado térmicamente no puede obtener suficiente resistencia. De este modo, el contenido de Ti es 0.100% o menos. El contenido de Ti es preferentemente 0.080% o menos.

ES 2 761 683 T3

(B: de 0.0020% a 0.0100%)

El B es un elemento muy importante que tiene un efecto de mejorar significativamente la templabilidad de la lámina de acero para tratamiento térmico. El B también tiene un efecto de fortalecimiento del borde de grano para incrementar la tenacidad por segregación en el borde de grano. El B también tiene un efecto de mejorar la tenacidad suprimiendo el crecimiento de grano a austenita durante el calentamiento de la lámina de acero para tratamiento térmico. Si el contenido de B es menos de 0.0020%, hay un caso en el que el efecto por la función anterior no se puede obtener suficientemente. De este modo, el contenido de B es 0.0020% o más. El contenido de B es preferentemente 0.0025% o más. Por otra parte, si el contenido de B excede de 0.0100%, una gran cantidad de compuestos gruesos precipitan para deteriorar la tenacidad del material de acero tratado térmicamente. De este modo, el contenido de B es 0.0100% o menos. El contenido de B es preferentemente 0.0080% o menos.

(P: 0.050% o menos)

El P no es un elemento esencial, pero está contenido en el acero como impurezas, por ejemplo. El P deteriora la tenacidad del material de acero tratado térmicamente. Por lo tanto, cuanto más bajo sea el contenido de P, mejor. En particular, cuando el contenido de P excede de 0.050%, la tenacidad disminuye apreciablemente. De este modo, el contenido de P es 0.050% o menos. El contenido de P es preferentemente 0.005% o menos. Requiere un considerable coste disminuir el contenido de P a menos de 0.001%, y a veces requiere un coste más enorme disminuir el contenido de P a menos de 0.001%. De este modo, no hay necesidad de disminuir el contenido de P a menos de 0.001%.

(S: 0.500% o menos)

El S no es un elemento esencial, pero está contenido en el acero como impurezas, por ejemplo. El S deteriora la tenacidad del material de acero tratado térmicamente. Por lo tanto, cuando más bajo sea el contenido de S, mejor. En particular, cuando el contenido de S excede de 0.0500%, la tenacidad disminuye apreciablemente. De este modo, el contenido de S es preferentemente 0.0300% o menos. Se requiere un considerable coste para disminuir el contenido de S a menos de 0.0002%, y a veces se requiere un coste más enorme para disminuir el contenido de S a menos de 0.0002%. De este modo, no hay necesidad de disminuir el contenido de S a menos de 0.0002%.

(N: 0.0100% o menos)

El N no es un elemento esencial, pero está contenido en el acero como impurezas, por ejemplo. El 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 excede de 0.0100%, la deformabilidad local y la tenacidad son apreciablemente más bajas. De este modo, el contenido de N es 0.0100% o menos. Se requiere un coste considerable para disminuir el contenido de N a menos de 0.0008%. De este modo, no hay necesidad de disminuir el contenido de N a menos de 0.0008%. A veces se requiere un coste más enorme para disminuir el contenido de N a menos de 0.0002%.

El Ni, Cu, Mo, V, Al y Nb no son elementos esenciales, pero son elementos opcionales que pueden estar apropiadamente contenidos, hasta una cantidad específica como límite, en la lámina de acero para 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%)

El Ni, Cu, Mo, V, Al y Nb son elementos que mejoran la templabilidad de la lámina de acero para el tratamiento térmico, permitiendo por ello obtener de manera estable la resistencia del material de acero tratado térmicamente. De este modo, puede contener una o cualquier combinación seleccionada del grupo que consiste en estos elementos. Sin embargo, si el contenido de Ni excede de 2.0%, el efecto de la función anterior se satura, lo que solo aumenta un coste innecesario. De este modo, el contenido de Ni es 2.0% o menos. Si el contenido de Cu excede de 1.0%, el efecto de la función anterior se satura, lo que solo aumenta un coste innecesario. De este modo, el contenido de Cu es 1.0% o menos. Si el contenido de Mo excede de 1.0%, el efecto de la función anterior se satura, lo que solo aumenta un coste innecesario. De este modo, el contenido de Mo es 1.0% o menos. Si el contenido de V excede de 1.0%, el efecto de la función anterior se satura, lo que solo aumenta un coste innecesario. De este modo, el contenido de V es 1.0% o menos. Si el contenido de Al excede de 1.00%, el efecto de la función anterior se satura, lo que solo aumenta un coste innecesario. De este modo, el contenido de Al es 1.00% o menos. Si el contenido de Nb excede de 1.00%, el efecto de la función anterior se satura, lo que solo aumenta un coste innecesario. De este modo, el contenido de Nb es 1.00% o menos. Para obtener de forma segura el efecto mediante la función anterior, cada uno del contenido de Ni, el contenido de Cu, el contenido de Mo y el contenido de V es preferentemente de 0.1% o más, y cada uno del contenido de Al y de Nb es preferentemente de 0.01% o más. A saber, es preferible satisfacer una o cualquier combinación de los siguientes: "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: 0.01% a 1.00%".

Como se describe anteriormente, el C, Si y Mn incrementan la resistencia del material de acero tratado térmicamente principalmente incrementando la resistencia de la martensita. Sin embargo, no es posible obtener una

resistencia a la tracción de 2.000 GPa o más, si la "Expresión 1" no se cumple, en la que [C] denota un contenido de C (% en masa), [Si] denota un contenido de Si (% en masa) y [Mn] denota un contenido de Mn (% en masa). En consecuencia, se debe satisfacer la "Expresión 1".

$$4612 \times [C] + 51 \times [Si] + 102 \times [Mn] + 605 \geq 2000 \quad \text{"Expresión 1"};$$

5 A continuación, se describirá una microestructura del material de acero tratado térmicamente según 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, austenita retenida. Cuando la microestructura está formada de martensita y austenita retenida, se puede medir una fracción en volumen (% en volumen) de la martensita por medio de un método de difracción de rayos X con alta precisión.
10 Específicamente, se detectan rayos X difractados por la martensita y la austenita retenida, y la fracción en volumen se puede medir en base a la relación de áreas de la curva de difracción. Cuando la microestructura incluye otra fase, tal como 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 se puede considerar que es equivalente a una fracción de volumen en el material de acero tratado térmicamente. De este modo, el valor de la relación de área medida por medio de la observación microscópica se puede considerar como la fracción de volumen (% en volumen).
15

A continuación, se describirá la densidad de dislocaciones en martensita en el material de acero tratado térmicamente según la presente realización. La densidad de dislocaciones en la martensita contribuye a la mejora de la resistencia a la tracción. Cuando la densidad de dislocaciones en la martensita es menor de $9.0 \times 10^{16} \text{ m}^{-2}$, no es posible obtener la resistencia a la tracción de 2.000 GPa o más. De este modo, la densidad de dislocaciones en la martensita es $9.0 \times 10^{16} \text{ m}^{-2}$ o más.
20

La densidad de dislocaciones se puede calcular mediante un método de evaluación basado en el método de Williamson-Hall, por ejemplo. El método de Williamson-Hall se describe en "G. K. Williamson and W. H. Hall: Acta Metallurgica, 1 (1953), 22", "G. K. Williamson and R. E. Smallman: Philosophical Magazine, 8 (1956), 34", y otros, por ejemplo. Concretamente, se lleva a cabo un ajuste de picos 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 representa $\beta \times \cos\theta / \lambda$ en un eje horizontal, y se representa $\text{sen}\theta / \lambda$ en un eje vertical basado en cada posición de pico (θ) y anchura a mitad de pico (β). Una inclinación obtenida de la representación corresponde a la deformación local ϵ , y la densidad de dislocaciones 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).
25
30

$$\rho = 14.4 \times \epsilon^2 / b^2 \quad \text{"Expresión 2"}$$

Además, el material de acero tratado térmicamente según la presente realización tiene una resistencia a la tracción de 2.000 GPa o más. La resistencia a la tracción se puede medir basada en las reglas de la norma ASTM E8, por ejemplo. En este caso, cuando se producen piezas de ensayo, las porciones estabilizadas térmicamente se pulen hasta que su grosor llegue a 1.2 mm, para ser trabajadas en forma de piezas de ensayo de tamaño medio en forma de placa del estándar ASTM E8, de modo que la dirección de tracción sea paralela a la dirección de rodadura. La 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 la anchura de la porción paralela es de 6.25 mm. A continuación, se conecta una galga extensiométrica a cada una de las piezas de ensayo, y se realiza un ensayo de tracción a una velocidad de deformación de 3 mm/min a temperatura ambiente.
35
40

A continuación, se describirá un método de fabricación del material de acero tratado térmicamente, a saber, un método de tratamiento de la lámina de acero para tratamiento térmico. En el tratamiento de la lámina de acero para tratamiento térmico, la lámina de acero para tratamiento térmico se calienta hasta una zona de temperatura de no menos que un punto Ac_3 ni más que "el punto $Ac_3 + 200^\circ\text{C}$ " a una velocidad media de calentamiento de 10°C/s o más, la lámina de acero se enfría desde la zona de temperatura hasta un punto Ms a una velocidad igual o mayor que una velocidad de enfriamiento crítica superior, y de ahí en adelante, la lámina de acero se enfría desde el punto Ms hasta 100°C a una velocidad media de enfriamiento de 50°C/s o más.
45

Si la lámina 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 fase de solo austenita. Si la velocidad media de calentamiento es inferior a 10°C/s , hay un caso en el que el grano de austenita se vuelve excesivamente grueso, o la densidad de dislocaciones disminuye debido a la recuperación, deteriorando por ello la resistencia y la tenacidad del material de acero tratado térmicamente. De este modo, la velocidad media de calentamiento es de 10°C/s o más. La velocidad media de calentamiento es preferentemente 20°C/s o más, y más preferentemente 50°C/s o más. Cuando la temperatura a alcanzar del calentamiento excede de "el punto $Ac_3 + 200^\circ\text{C}$ ", hay un caso en que el grano de austenita se vuelve excesivamente grueso, o la densidad de dislocaciones disminuye, deteriorando por ello la resistencia y la tenacidad del material de acero tratado térmicamente. De este modo la temperatura a alcanzar es "el punto $Ac_3 + 200^\circ\text{C}$ " o menos.
50
55

Las series de calentamiento y enfriamiento descritas anteriormente también se pueden llevar a cabo mediante, por ejemplo, un método de estampado en caliente, en el que el tratamiento térmico y el conformado en caliente se realizan simultáneamente, o calentamiento y temple de alta frecuencia. El período de tiempo de retención de la lámina de acero en la zona de temperatura de no menos que el punto Ac_3 ni más que "el punto $Ac_3 + 200^\circ C$ " es preferentemente de 30 segundos o más, desde el punto de vista de incrementar la templabilidad del acero acelerando 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 lámina de acero se enfría desde la zona de temperatura hasta el punto Ms a una velocidad igual o mayor que la velocidad de enfriamiento crítica superior después de ser sometida al calentamiento descrito anteriormente, la estructura de la fase única de austenita se mantiene, sin que ocurra transformación de 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, dando como resultado que no se obtenga la microestructura en la que la fracción de volumen de martensita es 90% en volumen o más. De este modo, la velocidad de enfriamiento hasta el punto Ms es igual o mayor que la velocidad de enfriamiento crítica superior.

Si la lámina de acero se enfría desde el punto Ms hasta $100^\circ C$ a una velocidad media de enfriamiento de $50^\circ C/s$ o más después del enfriamiento hasta el punto Ms , se produce la transformación de austenita a martensita, dando como resultado que se puede obtener la microestructura en la que la fracción de volumen de martensita es 90% en volumen o más. Como se describe anteriormente, la transformación de austenita a martensita va acompañada de expansión, de modo que según la transformación de martensita, se introduce deformación (deformación de transformación) en la austenita no transformada circundante, y para disminuir la deformación de 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 alta densidad de dislocaciones. En la presente realización, están contenidas las cantidades específicas de C , Si y Mn , de modo que las dislocaciones se generan en la martensita a una densidad extremadamente alta, y la densidad de dislocaciones se convierte en $1.2 \times 10^{16} m^{-2}$ o más. Si la velocidad media de enfriamiento desde el punto Ms hasta $100^\circ C$ es inferior a $50^\circ C/s$, la recuperación de las dislocaciones se produce fácilmente según el autotemple, dando como resultado que la densidad de dislocaciones se vuelve insuficiente y no se puede obtener suficiente resistencia a la tracción. De este modo, la velocidad media de enfriamiento es de $50^\circ C/s$ o más. La velocidad media de enfriamiento es preferentemente de $100^\circ C/s$ o más, y más preferentemente de $500^\circ C/s$ o más.

De la manera que se describe anteriormente, se puede fabricar el material de acero tratado térmicamente según la presente realización provisto de excelente tenacidad y soldabilidad, y la resistencia a la tracción de 2.000 GPa o más. Un diámetro medio de grano de los granos de austenita anterior en el material de acero tratado térmicamente es de alrededor de $10 \mu m$ a $20 \mu m$.

Una velocidad de enfriamiento desde menos de $100^\circ C$ hasta 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, hay un caso en el que la resistencia a la tracción disminuye debido a la influencia del auto-temple.

También es posible realizar conformación en caliente tal como el estampado en caliente descrito anteriormente, durante la serie de calentamiento y enfriamiento descrita anteriormente. Específicamente, la lámina de acero para tratamiento térmico se puede someter a conformación en un troquel antes de que la temperatura de la lámina de acero llegue al punto Ms después del calentamiento hasta la zona de temperatura de no menos que el punto Ac_3 ni más que "el punto $Ac_3 + 200^\circ C$ ". La flexión, estiramiento, abombamiento, expansión de agujeros y rebordeado se pueden citar como ejemplos de la conformación en caliente. Estos pertenecen a la conformación en prensa, pero, siempre que sea posible enfriar la lámina 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 en prensa, tal como la conformación por laminación.

La lámina de acero para tratamiento térmico puede ser una lámina de acero laminada en caliente o una lámina de acero laminada en frío. Una lámina de acero laminada en caliente recocida o una lámina de acero laminada en frío recocida obtenida realizando el recocido en una lámina de acero laminada en caliente o una lámina de acero laminada en frío también se puede usar como lámina de acero para tratamiento térmico.

La lámina de acero para tratamiento térmico puede ser una lámina de acero tratada superficialmente, tal como una lámina de acero chapada. A saber, se puede proporcionar una capa de chapado sobre la lámina de acero para el tratamiento térmico. La capa de chapado contribuye a la mejora de la resistencia a la corrosión y similares, por ejemplo. La capa de chapado puede ser una capa de chapado electrolítico o una capa de chapado por inmersión en caliente. Una capa de electrogalvanización y una capa de chapado electrolítico de aleación de $Zn-Ni$ se pueden citar como ejemplos de la capa de chapado electrolítico. Una capa de galvanizado por inmersión en caliente, una capa de galvanizado por inmersión en caliente aleada, una capa de chapado de aluminio por inmersión en caliente, una capa de chapado de aleación de $Zn-Al$ por inmersión en caliente, una capa de chapado de aleación de $Zn-Al-Mg$ por inmersión en caliente y la capa de revestimiento de aleación de inmersión en caliente de $Zn-Al-Mg-Si$ se puede citar como ejemplos de la capa de chapado por inmersión en caliente. Una cantidad de revestimiento de la capa de

chapado no está particularmente limitada, y puede ser una cantidad de revestimiento dentro de un intervalo ordinario, por ejemplo. De manera similar a la lámina de acero para tratamiento térmico, el material de acero tratado térmicamente puede estar provisto de una capa de chapado.

- 5 Tenga en cuenta que una cualquiera de las realizaciones descritas anteriormente solo presenta ejemplos concretos para llevar a cabo la presente invención, y el alcance técnico de la presente invención no se debe interpretar de manera limitada por estos. Es decir, la presente invención se puede realizar de varias 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.

- 10 En el experimento, las planchas que cada una incluye una composición química presentada en la Tabla 1 se sometieron a laminación en caliente y laminación en frío, para fabricar por ello láminas de acero laminadas en frío, cada una con un grosor de 1.4 mm, como láminas de acero para tratamiento térmico. Las columnas en blanco en la Tabla 1 indican que los contenidos 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
- 15 están fuera de los intervalos de la presente invención.

ACERO No.	COMPOSICIÓN QUÍMICA (% EN MASA)													TEMPERATURA DE TRANSFORMACIÓN (°C)		LADO IZQUIERDO DE LA "EXPRESIÓN 1"		
	C	Si	Mn	Cr	Ti	B	P	S	N	Ni	Cu	Mo	V	Al	Nb		PUNTO A _{C3}	PUNTO M _s
1	0.08	3.00	9.0	0.02	0.015	0.0022	0.012	0.0018	0.0032							840	165	2045
2	0.10	2.80	8.5	0.11	0.016	0.0024	0.011	0.0016	0.0026			0.2	0.03			834	176	2076
3	0.13	2.80	7.2	0.12	0.016	0.0031	0.009	0.0012	0.0031						0.10	853	213	2082
4	0.16	2.70	6.6	0.08	0.020	0.0025	0.016	0.0021	0.0035	0.3	0.1					860	225	2154
5	0.21	1.70	5.2	0.31	0.021	0.0026	0.012	0.0014	0.0031							813	260	2191
6	0.25	1.60	3.6	0.14	0.025	0.0029	0.011	0.0009	0.0032			0.1				843	312	2207
7	0.28	2.00	2.1	0.15	0.025	0.0028	0.008	0.0011	0.0032		0.1					890	350	2213
8	0.25	0.30	1.2	0.21	0.022	0.0031	0.009	0.0016	0.0036				0.06			818	407	1896
9	0.28	0.70	0.1	0.26	0.026	0.0019	0.012	0.0013	0.0028			0.1	0.04	0.20		867	432	1942
10	0.03	4.00	9.0	0.31	0.023	0.0021	0.016	0.0018	0.0031	0.2		0.2				938	173	1865
11	0.10	2.00	6.0	0.25	0.025	0.0022	0.012	0.0014	0.0037	0.3					0.20	843	273	1780

5 A continuación, se produjeron muestras que incluye cada una un grosor de 1.4 mm, una anchura de 30 mm y una longitud de 200 mm a partir de las láminas de acero laminado 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 de energización. Después del enfriamiento, las porciones estabilizadas térmicamente se cortaron de las muestras, y las porciones estabilizadas térmicamente se sometieron a un ensayo de tracción y un ensayo de difracción de rayos X.

10 El ensayo de tracción se realizó en base a las reglas del estándar ASTM E8. En el ensayo de tracción, se usó un medidor de tracción fabricado por la corporación Instron. Cuando se preparan las piezas de ensayo, se pulieron las porciones estabilizadas térmicamente hasta que sus grosores se convirtieron en 1.2 mm, para ser trabajadas en forma de piezas de ensayo con forma de placa de tamaño medio del estándar ASTM E8, de modo que una dirección de tracción fuera 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 era de 32 mm, y una anchura de la porción paralela era de 6.25 mm. A continuación, se unió una galga extensiométrica 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 galga extensiométrica, se usó KFG-5 (longitud de la galga: 5 mm) fabricada por KYOWA ELECTRONIC INSTRUMENTS CO., LTD.

20 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 estabilizadas usando ácido fluorhídrico y una disolución de peróxido de hidrógeno, preparando por ello piezas de ensayo para el ensayo de difracción de rayos X, cada una con un grosor de 1.1 mm. A continuación, 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 intervalo de 2θ de 45° a 130° , y se determinó una densidad de dislocaciones a partir del espectro de difracción de rayos X. Además, las fracciones en 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.

25 La densidad de dislocaciones se calculó mediante el método de evaluación basado en el método de Williamson-Hall descrito anteriormente. Concretamente, en este experimento, se llevó a cabo el ajuste de picos 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 representó $\beta \times \cos\theta / \lambda$ en un eje horizontal y se representó $\sin\theta / \lambda$ en un eje vertical basado en cada posición de pico (θ) y anchura a mitad de pico (β). A continuación, la densidad de dislocaciones ρ (m^{-2}) se determinó basada en la "Expresión 2".

30 Los resultados de estos 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 No.	ACERO No.	CALENTAMIENTO		ENFRIAMIENTO		FRACCIÓN EN VOLUMEN DE MARTENSITA (% EN VOLUMEN)	DENSIDAD DE DISLOCACIONES (m ⁻²)	RESISTENCIA A LA TRACCIÓN (GPa)	COMENTARIOS
		VELOCIDAD MEDIA DE CALENTAMIENTO (°C)	TEMPERATURA A ALCANZAR (°C)	VELOCIDAD DE ENFRIAMIENTO DESDE LA TEMPERATURA A ALCANZAR HASTA EL PUNTO Ms (°C/s)	VELOCIDAD MEDIA DE ENFRIAMIENTO DEL PUNTO Ms A 100°C (°C/s)				
1	1	10	900	80	2001	99	1.2 x 10 ¹⁶	2.045	EJEMPLO
2	2	10	900	80	2050	98	1.2 x 10 ¹⁶	2.076	EJEMPLO
3	3	10	900	80	2035	99	1.2 x 10 ¹⁶	2.082	EJEMPLO
4	4	12	900	79	2012	99	1.5 x 10 ¹⁶	2.096	EJEMPLO
5	4	26	900	65	800	97	1.4 x 10 ¹⁶	2.056	EJEMPLO
6	4	24	900	66	250	97	1.3 x 10 ¹⁶	2.023	EJEMPLO
7	4	16	900	68	10	96	1.1 x 10 ¹⁶	1.926	EJEMPLO COMPARATIVO
8	4	19	900	72	5	94	1.1 x 10 ¹⁶	1.904	EJEMPLO COMPARATIVO
9	4	2	1100	80	400	96	9.5 x 10 ¹⁵	1.850	EJEMPLO COMPARATIVO
10	4	16	900	79	2010	100	1.5 x 10 ¹⁶	2.108	EJEMPLO
11	5	14	900	69	550	98	1.4 x 10 ¹⁶	2.057	EJEMPLO
12	5	19	900	65	400	97	1.4 x 10 ¹⁶	2.048	EJEMPLO
13	5	26	900	75	82	96	1.3 x 10 ¹⁶	2.001	EJEMPLO
14	5	22	900	77	3	94	1.0 x 10 ¹⁶	1.891	EJEMPLO COMPARATIVO
15	5	3	1100	65	200	96	9.7 x 10 ¹⁵	1.870	EJEMPLO COMPARATIVO
16	6	10	900	80	1999	99	1.4 x 10 ¹⁶	2.197	EJEMPLO
17	6	26	950	66	1989	99	1.6 x 10 ¹⁶	2.131	EJEMPLO
18	7	19	950	82	600	98	1.5 x 10 ¹⁶	2.081	EJEMPLO
19	7	16	950	95	250	97	1.4 x 10 ¹⁶	2.056	EJEMPLO
20	7	14	950	69	52	96	1.3 x 10 ¹⁶	2.008	EJEMPLO
21	7	17	950	66	2	94	1.1 x 10 ¹⁶	1.902	EJEMPLO COMPARATIVO
22	7	4	1200	65	520	96	9.9 x 10 ¹⁵	1.890	EJEMPLO COMPARATIVO
23	8	10	900	80	1996	99	1.0 x 10 ¹⁶	1.896	EJEMPLO COMPARATIVO
24	9	10	900	80	2010	99	1.1 x 10 ¹⁶	1.942	EJEMPLO COMPARATIVO
25	10	10	900	80	2006	98	9.9 x 10 ¹⁵	1.865	EJEMPLO COMPARATIVO
26	11	10	900	80	2007	97	8.9 x 10 ¹⁵	1.780	EJEMPLO COMPARATIVO

5 Como se presenta en la Tabla 2, en las muestras No. 1 a No. 6, No. 10 a No. 13, y No. 16 a No. 20, dado que las composiciones químicas estaban dentro de los intervalos 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 dislocaciones en los materiales de acero tratados térmicamente. Además, dado que las composiciones químicas, las microestructuras, y las densidades de dislocaciones estaban dentro de los intervalos de la presente invención, se obtuvieron las resistencias a la tracción de 2.000 GPa o más.

10 En las muestras No. 7 a No. 9, No. 14, No. 15, No. 21 y No. 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 de este modo no era posible obtener las densidades de dislocaciones deseadas. Además, dado que las densidades de dislocaciones estaban fuera de los intervalos de la presente invención, las resistencias a la tracción eran bajas para ser menos de 2.000 GPa.

15 En las muestras No. 23 y No. 24, dado que los contenidos de Mn estaban fuera de los intervalos de la presente invención, aunque las condiciones de fabricación estaban dentro de los intervalos de la presente invención, las densidades de dislocaciones eran menores de $1.2 \times 10^{16} \text{ m}^{-2}$, y las resistencias a la tracción eran bajas para ser menos de 2.000 GPa.

20 En la muestra No. 25, dado que el contenido de C estaba fuera del intervalo de la presente invención, aunque la condición de fabricación estaba dentro del intervalo de la presente invención, la densidad de dislocaciones era menos de $1.2 \times 10^{16} \text{ m}^{-2}$, y la resistencia a la tracción era baja para ser menos de 2.000 GPa.

20 En la muestra No. 26, la "Expresión 1" no se satisfizo, de modo que incluso cuando la condición de fabricación estaba dentro del intervalo de la presente invención, la densidad de dislocaciones era inferior a $1.2 \times 10^{16} \text{ m}^{-2}$, y la resistencia a la tracción era baja para ser inferior a 2.000 GPa.

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

Aplicabilidad industrial

30 La presente invención se puede usar en las industrias de fabricación de materiales tratados térmicamente y similares usados para automóviles, por ejemplo, y en las industrias de uso de los mismos. La presente invención también se puede usar en las industrias de fabricación de otros componentes estructurales mecánicos, las industrias de uso de los mismos y similares.

REIVINDICACIONES

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

una composición química representada por, en % en masa:

- 5 C: de 0.05% a 0.28%;
 Si: de 0.50% a 5.00%;
 Mn: de 2.0% a 10.0%;
 Cr: de 0.01% a 1.00%;
 Ti: de 0.010% a 0.100%;
 10 B: de 0.0020% a 0.0100%;
 P: 0.050% o menos;
 S: 0.0500% o menos;
 N: 0.0100% o menos;
 Ni: de 0.0% a 2.0%;
 15 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
 20 el resto: Fe e impurezas, y

una microestructura representada por

martensita: 90% en volumen o más,

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

25
$$4612 \times [C] + 51 \times [Si] + 102 \times [Mn] + 605 \geq 2000 \quad \text{"Expresión 1"};$$

en el que la densidad de dislocaciones en la martensita es igual o mayor que $1.2 \times 10^{16} \text{ m}^{-2}$; y

en el que la resistencia a la tracción medida basada en reglas del estándar ASTM E8 es 2.000 GPa o más.

2. El material de acero tratado térmicamente según la reivindicación 1, en el que en la composición química se satisface,

- 30 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
 35 Nb: de 0.01% a 1.00%, o

cualquier combinación de los mismos.

3. Un método de fabricación de un material de acero tratado térmicamente, que comprende:

calentar una lámina de acero hasta una zona de temperatura de no menos que un punto Ac_3 ni más que “el punto $Ac_3 + 200^\circ C$ ” a una velocidad media de calentamiento de $10^\circ C/s$ o más;

a continuación, enfriar la lámina de acero desde la zona de temperatura hasta un punto Ms a una velocidad igual o mayor que una velocidad de enfriamiento crítica superior; y

5 a continuación, enfriar la lámina de acero desde el punto Ms hasta $100^\circ C$ a una velocidad media de enfriamiento de $50^\circ C/s$ o más,

en el que la lámina de acero comprende una composición química representada por, en % en masa:

C: de 0.05% a 0.28%;

Si: de 0.50% a 5.00%;

10 Mn: de 2.0% a 10.0%;

Cr: de 0.01% a 1.00%;

Ti: de 0.010% a 0.100%;

B: de 0.0020% a 0.0100%;

P: 0.050% o menos;

15 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%;

20 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,

25 en el que se satisface una “Expresión 1” en la que [C] denota un contenido de C (% en masa), [Si] denota un contenido de Si (% en masa), y [Mn] denota un contenido de Mn (% en masa),

$$4612 \times [C] + 51 \times [Si] + 102 \times [Mn] + 605 \geq 2000 \quad \text{“Expresión 1”};$$

4. El método de fabricación del material de acero tratado térmicamente según la reivindicación 3, en el que en la composición química se satisface,

Ni: de 0.1% a 2.0%,

30 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%, o

35 cualquier combinación de los mismos.

5. El método de fabricación del material tratado térmicamente según la reivindicación 3 o 4, en el que la lámina de acero se somete a conformado antes de que la temperatura de la lámina de acero llegue al punto Ms después del calentamiento de la lámina de acero hasta la zona de temperatura de no menos que el punto Ac_3 ni más que “el punto $Ac_3 + 200^\circ C$ ”.