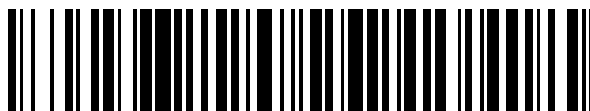


19



OFICINA ESPAÑOLA DE
PATENTES Y MARCAS

ESPAÑA



11 Número de publicación: **2 788 163**

51 Int. Cl.:

C21D 9/46	(2006.01)	C21D 8/02	(2006.01)
C21D 1/19	(2006.01)	C22C 38/24	(2006.01)
C21D 1/22	(2006.01)	C22C 38/34	(2006.01)
C22C 38/14	(2006.01)	C22C 38/40	(2006.01)
C22C 38/20	(2006.01)	C22C 38/50	(2006.01)
C22C 38/22	(2006.01)	C22C 38/58	(2006.01)
C22C 38/26	(2006.01)		
C22C 38/28	(2006.01)		
C22C 38/32	(2006.01)		
C21D 6/00	(2006.01)		

12

TRADUCCIÓN DE PATENTE EUROPEA

T3

- 86 Fecha de presentación y número de la solicitud internacional: **07.04.2016 PCT/JP2016/061426**
- 87 Fecha y número de publicación internacional: **13.10.2016 WO16163469**
- 96 Fecha de presentación y número de la solicitud europea: **07.04.2016 E 16776635 (1)**
- 97 Fecha y número de publicación de la concesión europea: **19.02.2020 EP 3282031**

54 Título: **Miembro de lámina de acero tratado térmicamente, y método de producción para el mismo**

30 Prioridad:

08.04.2015 JP 2015079388
08.04.2015 JP 2015079391
15.07.2015 JP 2015141645
15.07.2015 JP 2015141648

45 Fecha de publicación y mención en BOPI de la traducción de la patente:
20.10.2020

73 Titular/es:

NIPPON STEEL CORPORATION (100.0%)
6-1, Marunouchi 2-chome, Chiyoda-ku
Tokyo 100-8071, JP

72 Inventor/es:

SUWA, YOSHIHIRO;
TABATA, SHINICHIRO;
AZUMA, MASAFUMI y
HIKIDA, KAZUO

74 Agente/Representante:

PONS ARIÑO, Ángel

ES 2 788 163 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

Miembro de lámina de acero tratado térmicamente, y método de producción para el mismo

5 **Campo técnico**

La presente invención se refiere a un miembro de lámina de acero tratado térmicamente y a un método para el miembro de lámina de acero tratado térmicamente.

10 **Antecedentes de la técnica**

En el campo de lámina de acero para automóviles, existe una aplicación en expansión de láminas de acero de alta resistencia que tienen altas resistencias a la tracción para establecer la compatibilidad entre eficacia de combustible y seguridad frente a choques, respaldado por el aumento de restricciones de regulaciones ambientales recientes y normas de seguridad frente a choques. Sin embargo, con un aumento en la resistencia, la formabilidad por prensado de una lámina de acero disminuye y se hace difícil producir un producto que tenga una forma compleja. Específicamente, surge el problema de la ruptura de una región altamente trabajada debido a una disminución en la ductilidad de la lámina de acero con el aumento en la resistencia. Además, también surge un problema de curvatura de la pared elástica y lateral que se produce debido a la tensión residual después del trabajo, que degrada la precisión dimensional. Por tanto, no es fácil prensar una lámina de acero de alta resistencia, en particular, una lámina de acero que tiene una resistencia a la tracción de 780 MPa o más en un producto que tenga una forma compleja. Cabe destacar que, en lugar de la formación por prensado, la formación por laminación facilita el trabajo de una lámina de acero de alta resistencia. Sin embargo, la aplicación de la formación por laminación está limitada a componentes que tienen secciones transversales uniformes en una dirección longitudinal.

Por ejemplo, como se desvela en el Documento de patente 1, en los últimos años se ha empleado una técnica de estampación en caliente como técnica para realizar la formación por prensado en un material que tiene dificultades para formarse tal como una lámina de acero de alta resistencia. La técnica de estampación en caliente se refiere a una técnica de formación en caliente en la que se calienta el material que se forma antes de realizar la formación. En esta técnica, ya que el material se calienta antes de formarse, el material de acero se ablanda y tiene una buena formabilidad. Esto permite que incluso un material de acero de alta resistencia se forme en una forma compleja con alta precisión. Además, el material de acero después de la formación tiene una resistencia suficiente, porque el apagado se realiza con una matriz de prensado simultáneamente con la formación.

Además, el Documento de patente 2 describe un miembro de formación en caliente que tiene resistencia y tenacidad estables, y describe un método de formación en caliente para fabricar el miembro de formación en caliente. El Documento de patente 3 desvela una lámina de acero laminada en caliente y una lámina de acero laminada en frío que son excelentes en formabilidad y templabilidad, la lámina de acero laminada en caliente y la lámina de acero laminada en frío tienen buenas formabilidades en el prensado, flexión, laminado, y similares, y se les puede dar altas resistencias a la tracción después de templado. El Documento de patente 4 desvela una técnica cuyo objetivo es obtener una lámina de acero de ultraalta resistencia que establezca la compatibilidad entre resistencia y formabilidad.

Además, el Documento de patente 5 desvela una calidad de acero de un material de acero de alta resistencia que está altamente reforzado y tiene tanto alto límite de elasticidad como alta resistencia, permitiendo el material de acero de alta resistencia la producción de diferentes materiales que tienen varios niveles de resistencia incluso a partir de la misma calidad de acero, y desvela un método para producir la calidad de acero. El Documento de patente 6 desvela un método para producir una tubería de acero cuyo objetivo es obtener una tubería de acero soldada de alta resistencia y pared delgada que tenga una excelente formabilidad y resistencia a la fatiga torsional después de la formación de sección transversal. El Documento de patente 7 desvela un dispositivo de prensado en caliente para calentar y formar un material de lámina metálica, pudiendo promover el dispositivo de prensado en caliente el enfriamiento de una matriz y cuerpo prensado para obtener un producto prensado excelente en resistencia y precisión dimensional, en un corto período de tiempo, y desvela un método de prensado en caliente.

El documento EP2735620 desvela un método para obtener un miembro de acero formado por prensado en caliente, que exhibe alta resistencia, alto alargamiento por tracción (ductilidad) y alta flexibilidad, teniendo así excelentes características de deformación en el momento del choque por colisión (resistencia al choque), y que es capaz de garantizar una excelente resistencia a la fractura retardada. Un método para producir un miembro de acero formado por prensado en caliente calentando una lámina de acero, que tiene una composición de componentes químicos que contiene 0,10 % (% en masa, y en lo sucesivo se aplicará lo mismo) a 0,30 % (inclusive) de C, 1,0 % a 2,5 % (inclusive) de Si, 1,0 % a 3,0 % (inclusive) de Si y Al en total y 1,5 % a 3,0 % (inclusive) de Mn, consistiendo el resto en hierro e impurezas inevitables, y prensado en caliente formando la lámina de acero una o más veces. El método para producir un miembro de acero formado por prensado en caliente se caracteriza por que: la temperatura de calentamiento se establece en no menos del punto de transformación Ac3; la temperatura de inicio del prensado en caliente se establece en no más que la temperatura de calentamiento pero no menos que el punto Ms; y la velocidad de enfriamiento media de (el punto Ms -150) °C a 40 °C se establece en 5 °C/s o menos.

5 El documento CA2913487 desvela un material de acero tratado térmicamente con una composición química que contiene, en % en masa, 0,16-0,38 % de C, 0,6-1,5 % de Mn, 0,4-2,0 % de Cr, 0,01-0,10 % de Ti, 0,001-0,010 % de B, 0,20 % o menos de Si, 0,05 % o menos de P, 0,05 % o menos de S, 0,01 % o menos de N, 0-2,0 % de Ni, 0-1,0 % de Cu, 0-1,0 % de Mo, 0-1,0 % de V, 0-1,0 % de Al, 0-1,0 % de Nb y 0-0,1 % de REM, con el resto compuesto por Fe e impurezas. Este material de acero tratado térmicamente tiene una estructura que comprende 1,5 % en volumen o menos de austenita residual, con el resto compuesto por martensita.

10 El documento EP1642991 describe un miembro formado por prensado en caliente que tiene resistencia y tenacidad estables, fabricado a partir de una lámina de acero de alta resistencia mediante prensado en caliente. En la etapa de enfriamiento durante la formación por prensado en caliente, la velocidad de enfriamiento es al menos la velocidad de enfriamiento crítica hasta que se alcanza el punto Ms y luego está en el intervalo de 25 - 150 °C/s en el intervalo de temperatura desde el punto Ms hasta 200 °C. La dureza Vickers del miembro prensado en caliente es menor que el valor de (dureza máxima de templado - 10) y al menos el valor de (dureza máxima de templado - 100).

15 **LISTA DE DOCUMENTOS DE LA TÉCNICA ANTERIOR**

Documentos de patente

- 20 Documento de patente 1: JP2002-102980A
 Documento de patente 2: JP2004-353026A
 Documento de patente 3: JP2002-180186A
 Documento de patente 4: JP2009-203549A
 Documento de patente 5: JP2007-291464A
 Documento de patente 6: JP2010-242164A
 25 Documento de patente 7: JP2005-169394A

Sumario de la invención

Problema técnico

30 La técnica de formación en caliente tal como la estampación en caliente anterior es un excelente método de formación, que puede proporcionar un miembro con alta resistencia mientras se garantiza una formabilidad, pero requiere calentar a una temperatura tan alta como 800 a 1000 °C, que plantea un problema de oxidación de la superficie de la lámina de acero. Cuando las incrustaciones de óxidos de hierro generadas en este punto se caen durante el prensado y se adhieren a una matriz durante el prensado, la productividad disminuye. Además, hay un problema en que las incrustaciones que quedan en un producto después del prensado perjudiquen el aspecto del producto.

35 Además, en el caso de revestimiento en un proceso posterior, las incrustaciones que quedan en una superficie de la lámina de acero degradan la propiedad de adherencia entre una lámina de acero y un revestimiento, conduciendo a una disminución de la resistencia a la corrosión. Por tanto, después de formación por prensado, es necesario un tratamiento de retirada de incrustaciones tal como granallado. Por tanto, las propiedades requeridas de incrustaciones generadas incluyen permanecer sin despegar de tal manera que no se caigan y causen la contaminación del troquel durante el prensado, y que se despeguen fácilmente y se retiren en el granallado.

45 Además, como se mencionó anteriormente, se exige que las láminas de acero para automóviles tengan seguridad frente a choques. La seguridad contra choques de un automóvil depende de la resistencia a la tracción, así como resistencia al alargamiento y tenacidad, de una lámina de acero. Por ejemplo, un refuerzo de parachoques, un pilar central, y similar se requiere que exhiban deformación plástica que se suprime al mínimo y no romperse prematuramente incluso si se deforman. Por tanto, para mejorar la seguridad contra choques, es importante obtener una resistencia del material, así como una resistencia al alargamiento proporcional a una resistencia a la tracción, y una tenacidad.

50 En las técnicas convencionales descritas anteriormente, no se realizan suficientes estudios de cómo obtener una propiedad de incrustaciones adecuada y una excelente resistencia al choque, dejando espacio para la mejora.

55 Un objetivo de la presente invención, que se ha realizado para resolver el problema anterior, es proporcionar un miembro de lámina de acero tratado térmicamente que tiene una buena propiedad de incrustaciones y una alta resistencia al alargamiento, y es excelente en tenacidad. Tenga en cuenta que un miembro de lámina de acero, en particular, uno sometido a formación en caliente a menudo no es una lámina plana sino un cuerpo moldeado. Sin embargo, en la presente invención, el "miembro de lámina de acero tratado térmicamente" también incluye la carcasa de un cuerpo moldeado. Además, una lámina de acero que es el material de partida para el miembro de lámina de acero tratado térmicamente antes de someterse a tratamiento térmico también se denomina "lámina de acero para tratamiento térmico".

65 **Solución al problema**

La presente invención se ha realizado para resolver los problemas anteriores, y tiene la idea general del siguiente miembro de lámina de acero tratado térmicamente y método para producir el miembro de lámina de acero tratado térmicamente.

5 (1) Un miembro de lámina de acero tratado térmicamente que tiene una composición química que comprende, en % en masa:

10 C: 0,05 a 0,50 %;
Si: 0,50 a 5,0 %;
Mn: 1,5 a 4,0 %;
P: 0,05 % o menos;
S: 0,05 % o menos;
N: 0,01 % o menos;
15 Ti: 0,01 a 0,10 %;
B: 0,0005 a 0,010 %;
Cr: 0 a 1,0 %;
Ni: 0 a 2,0 %;
Cu: 0 a 1,0 %;
20 Mo: 0 a 1,0 %;
V: 0 a 1,0 %;
Ca: 0 a 0,01 %;
Al: 0 a 1,0 %;
Nb: 0 a 1,0 %;
REM: 0 a 0,1 %; y

25 el resto: Fe e impurezas, en donde

el miembro de lámina de acero tiene una microestructura de acero que comprende:

30 martensita cuya relación en volumen es 95 % o mayor según se mide mediante grabado con Nital y observación al microscopio óptico;
y austenita retenida cuya relación en volumen es 0,2 a 1,0 %, según se mide mediante difracción de rayos X,
una densidad numérica de carburo retenido que está presente en el miembro de lámina de acero y que tiene diámetros equivalentes circulares de 0,1 mm o mayores es $4,0 \times 10^3/\text{mm}^2$ o inferior, determinándose la densidad numérica de carburo retenido: grabando la superficie de la lámina de acero para tratamiento
35 térmico usando una solución de picral, aumentando 2000 veces al microscopio electrónico de barrido, observando en una pluralidad de campos visuales y contando el número de campos visuales donde estaban presentes carburos que tienen diámetros equivalentes circulares de 0,1 mm o mayores con una relación de aspecto de 3 o inferior, y calculándose un número por 1 mm^2 ,
una resistencia a la tracción es 1,4 GPa o mayor, y
40 un límite de elasticidad es 0,65 o mayor.

(2) El miembro de lámina de acero tratado térmicamente según el apartado (1) anterior, en donde la composición química contiene, en % en masa, uno o más elementos seleccionados de:

45 Cr: 0,01 a 1,0 %;
Ni: 0,1 a 2,0 %;
Cu: 0,1 a 1,0 %;
Mo: 0,1 a 1,0 %;
V: 0,1 a 1,0 %;
50 Ca: 0,001 a 0,01 %;
Al: 0,01 a 1,0 %;
Nb: 0,01 a 1,0 %; y
REM: 0,001 a 0,1 %.

55 (3) El miembro de lámina de acero tratado térmicamente según el apartado (1) o (2) anterior, en donde un grado α de segregación de Mn expresado mediante la siguiente fórmula (i) es 1,6 o inferior.

60
$$\alpha = [\text{Concentración máxima de Mn (\% en masa) en la parte central del grosor de lámina}] / [\text{Concentración media de Mn (\% en masa) en una posición de profundidad de } 1/4 \text{ del grosor de lámina desde la superficie}] \dots \text{(ii),}$$

determinándose la concentración máxima de Mn (% en masa) en la parte central del grosor de lámina sometiendo la parte central del grosor de lámina de una lámina de acero a análisis lineal en una dirección perpendicular a una dirección de grosor con un microanalizador de sonda electrónica, seleccionándose los tres valores medidos más
65 altos de los resultados del análisis, y calculándose el valor medio de los valores medidos, determinándose la concentración media de Mn en una posición de 1/4 de profundidad de grosor de lámina desde

una superficie sometiendo 10 puntos en la posición de 1/4 de profundidad de una lámina de acero a análisis utilizando un microanalizador de sonda electrónica, y calculándose su valor medio.

5 (4) El miembro de lámina de acero tratado térmicamente según uno cualquiera de los apartados (1) a (3) anteriores, en donde un índice de limpieza del acero especificado en JIS G 0555 (2003) es 0,10 % o inferior.

(5) Un método para producir un miembro de lámina de acero tratado térmicamente, comprendiendo el método:

10 laminar en caliente una plancha incluyendo laminación en bruto y laminación de acabado para obtener una lámina de acero laminada en caliente, en donde una temperatura de inicio de laminación en caliente se establece en un intervalo de temperatura de 1000 a 1300 °C, la temperatura de finalización de laminación en caliente se establece en 950 °C o mayor, se realiza opcionalmente desincrustación después de la laminación en bruto, y el período de tiempo entre la finalización de la laminación en bruto y el inicio de la laminación de acabado se establece en 10 segundos o menor,

15 bobinar la lámina de acero laminada en caliente a la temperatura de bobinado de 500 a 650 °C, desincrustar la lámina de acero laminada en caliente por decapado, en donde la cantidad de desbarbado mediante el decapado se establece en 1,0 a 15,0 mm, para obtener una lámina de acero para tratamiento térmico,

20 calentar la lámina de acero para tratamiento térmico hasta un intervalo de temperatura desde un punto A_{c3} al punto $A_{c3} + 200$ °C a una velocidad de aumento de temperatura de 5 °C/s o más;

posteriormente, enfriar la lámina de acero desde el intervalo de temperatura a un punto M_s a una velocidad de enfriamiento crítica superior o mayor; y

posteriormente, enfriar la lámina de acero desde el punto M_s a 100 °C a una velocidad media de enfriamiento de 60 °C/s o más, en donde

la lámina de acero para tratamiento térmico tiene una composición química que comprende, en % en masa:

25 C: 0,05 a 0,50 %;
Si: 0,50 a 5,0 %;
Mn: 1,5 a 4,0 %;
P: 0,05 % o menos;
30 S: 0,05 % o menos;
N: 0,01 % o menos;
Ti: 0,01 a 0,10 %;
B: 0,0005 a 0,010 %;
Cr: 0 a 1,0 %;
35 Ni: 0 a 2,0 %;
Cu: 0 a 1,0 %;
Mo: 0 a 1,0 %;
V: 0 a 1,0 %;
Ca: 0 a 0,01 %;
40 Al: 0 a 1,0 %;
Nb: 0 a 1,0 %;
REM: 0 a 0,1 %; y

el resto: Fe e impurezas, en donde

45 una rugosidad de altura máxima R_z en una superficie de la lámina de acero para tratamiento térmico especificada por JIS B 0601 (2013) es 3,0 a 10,0 mm, y

50 una densidad numérica de carburos que están presentes en la lámina de acero para tratamiento térmico y que tienen cada uno diámetros equivalentes circulares de 0,1 mm o mayores es $8,0 \times 10^3/\text{mm}^2$ o inferior, que están presentes en la lámina de acero y que tienen cada uno diámetros equivalentes circulares de 0,1 mm o mayores es $8,0 \times 10^3/\text{mm}^2$ o inferior, determinándose la densidad numérica de carburo: grabando la superficie de una lámina de acero para tratamiento térmico utilizando una solución de picral, aumentando 2000 veces al microscopio electrónico de barrido, observando en una pluralidad de campos visuales y contando el número de campos visuales donde estaban presentes carburos que tienen diámetros equivalentes circulares de 0,1 mm o mayores con una relación de aspecto de 3 o inferior, y calculándose un número por 1 mm^2 .

55 (6) El método para producir un miembro de lámina de acero tratado térmicamente según el apartado (5) anterior, en donde la composición química contiene, en % en masa, uno o más elementos seleccionados de:

60 Cr: 0,01 a 1,0 %;
Ni: 0,1 a 2,0 %;
Cu: 0,1 a 1,0 %;
Mo: 0,1 a 1,0 %;
V: 0,1 a 1,0 %;
Ca: 0,001 a 0,01 %;
65 Al: 0,01 a 1,0 %;
Nb: 0,01 a 1,0 %; y

REM: 0,001 a 0,1 %.

(7) El método para producir un miembro de lámina de acero tratado térmicamente según los apartados (5) o (6) anteriores, en donde una densidad numérica de carburo retenido presente en el miembro de lámina de acero es $4,0 \times 10^3/\text{mm}^2$ o inferior, determinándose la densidad numérica de carburo retenido: grabando la superficie de una lámina de acero para tratamiento térmico utilizando una solución de picral, aumentando 2000 veces al microscopio electrónico de barrido, observando en una pluralidad de campos visuales y contando el número de campos visuales donde estaban presentes carburos que tienen diámetros equivalentes circulares de 0,1 mm o mayores con una relación de aspecto de 3 o inferior, y calculándose un número por 1 mm^2 .

(8) El método para producir un miembro de lámina de acero tratado térmicamente según uno cualquiera de los apartados (5) a (7) anteriores, en donde un grado α de segregación de Mn expresado mediante la siguiente fórmula (i) es 1,6 o inferior.

$$\alpha = \frac{\text{[Concentración máxima de Mn (\% en masa) en la parte central del grosor de la lámina]}}{\text{[Concentración media de Mn (\% en masa) en una posición de profundidad de 1/4 del grosor de lámina desde la superficie]}} \dots \text{(ii),}$$

determinándose la concentración máxima de Mn (% en masa) en la parte central del grosor de lámina sometiendo la parte central del grosor de lámina de una lámina de acero a análisis lineal en una dirección perpendicular a una dirección de grosor con un microanalizador de sonda electrónica, seleccionándose los tres valores medidos más altos de los resultados del análisis, y calculándose el valor medio de los valores medidos,

determinándose la concentración media de Mn en una posición de 1/4 de profundidad de grosor de lámina desde una superficie sometiendo 10 puntos en la posición de 1/4 de profundidad de una lámina de acero a análisis utilizando un microanalizador de sonda electrónica, y calculándose su valor medio.

(9) El método para producir un miembro de lámina de acero tratado térmicamente según uno cualquiera de los apartados (5) a (8) anteriores, en donde un índice de limpieza de acero especificado en JIS G 0555 (2003) es 0,10 % o inferior.

(10) El método para producir un miembro de lámina de acero tratado térmicamente según uno cualquiera de los apartados (5) a (9) anteriores, en donde la lámina de acero se somete a formación en caliente después de calentarse hasta el intervalo de temperatura y antes de enfriarse al punto Ms.

Efectos ventajosos de la invención

Según la presente invención, es posible obtener un miembro de lámina de acero tratado térmicamente que tenga una resistencia a la tracción suficiente, así como un alto límite de elasticidad y una excelente tenacidad.

Descripción de realizaciones

Los presentes inventores realizaron estudios intensivos sobre la relación entre componente químico y microestructura de acero para obtener un miembro de lámina de acero que tenga una buena propiedad de incrustación, así como una resistencia suficiente y una alta resistencia al alargamiento proporcional a la resistencia, y una excelente tenacidad. Como resultado, se obtuvieron los siguientes hallazgos.

(a) Las láminas de acero para tratamiento térmico producidas dentro y fuera de Japón tienen sustancialmente los mismos componentes, conteniendo C: 0,2 a 0,3 % y Mn: aproximadamente 1 a 2 %, y conteniendo además Ti y B. En una etapa de tratamiento térmico, esta lámina de acero se calienta a una temperatura del punto A_{c3} o superior, transportado rápidamente para no provocar que precipite ferrita, y enfriado rápidamente por la presión del troquel hasta una temperatura inicial de transformación martensítica (punto Ms), por lo que se obtiene una estructura martensítica que tiene una alta resistencia.

(b) Sin embargo, los presentes inventores realizaron una investigación detallada de la microestructura de acero, y los resultados revelaron que un miembro de lámina de acero después de la etapa de tratamiento térmico no está hecho, en algunos casos, de una microestructura de acero que consiste toda ella en martensita. La siguiente razón se considera la causa de este hecho. En un intervalo de temperatura del punto Ms o inferior en el proceso de enfriamiento rápido, la generación de calor con transformación disminuye la velocidad de enfriamiento. Como resultado, la martensita generada queda prevenida en el acto (revenido automático), el carbono se difunde y segrega en austenita sin transformar, y la austenita se retiene en aproximadamente 1 a 2 %.

(c) Los presentes inventores realizaron estudios detallados adicionales de la influencia de austenita retenida inevitablemente incluida en un miembro de lámina de acero tratado térmicamente, de las propiedades del miembro de lámina de acero. Como resultado, se descubrió que un aumento en la relación en volumen de austenita retenida da como resultado una resistencia al alargamiento inferior. En otras palabras, para obtener una alta resistencia al alargamiento, es necesario minimizar la relación en volumen de austenita retenida tanto como sea posible.

(d) Sin embargo, aunque proporciona una alta resistencia al alargamiento, una relación en volumen excesivamente baja de austenita retenida da como resultado un deterioro significativo en tenacidad. Por este motivo, es necesario aplicar un valor límite inferior a la relación en volumen de austenita retenida.

(e) Cuando los carburos gruesos están presentes excesivamente en una lámina de acero para tratamiento térmico, y se retienen muchos carburos en los límites de grano después del tratamiento térmico, la dureza de un miembro

de lámina de acero tratado térmicamente se deteriora. Por este motivo, la densidad numérica de carburo retenido presente en un miembro de lámina de acero debe establecerse en un valor especificado o menos.

(f) En cuanto a la propiedad de incrustación, haciendo que la cantidad de Si en el acero en una lámina de acero antes del tratamiento térmico sea mayor que la de las láminas de acero convencionales, es posible obtener una propiedad de incrustación deseada.

(g) Determinando el grado de segregación de Mn contenido en una lámina de acero para tratamiento térmico, y disminuyendo el grado de segregación, la tenacidad de un miembro de lámina de acero tratado térmicamente se mejora aún más.

(h) Las inclusiones incluidas en un miembro de lámina de acero tienen una gran influencia en la tenacidad de una lámina de acero de alta resistencia. Para mejorar la tenacidad, es preferente disminuir el valor del índice de limpieza del acero especificado en JIS G 0555 (2003).

La presente invención se basa en los descubrimientos anteriores. En lo sucesivo en el presente documento, cada requisito de la presente invención se describirá en detalle.

(A) Composición química del miembro de lámina de acero tratado térmicamente y lámina de acero para tratamiento térmico.

Las razones para limitar el contenido de cada elemento son las siguientes. Tenga en cuenta que "%" para un contenido en la siguiente descripción representa "% en masa".

C: 0,05 a 0,50 %

C (carbono) es un elemento que aumenta la templabilidad de un acero y mejora la resistencia de un miembro de lámina de acero después de templado. Sin embargo, un contenido de C menor de 0,05 % hace que sea difícil asegurar una resistencia suficiente de un miembro de lámina de acero después de templado. Por este motivo, el contenido de C se establece en 0,05 % o más. Por otro lado, un contenido de C mayor de 0,50 % conduce a una resistencia excesivamente alta de un miembro de lámina de acero después de templado, resultando en una degradación significativa en tenacidad. Por este motivo, el contenido de C se establece en 0,50 % o menos. El contenido de C es preferentemente 0,08 % o más y es preferentemente 0,45 % o menos.

Si: 0,50 a 5,0 %

Si (silicio) es un elemento que aumenta la templabilidad de un acero y mejora la resistencia de un material de acero a través del fortalecimiento de la solución sólida. Además, Si genera Fe_2SiO_4 en una superficie de la lámina de acero durante el tratamiento térmico, desempeñando un papel en la inhibición de la generación de incrustaciones y la reducción de FeO en incrustaciones. Este Fe_2SiO_4 sirve como una capa de barrera e intercepta el suministro de Fe en incrustaciones, haciendo posible reducir el grosor de las incrustaciones. Además, un grosor reducido de incrustaciones también tiene la ventaja de que las incrustaciones apenas se despegan durante la formación en caliente, mientras se despegan fácilmente durante el tratamiento de retirada de incrustaciones después de la formación.

Para obtener estos efectos, Si necesita estar contenido en 0,50 % o más. Cuando el contenido de Si es 0,50 % o más, los carburos retenidos tienden a reducirse. Como se describirá posteriormente, cuando precipitan muchos carburos en una lámina de acero antes del tratamiento térmico, los carburos no se disuelven sino que permanecen durante el tratamiento térmico, y no se asegura una capacidad de templabilidad suficiente, de modo que precipita una ferrita de baja resistencia, que puede resultar en una resistencia insuficiente. Por tanto, también en este sentido, el contenido de Si se establece en 0,50 % o más.

Sin embargo, un contenido de Si en el acero mayor de 5,0 % causa un aumento significativo en la temperatura de calentamiento necesaria para la transformación de austenita en el tratamiento térmico. Esto puede conducir a un aumento en el coste requerido en el tratamiento térmico o conducir a un templado insuficiente debido a un calentamiento insuficiente. Por tanto, el contenido de Si se establece en 5,0 % o menos. El contenido de Si es preferentemente 0,75 % o más y es preferentemente 4,0 % o menos.

Mn: 1,5 a 4,0 %

Mn (manganeso) es un elemento muy eficaz para aumentar la templabilidad de una lámina de acero y asegurar resistencia con estabilidad después de templado. Además, Mn es un elemento que reduce el punto Ac_3 para promover la disminución de la temperatura de templado. Sin embargo, un contenido de Mn menor de 1,5 % hace que el efecto sea insuficiente. Por otra parte, un contenido de Mn mayor de 4,0 % hace que el efecto anterior se sature y conduce además a una degradación de la tenacidad de una región templada. Por tanto, el contenido de Mn se establece en 1,5 a 4,0 %. El contenido de Mn es preferentemente 2,0 % o más. Además, el contenido de Mn es preferentemente 3,8 % o menos, más preferentemente 3,5 % o menos.

P: 0,05 % o menos

ES 2 788 163 T3

P (fósforo) es un elemento que degrada la tenacidad de un miembro de lámina de acero después de templado. En particular, un contenido de P mayor de 0,05 % resulta en una degradación significativa de la tenacidad. Por tanto, el contenido de P se establece en 0,05 % o menos. El contenido de P es preferentemente 0,005 % o menos.

5 S: 0,05 % o menos

S (azufre) es un elemento que degrada la tenacidad de un miembro de lámina de acero después de templado. En particular, un contenido de S mayor de 0,05 % resulta en una degradación significativa de la tenacidad. Por tanto, el contenido de S se establece en 0,05 % o menos. El contenido de S es preferentemente 0,003 % o menos.

10 N: 0,01 % o menos

N (nitrógeno) es un elemento que degrada la tenacidad de un miembro de lámina de acero después de templado. En particular, un contenido de N mayor de 0,01 % conduce a la formación de nitruros gruesos en el acero, resultando en degradaciones significativas en deformabilidad local y tenacidad. Por tanto, el contenido de N se establece en 0,01 % o menos. El límite inferior del contenido de N no necesita limitarse en particular. Sin embargo, establecer el contenido de N en menos de 0,0002 % no es económicamente preferente. Por tanto, el contenido de N se establece preferentemente en 0,0002 % o más, más preferentemente se establece en 0,0008 % o más.

20 Ti: 0,01 a 0,10 %

Ti (titanio) es un elemento que tiene la acción de hacer granos de austenita finos inhibiendo la recristalización y formando carburos finos para inhibir el crecimiento de los granos, en el momento de realizar el tratamiento térmico en el que una lámina de acero se calienta a una temperatura del punto A_{c3} o superior. Por este motivo, contener Ti proporciona el efecto de mejorar en gran medida la tenacidad de un miembro de lámina de acero. Además, Ti se une preferentemente con N en el acero, de modo que inhibir el consumo de B (boro) por precipitación de BN, promoviendo el efecto de mejorar la templabilidad por B que se describe posteriormente. Un contenido de Ti menor de 0,01 % no logra obtener el efecto anterior suficientemente. Por tanto, el contenido de Ti se establece en 0,01 % o más. Por otro lado, un contenido de Ti mayor de 0,10 % aumenta la cantidad de precipitación de TiC y provoca el consumo de C, dando como resultado una disminución en la resistencia de un miembro de lámina de acero después de templado. Por tanto, el contenido de Ti se establece en 0,10 % o menos. El contenido de Ti es preferentemente 0,015 % o más y es preferentemente 0,08 % o menos.

35 B: 0,0005 a 0,010 %

B (boro) tiene la acción de aumentar drásticamente la templabilidad de un acero incluso en una cantidad traza, y por tanto es un elemento muy importante en la presente invención. Además, B se segrega en los límites de grano para fortalecer los límites de grano, aumentando la tenacidad. Además, B inhibe el crecimiento de granos de austenita en el calentamiento de una lámina de acero. Un contenido de B menor de 0,0005 % puede no obtener suficientemente el efecto anterior. Por tanto, el contenido de B se establece en 0,0005 % o más. Por otro lado, un contenido de B mayor de 0,010 % hace que precipiten muchos compuestos gruesos, dando como resultado una degradación en la tenacidad de un miembro de lámina de acero. Por tanto, el contenido de B se establece en 0,010 % o menos. El contenido de B es preferentemente 0,0010 % o más y es preferentemente 0,008 % o menos.

45 El miembro de lámina de acero tratado térmicamente y una lámina de acero para tratamiento térmico antes del tratamiento térmico según la presente invención pueden contener, además de los elementos anteriores, uno o más elementos seleccionados de Cr, Ni, Cu, Mo, V, Ca, Al, Nb, y REM, en las cantidades que se describen posteriormente.

50 Cr: 0 a 1,0 %

Cr (cromo) es un elemento que puede aumentar la templabilidad de un acero y puede asegurar la resistencia de un miembro de lámina de acero después de templado con estabilidad. Por tanto, puede estar contenido Cr. Además, como con Si, Cr genera $FeCr_2O_4$ en una superficie de lámina de acero durante el tratamiento térmico, desempeñando un papel de inhibición de la generación de incrustaciones y reducción de FeO en incrustaciones. Este $FeCr_2O_4$ sirve como una capa de barrera e intercepta el suministro de Fe en incrustaciones, haciendo posible reducir el grosor de las incrustaciones. Además, un grosor reducido de incrustaciones también tiene la ventaja de que las incrustaciones apenas se despegan durante la formación en caliente, mientras se despegan fácilmente durante el tratamiento de retirada de incrustaciones después de la formación. Sin embargo, un contenido de Cr mayor de 1,0 % hace que el efecto anterior se sature, conduciendo a un aumento innecesario en el coste. Por tanto, si está contenido Cr, el contenido de Cr se establece en 1,0 %. El contenido de Cr es preferentemente 0,80 % o menos. Para obtener el efecto anterior, el contenido de Cr es preferentemente 0,01 % o más, más preferentemente 0,05 % o más.

Ni: 0 a 2,0 %

65 Ni (níquel) es un elemento que puede aumentar la templabilidad de un acero y puede asegurar la resistencia de un miembro de lámina de acero después de templado con estabilidad. Por tanto, puede estar contenido Ni. Sin embargo,

un contenido de Ni mayor de 2,0 % hace que el efecto anterior se sature, resultando en una disminución en rentabilidad. Por tanto, si está contenido Ni, el contenido de Ni se establece en 2,0 % o menos. Para obtener el efecto anterior, es preferente contener Ni en 0,1 % o más.

5 Cu: 0 a 1,0 %

10 Cu (cobre) es un elemento que puede aumentar la templabilidad de un acero y puede asegurar la resistencia de un miembro de lámina de acero después de templado con estabilidad. Por tanto, puede estar contenido Cu. Sin embargo, un contenido de Cu mayor de 1,0 % hace que el efecto anterior se sature, resultando en una disminución en rentabilidad. Por tanto, si está contenido Cu, el contenido de Cu se establece en 1,0 % o menos. Para obtener el efecto anterior, es preferente contener Cu en 0,1 % o más.

Mo: 0 a 1,0 %

15 Mo (molibdeno) es un elemento que puede aumentar la templabilidad de un acero y puede asegurar la resistencia de un miembro de lámina de acero después de templado con estabilidad. Por tanto, puede estar contenido Mo. Sin embargo, un contenido de Mo mayor de 1,0 % hace que el efecto anterior se sature, resultando en una disminución en rentabilidad. Por tanto, si está contenido Mo, el contenido de Mo se establece en 1,0 % o menos. Para obtener el efecto anterior, es preferente contener Mo en 0,1 % o más.

20 V: 0 a 1,0 %

25 V (vanadio) es un elemento que puede aumentar la templabilidad de un acero y puede asegurar la resistencia de un miembro de lámina de acero después de templado con estabilidad. Por tanto, puede estar contenido V. Sin embargo, un contenido de V mayor de 1,0 % hace que el efecto anterior se sature, resultando en una disminución en rentabilidad. Por tanto, si está contenido V, el contenido de V se establece en 1,0 % o menos. Para obtener el efecto anterior, es preferente contener V en 0,1 % o más.

30 Ca: 0 a 0,01 %

35 Ca (calcio) es un elemento que tiene el efecto de refinar los granos de las inclusiones en el acero, mejorando tenacidad y ductilidad después de templado. Por tanto, puede estar contenido Ca. Sin embargo, un contenido de Ca mayor de 0,01 % hace que el efecto se sature, conduciendo a un aumento innecesario en el coste. Por tanto, si está contenido Ca, el contenido de Ca se establece en 0,01 % o menos. El contenido de Ca es preferentemente 0,004 % o menos. Para obtener el efecto anterior, el contenido de Ca se establece preferentemente en 0,001 % o más, más preferentemente 0,002 % o más.

Al: 0 a 1,0 %

40 Al (aluminio) es un elemento que puede aumentar la templabilidad de un acero y puede asegurar la resistencia de un miembro de lámina de acero después de templado con estabilidad. Por tanto, puede estar contenido Al. Sin embargo, un contenido de Al mayor de 1,0 % hace que el efecto anterior se sature, resultando en una disminución en rentabilidad. Por tanto, si está contenido Al, el contenido de Al se establece en 1,0 % o menos. Para obtener el efecto anterior, es preferente contener Al en 0,01 % o más.

45 Nb: 0 a 1,0 %

50 Nb (niobio) es un elemento que puede aumentar la templabilidad de un acero y puede asegurar la resistencia de un miembro de lámina de acero después de templado con estabilidad. Por tanto, puede estar contenido Nb. Sin embargo, un contenido de Nb mayor de 1,0 % hace que el efecto anterior se sature, resultando en una disminución en rentabilidad. Por tanto, si está contenido Nb, el contenido de Nb se establece en 1,0 % o menos. Para obtener el efecto anterior, es preferente contener Nb en 0,01 % o más.

REM: 0 a 0,1 %

55 Como con Ca, los REM (metales de tierras raras) son elementos que tienen el efecto de refinar los granos de las inclusiones en el acero, mejorando tenacidad y ductilidad después de templado. Por tanto, pueden estar contenidos REM. Sin embargo, un contenido de REM mayor de 0,1 % hace que el efecto se sature, conduciendo a un aumento innecesario en el coste. Por tanto, si están contenidos REM, el contenido de REM se establece en 0,1 % o menos. El contenido de REM es preferentemente 0,04 % o menos. Para obtener el efecto anterior, el contenido de REM se establece preferentemente en 0,001 % o más, más preferentemente 0,002 % o más.

65 Aquí, REM se refiere a Sc (escandio), Y (itrio), y lantánidos, 17 elementos en total, y el contenido de REM descrito anteriormente significa el contenido total de estos elementos. REM se añade al acero fundido en forma de, por ejemplo, una aleación de Fe-Si-REM, que contiene, por ejemplo, Ce (cerio), La (lantano), Nd (neodimio), y Pr (praseodimio).

En cuanto a la composición química del miembro de lámina de acero tratado térmicamente y la lámina de acero para tratamiento térmico según la presente invención, el resto consiste en Fe e impurezas.

5 El término "impurezas" en este documento significa componentes que se mezclan en una lámina de acero para producir la lámina de acero industrialmente, debido a diversos factores que incluyen materias primas tales como minerales y desechos, y un proceso de producción, y se permite que se mezclen en la lámina de acero dentro de intervalos en los que las impurezas no tienen ningún efecto adverso sobre la presente invención.

10 (B) Microestructura de acero del miembro de lámina de acero tratado térmicamente

10 El miembro de lámina de acero tratado térmicamente según la presente invención tiene una microestructura de acero que consiste principalmente en martensita y en la que la relación en volumen de austenita retenida es 0,2 a 1,0 %. La martensita presente en este miembro de lámina de acero es martensita revenida automáticamente. Además, la microestructura de acero que consiste principalmente en martensita significa una microestructura de acero en la que la relación en volumen de martensita es 95 % o mayor. Un miembro de lámina de acero puede tener microestructuras de acero entremezcladas tales como ferrita, perlita, y bainita, y estas microestructuras de acero se toleran siempre que la relación en volumen total de las mismas sea 3,0 % o inferior.

20 Austenita retenida: 0,2 a 1,0 %

20 La austenita retenida está incluida inevitablemente en una microestructura de acero del miembro de lámina de acero tratado térmicamente. Además, como se describió anteriormente, la austenita retenida da lugar a una disminución en resistencia al alargamiento, y un aumento en la relación en volumen de austenita retenida da como resultado una resistencia al alargamiento inferior. En particular, Una relación en volumen de austenita retenida mayor de 1,0 % da como resultado una disminución pronunciada en la resistencia al alargamiento, lo que hace que sea difícil aplicar el miembro de lámina de acero tratado térmicamente a un refuerzo de parachoques, un pilar central, o similar.

25 Por otro lado, establecer la relación en volumen de austenita retenida en 0 % es técnicamente factible. Sin embargo, aunque proporciona una alta resistencia al alargamiento, una relación en volumen excesivamente baja de austenita retenida da como resultado un deterioro significativo en tenacidad. En particular, una relación en volumen de austenita retenida menor de 0,2 % da como resultado un deterioro pronunciado en tenacidad. Por tanto, la relación en volumen de austenita retenida se establece en 0,2 a 1,0 %.

30 Una técnica normal para medir la fracción de fase (relación en volumen) de una microestructura de acero que contiene una segunda fase, austenita retenida incluida, es una técnica que utiliza la difracción de rayos X. Esta es una técnica en la que las intensidades de rayos X difractadas de una primera fase (estructura martensítica, red cúbica centrada en el cuerpo) y una segunda fase (fase de austenita retenida, red cúbica centrada en la cara) se miden con un detector, y de las relaciones de área de sus curvas de difracción, se miden las relaciones en volumen de las fases respectivas. La técnica permite la medición del porcentaje en volumen de austenita retenida en un miembro de lámina de acero con alta precisión. En el caso de que se mezclen austenita retenida, así como ferrita y similares, pueden distinguirse fácilmente entre sí al microscopio óptico y, por tanto, es posible medir el porcentaje en volumen de martensita, siendo la principal microestructura de acero en un miembro de lámina de acero con alta precisión.

45 (C) Carburo retenido: $4,0 \times 10^3/\text{mm}^2$ o menos

45 Al realizar el tratamiento térmico, puede asegurarse una templabilidad suficiente mediante la redisolución de carburos que están típicamente presentes en el acero. Sin embargo, cuando parte de los carburos no se redisuelve sino que se retiene, no se puede asegurar la suficiente templabilidad, y precipita ferrita, que es de baja resistencia. Por tanto, como se retienen menos carburos, aumenta la templabilidad, permitiendo asegurar una alta resistencia, lo cual es preferible.

50 Además, la presencia de una gran cantidad de carburos retenidos en una lámina de acero antes del tratamiento térmico no solo da como resultado una disminución en templabilidad, sino que también hace que el carburo retenido se acumule en los límites de grano anteriores y, lo que puede fragilizar los límites del grano. En particular, la densidad numérica de carburo retenido que está presente en un miembro de lámina de acero después del tratamiento térmico y tiene diámetros equivalentes circulares de 0,1 mm o mayores excede de $4,0 \times 10^3/\text{mm}^2$, la dureza del miembro de lámina de acero después del tratamiento térmico puede degradarse. Por este motivo, la densidad numérica de carburo retenido presente en un miembro de lámina de acero tratado térmicamente y que tiene diámetros equivalentes circulares de 0,1 mm o mayores se establece en $4,0 \times 10^3/\text{mm}^2$ o menos.

60 Tenga en cuenta que la densidad numérica de carburo que está presente en una lámina de acero antes de tratamiento térmico y tiene diámetros equivalentes circulares de 0,1 mm o mayores se establece en $8,0 \times 10^3/\text{mm}^2$ o menos. Los carburos anteriores se refieren a los granulares, y específicamente, los que tienen relaciones de aspecto de 3 o menos estarán dentro del ámbito de ser granulares.

65 (D) Propiedad mecánica del miembro de lámina de acero tratado térmicamente

Se supone que el miembro de lámina de acero tratado térmicamente según la presente invención tiene una resistencia a la tracción de 1,4 GPa o mayor y tiene un límite de elasticidad de 0,65 o mayor. Como se mencionó anteriormente, una resistencia al choque puede evaluarse en función de una resistencia a la tracción y una resistencia al alargamiento proporcional a la resistencia a la tracción, y una tenacidad. La resistencia al alargamiento proporcional a la resistencia a la tracción se expresa mediante un límite de elasticidad. Si hay elementos de lámina de acero con tratamiento térmico que tienen resistencias a la tracción similares o resistencias al alargamiento similares, la que tiene un mayor límite de elasticidad es más excelente en resistencia al choque que otras. Cuando el límite de elasticidad del miembro de lámina de acero tratado térmicamente es menos de 0,65, no puede obtenerse una resistencia al choque suficiente cuando el miembro de lámina de acero tratado térmicamente se utiliza como refuerzo de parachoques o pilar central.

En la presente invención, se supone que para la medición de las propiedades mecánicas, se utiliza una muestra de lámina de tamaño medio del estándar ASTM E8. Específicamente, se realiza un ensayo de tracción de conformidad con las especificaciones de la norma ASTM E8, donde se realiza un ensayo de tracción a temperatura ambiente en una muestra de lámina que tiene un grosor de 1,2 mm, una longitud de parte paralela de 32 mm y un ancho de parte paralela de 6,25 mm, a una velocidad de deformación de 3 mm/min, y se miden una resistencia al alargamiento (0,2 % de tensión de prueba) y una resistencia máxima (resistencia a la tracción).

(E) Grado de segregación de Mn del miembro de lámina de acero tratado térmicamente Grado α de segregación de Mn: 1,6 o inferior

$$\alpha = [\text{Concentración máxima de Mn (\% en masa) en la parte central del grosor de lámina}] / [\text{Concentración media de Mn (\% en masa) en una posición de profundidad de 1/4 del grosor de lámina desde la superficie}] \dots$$

(i)

En una parte central de una sección transversal del grosor de una lámina de acero, Mn se concentra debido a la aparición de segregación del centro. Por este motivo, se concentra MnS en un centro en forma de inclusiones, y es probable que se genere martensita dura, que genera el riesgo de que se produzca diferencia de dureza entre el centro y una parte circundante, resultando en una degradación en tenacidad. En particular, cuando el valor de un grado α de segregación Mn, que se expresa mediante la fórmula anterior (i), excede de 1,6, la tenacidad puede degradarse. Por tanto, para mejorar la tenacidad, Es preferente establecer el valor de α de un miembro de lámina de acero tratado térmicamente en 1,6 o inferior. Para mejorar adicionalmente la tenacidad, es más preferente establecer el valor de α en 1,2 o inferior.

El valor de α no cambia en gran medida por tratamiento térmico o formación en caliente. Por tanto, estableciendo el valor de α de una lámina de acero para tratamiento térmico dentro del intervalo anterior, El valor de α del miembro de lámina de acero tratado térmicamente también se puede establecer en 1,6 o inferior, es decir, la tenacidad del miembro de lámina de acero tratado térmicamente se puede mejorar.

La concentración máxima de Mn en la parte central del grosor de la lámina se determina mediante el siguiente método. La parte central del grosor de lámina de una lámina de acero se somete a análisis lineal con un microanalizador de sonda electrónica (EPMA), los tres valores medidos más altos se seleccionan de los resultados del análisis, y se calcula el valor medio de los valores medidos. La concentración media de Mn en una posición de profundidad de 1/4 del grosor de lámina desde la superficie se determina mediante el siguiente método. De forma similar, con un EPMA, se someten a análisis 10 puntos en la posición de profundidad de 1/4 de una lámina de acero, y se calcula su valor medio.

La segregación de Mn en una lámina de acero está controlada principalmente por la composición de la lámina de acero, en particular, el contenido de impurezas y las condiciones de colada continua, y permanece sustancialmente sin cambios antes y después de laminado en caliente y formación en caliente. Por tanto, controlando la situación de segregación de una lámina de acero para tratamiento térmico, es posible controlar la situación de segregación de un miembro de lámina de acero sometido a tratamiento térmico después, de la misma manera.

(F) Limpieza del miembro de lámina de acero tratado térmicamente El índice de limpieza: 0,10 % o inferior

Cuando un miembro de lámina de acero tratado térmicamente que incluye muchas inclusiones de tipo A, tipo B y tipo C descritas en JIS G 0555 (2003), las inclusiones causan una degradación en tenacidad. Cuando las inclusiones aumentan, la propagación de grietas ocurre fácilmente, aumentando el riesgo de una degradación de tenacidad. En particular, en el caso de un miembro de lámina de acero tratado térmicamente que tiene una resistencia a la tracción de 1,4 GPa o mayor, es preferente mantener baja la abundancia de inclusiones. Cuando el valor del índice de limpieza del acero especificado en JIS G 0555 (2003) excede de 0,10 %, que significa muchas inclusiones, es difícil asegurar una tenacidad prácticamente suficiente. Por este motivo, es preferente establecer el valor del índice de limpieza de un miembro de lámina de acero tratado térmicamente preferentemente en 0,10 % o inferior. Para mejorar adicionalmente la tenacidad, es más preferente establecer el valor del índice de limpieza en 0,06 % o inferior. El valor del índice de limpieza del acero es un valor obtenido calculando los porcentajes de las áreas ocupadas por las inclusiones anteriores de tipo A, tipo B y tipo C.

El valor del índice de limpieza no cambia mucho por tratamiento térmico o formación en caliente. Por tanto, estableciendo el valor del índice de limpieza de una lámina de acero para tratamiento térmico dentro del intervalo anterior, El valor del índice de limpieza de un miembro de lámina de acero tratado térmicamente también se puede establecer en 0,10 % o inferior.

5 En la presente invención, el valor del índice de limpieza de una lámina de acero para tratamiento térmico o un miembro de lámina de acero tratado térmicamente se puede determinar mediante el siguiente método. De una lámina de acero para tratamiento térmico o un miembro de lámina de acero tratado térmicamente, se cortan muestras en cinco puntos. Después, en las posiciones a 1/8t, 1/4t, 1/2t, 3/4t, y 7/8t del grosor de lámina de cada muestra, el índice de limpieza se investiga mediante el método de recuento de puntos. De los valores del índice de limpieza en los respectivos grosores de lámina, el mayor valor numérico (el menor en limpieza) se determina como el valor del índice de limpieza de la muestra.

10 (G) Rugosidad superficial de la lámina de acero para tratamiento térmico Rugosidad de altura máxima Rz: 3,0 a 10,0 mm

15 En cuanto a la rugosidad superficial de una lámina de acero para tratamiento térmico como material de partida antes del tratamiento térmico para el miembro de lámina de acero tratado térmicamente según la presente invención, no se proporciona un límite especial. Sin embargo, para obtener un miembro de lámina de acero tratado térmicamente con excelente propiedad de adhesividad de incrustaciones en la formación en caliente, es preferente utilizar una lámina de acero que tenga una rugosidad de altura máxima Rz de 3,0 a 10,0 mm en su superficie de lámina de acero, especificándose la rugosidad de altura máxima Rz en JIS B 0601 (2013). Al establecer la rugosidad de altura máxima Rz de una superficie de lámina de acero a 3,0 mm o más, el efecto de anclaje mejora la propiedad de adhesión de incrustaciones en la formación en caliente. Por otra parte, cuando la rugosidad de altura máxima Rz excede de 10,0 mm, las incrustaciones permanecen en la etapa de tratamiento de retirada de incrustaciones tal como granallado en algunos casos, que causa un defecto de indentación.

20 Estableciendo la rugosidad de altura máxima Rz en la superficie de una lámina de acero de 3,0 a 10,0 mm, Es posible establecer la compatibilidad entre la propiedad de adhesión de incrustaciones en prensado y la propiedad de despegado de incrustaciones en granallado. Para obtener un efecto de anclaje apropiado como se describió anteriormente, el control utilizando una rugosidad media aritmética Ra es insuficiente, y se necesita el uso de la rugosidad de altura máxima Rz.

25 En el caso de que se realice la formación en caliente en una lámina de acero que tiene una rugosidad de altura máxima Rz de 3,0 mm o más en su superficie de lámina de acero, la relación de wustita, que es un óxido de hierro, formada en la superficie tiende a aumentar. Específicamente, una proporción de wustita de 30 a 70 % en porcentaje de área proporciona una excelente propiedad de adhesión de incrustaciones.

30 La wustita es más excelente en deformabilidad plástica a alta temperatura que hematita y magnetita, y se considera que presenta una característica en la que, cuando una lámina de acero sufre deformación plástica durante formación en caliente, es probable que las incrustaciones experimenten deformación plástica. Aunque la razón por la que aumenta la relación de wustita se desconoce claramente, se considera que el área de la interfase incrustación-ferrita aumenta en presencia de irregularidades, y se promueve la difusión externa de iones de hierro en la oxidación, por lo que la wustita, que es alta en relación de hierro, aumenta.

35 Además, como se mencionó anteriormente, que contiene Si hace que se genere Fe_2SiO_4 en una superficie de lámina de acero durante la formación en caliente, de modo que inhiba la generación de incrustaciones. Se considera que el grosor total de incrustaciones se hace pequeño, y la relación de wustita en las incrustaciones aumenta, mediante lo que mejora la propiedad de adhesión de incrustaciones en formación en caliente. Específicamente, un grosor de incrustación que es 5 mm o menor proporciona una excelente propiedad de adhesión de incrustaciones.

(H) Método para producir lámina de acero para tratamiento térmico

40 En cuanto a las condiciones para producir una lámina de acero para tratamiento térmico que es una lámina de acero antes del tratamiento térmico para ser un miembro de lámina de acero tratado térmicamente según la presente invención. El uso del siguiente método de producción permite la producción de una lámina de acero para tratamiento térmico que tiene la microestructura de acero mencionada anteriormente. El siguiente método de producción implica, por ejemplo, realizar laminación en caliente, decapado, laminación en frío, y tratamiento de recocido.

45 Un acero que tiene la composición química mencionada anteriormente se funde en un horno y, posteriormente, se fabrica una plancha por colada. En este punto, para inhibir la concentración de MnS, que sirve como punto de partida de fractura retrasada, es deseable realizar un tratamiento reductor de segregación central, que reduce la segregación central de Mn. Como tratamiento reductor de segregación central, hay un método para descargar un acero fundido en el que Mn se concentra en una capa no solidificada antes de que una plancha solidifique completamente.

50 Específicamente, realizando un tratamiento que incluye agitación electromagnética y laminado de capa no solidificada,

es posible descargar un acero fundido en el que se concentra Mn antes de solidificar completamente. El tratamiento de agitación electromagnética anterior puede realizarse dando fluidez a un acero fundido no solidificado de 250 a 1000 gauss, y el tratamiento de laminado de capa no solidificada puede realizarse sometiendo una parte solidificada final al laminado en un gradiente de aproximadamente 1 mm/m.

5 En la plancha obtenida mediante el método anterior, puede realizarse tratamiento de remojo según sea necesario. Realizando el tratamiento de remojo, es posible difundir el Mn segregado, disminuir el grado de segregación. Una temperatura de remojo preferente para realizar el tratamiento de remojo es 1200 a 1300 °C, y un período de remojo preferente es 20 a 50 horas.

10 Para establecer el índice de limpieza de una lámina de acero en 0,10 % o inferior, cuando un acero fundido se somete a colada continua, es deseable usar una temperatura de calentamiento del acero fundido superior a la temperatura *liquidus* del acero en 5 °C o superior y una cantidad de colada de acero fundido por unidad de tiempo de 6 t/min o menor.

15 Si la cantidad de colada de acero fundido por unidad de tiempo excede de 6 t/min durante la colada continua, la fluidez del acero fundido en un molde es mayor y las inclusiones se capturan más fácilmente en una carcasa solidificada, mediante lo que aumentan las inclusiones en una plancha. Además, si la temperatura de calentamiento del acero fundido es menor que la temperatura > la temperatura *liquidus* en 5 °C, la viscosidad del acero fundido aumenta, que hace que sea difícil que las inclusiones floten en una máquina de colada continua, con el resultado de que aumentan las inclusiones en una plancha y es probable que la limpieza se degrade.

20 Por otra parte, realizando una fundición a una temperatura de calentamiento de acero fundido mayor que la temperatura *liquidus* del acero fundido en 5 °C o superior con una cantidad de colada de acero fundido por unidad de tiempo de 6 t/min o menor, es menos probable que se incluyan inclusiones en una plancha. Como resultado, la cantidad de inclusiones en la etapa de fabricación de la plancha puede reducirse eficazmente, lo que permite obtener fácilmente un índice de limpieza de una lámina de acero de 0,10 % o inferior.

25 En colada continua de acero fundido, es deseable utilizar una temperatura de calentamiento de acero fundido del acero fundido mayor que la temperatura *liquidus* en 8 °C o superior y una cantidad de colada de acero fundido por unidad de tiempo de 5 t/min o menor. Una temperatura de calentamiento de acero fundido mayor que la temperatura *liquidus* en 8 °C o superior y una cantidad de colada de acero fundido por unidad de tiempo de 5 t/min o menor son deseables porque se puede lograr fácilmente el índice de limpieza de 0,06 % o inferior.

30 Posteriormente, la plancha anterior se somete a laminación en caliente. Las condiciones para la laminación en caliente se proporcionan como aquellas en las que la temperatura de inicio de la laminación en caliente se establece dentro de un intervalo de temperatura de 1000 a 1300 °C, y la temperatura de finalización de la laminación en caliente se establece en 950 °C o mayor, desde el punto de vista de generar carburos más uniformemente.

35 En una etapa de laminación en caliente, se realiza una laminación en bruto, y posteriormente se realiza desincrustación según sea necesario, y finalmente se realiza la laminación de acabado. En este punto, cuando el período de tiempo entre la finalización de la laminación en bruto y el inicio de la laminación de acabado se establece en 10 segundos o menor, se inhibe la recristalización de austenita. Como consecuencia, es posible inhibir el crecimiento de carburos, inhibir incrustaciones generadas a alta temperatura, inhibir la oxidación de los límites de grano de austenita y ajustar la rugosidad de altura máxima en la superficie de una lámina de acero dentro de un intervalo apropiado. Además, la inhibición de la generación de incrustaciones y la oxidación de los límites de grano hace que el Si presente en una capa externa sea propenso a quedar disuelto, y por tanto se considera que es probable que se genere fayalita durante el calentamiento en el trabajo de prensado, mediante lo que también es probable que se genere wustita.

40 En cuanto a la temperatura de bobinado después de la laminación en caliente, cuanto más alta sea, más favorable es desde el punto de vista de la trabajabilidad. Sin embargo, una temperatura de bobinado excesivamente alta resulta en una disminución del rendimiento debido a la generación de incrustaciones. Por tanto, la temperatura del bobinado se establece entre 500 y 650 °C. Además, una temperatura de bobinado menor hace que los carburos se dispersen finamente y disminuya el número de carburos.

45 La forma del carburo puede controlarse ajustando las condiciones para la laminación en caliente así como las condiciones para el recocido posterior. En otras palabras, es deseable usar una temperatura de recocido mayor para disolver una vez los carburos en la etapa de recocido y hacer que los carburos se transformen a una temperatura baja. Como el carburo es duro, su forma no cambia en la laminación en frío, y la forma de existencia del mismo después de la laminación en caliente también se mantiene después de la laminación en frío.

50 La lámina de acero laminada en caliente obtenida mediante laminación en caliente se somete a un tratamiento de desincrustación por decapado. Para ajustar la rugosidad de altura máxima en la superficie de la lámina de acero dentro de un intervalo apropiado, es deseable ajustar la cantidad de desbarbado en una etapa de decapado. Una cantidad menor de desbarbado aumenta la rugosidad de altura máxima. Por otro lado, una mayor cantidad de desbarbado disminuye la rugosidad de altura máxima. Específicamente, la cantidad de desbarbado mediante decapado se

establece en 1,0 a 15,0 mm, preferentemente 2,0 a 10,0 mm.

Como lámina de acero para tratamiento térmico según la presente invención, puede usarse una lámina de acero laminada en caliente o una lámina de acero recocida laminada en caliente, o una lámina de acero laminada en frío o una lámina de acero recocida laminada en frío. Puede seleccionarse una etapa de tratamiento, según sea apropiado, según el nivel de requisito de precisión de grosor de hoja o similar de un producto.

Es decir, una lámina de acero laminada en caliente sometida a tratamiento de desincrustación se somete a recocido para convertirse en una lámina de acero recocida laminada en caliente, según sea necesario. Además, la lámina de acero laminada en caliente o la lámina de acero recocida laminada en caliente anterior se somete a laminación en frío para convertirse en una lámina de acero laminada en frío, según sea necesario. Además, la lámina de acero laminada en frío se somete a recocido para convertirse en una hoja de acero recocida laminada en frío, según sea necesario. Si la lámina de acero que se somete a laminación en frío es dura, es preferente realizar el recocido antes de la laminación en frío para aumentar la trabajabilidad de la lámina de acero que se somete a laminación en frío.

La laminación en frío se puede realizar utilizando un método normal. Desde el punto de vista de asegurar una buena planitud, la reducción de laminación en la laminación en frío se establece preferentemente en 30 % o más. Por otra parte, para evitar una carga que sea excesivamente pesada, la reducción de laminación en la laminación en frío se establece preferentemente en 80 % o menos. En la laminación en frío, la rugosidad de altura máxima de la superficie de una lámina de acero no cambia en gran medida.

En el caso de que se produzca una lámina de acero laminada en caliente recocida o una lámina de acero laminada en frío recocida como lámina de acero para tratamiento térmico, una lámina de acero laminada en caliente o una lámina de acero laminada en frío se somete a recocido. En el recocido, la lámina de acero laminada en caliente o la lámina de acero laminada en frío se retiene en de un intervalo de temperatura de, por ejemplo, 550 a 950 °C.

Estableciendo la temperatura para la retención en el recocido a 550 °C o mayor, en ambos casos de producción de lámina de acero laminada en caliente recocida o de lámina de acero laminada en frío recocida, la diferencia en las propiedades con la diferencia en las condiciones para el laminado en caliente se reduce, y las propiedades después de templado se pueden estabilizar adicionalmente. En el caso de que el recocido de la lámina de acero laminada en frío se realice a 550 °C o mayor, la lámina de acero laminada en frío se ablanda debido a recristalización y, por tanto, puede mejorarse la trabajabilidad. En otras palabras, es posible obtener una lámina de acero recocido laminado en frío que tenga una buena trabajabilidad. Por tanto, la temperatura para la retención en el recocido se ajusta preferentemente a 550 °C o mayor.

Por otro lado, si la temperatura para la retención en el recocido excede de 950 °C, una microestructura de acero puede experimentar engrosamiento de grano. El engrosamiento de grano una microestructura de acero puede disminuir la tenacidad después de templado. Además, incluso si la temperatura para la retención en el recocido excede de 950 °C, no se obtiene ningún efecto provocado por el aumento de la temperatura, resultando solo en un aumento en coste y una disminución en productividad. Por tanto, la temperatura para la retención en el recocido se ajusta preferentemente a 950 °C o menor.

Después del recocido, el enfriamiento se realiza preferentemente hasta 550 °C a una velocidad de enfriamiento media de 3 a 20 °C/s. Estableciendo la velocidad de enfriamiento media anterior en 3 °C/s o mayor, se inhibe la generación de perlita gruesa y cementita gruesa, las propiedades después de templado pueden mejorarse. Además, estableciendo la velocidad de enfriamiento media anterior en 20 °C/s o menor, se inhibe la aparición de desigualdades en resistencia y similares, que facilita la estabilización de la calidad del material de lámina de acero laminada en caliente recocida o la lámina de acero laminada en frío recocida.

(H) Método para producir un miembro de lámina de acero tratado térmicamente

Al realizar un tratamiento térmico en la lámina de acero para tratamiento térmico anterior, es posible obtener un miembro de lámina de acero tratado térmicamente que tiene una alta resistencia, así como un alto límite de elasticidad y una excelente tenacidad. En cuanto a las condiciones para el tratamiento térmico, aunque no se proporciona un límite especial, incluyendo el tratamiento térmico, por ejemplo, pueden realizarse las siguientes etapas de calentamiento y enfriamiento en este orden.

Etapas de calentamiento

Una lámina de acero se calienta a una velocidad de aumento de temperatura media de 5 °C/s o más, hasta un intervalo de temperatura desde el punto Ac_3 al punto $Ac_3 + 200$ °C. Mediante esta etapa de calentamiento, la microestructura de acero de la lámina de acero se convierte en una sola fase de austenita. En la etapa de calentamiento, una velocidad excesivamente baja de aumento de temperatura o una temperatura de calentamiento excesivamente alta hace que los granos y se engrosen, lo que aumenta el riesgo de una degradación en resistencia de un miembro de lámina de acero después del enfriamiento. A diferencia de esto, realizando una etapa de calentamiento que satisfaga la condición anterior, es posible evitar una degradación en la resistencia de un miembro de lámina de acero tratado térmicamente.

Etapa de enfriamiento

5 La lámina de acero que se sometió a la etapa de calentamiento anterior se enfría desde el intervalo de temperatura anterior hasta el punto Ms en la velocidad de enfriamiento crítica superior o mayor para que no se produzca la transformación de difusión (es decir, no precipita ferrita), y se enfría desde el punto Ms a 100 °C a una velocidad de enfriamiento media de 60 °C/s o más. Realizando una etapa de enfriamiento que satisfaga la condición anterior, es posible evitar que se produzca ferrita en un proceso de enfriamiento, y dentro de un intervalo de temperatura del punto Ms o menor, el carbono se difunde y concentra en austenita sin transformar debido a revenido automático, lo que permite prevenir un aumento en austenita retenida. De este modo, es posible obtener un miembro de lámina de acero tratado térmicamente que tiene un alto límite de elasticidad.

15 Cuando la velocidad de enfriamiento hasta el punto Ms después del calentamiento es alta, la austenita retenida no cae dentro de un intervalo apropiado, y la relación de martensita aumenta. La consecuencia de esto es un deterioro en el valor del impacto. Por este motivo, la velocidad de enfriamiento hasta el punto Ms después del calentamiento se establece preferentemente en 800 °C/s o menos. Cuando la velocidad de enfriamiento hasta el punto Ms es baja, la tensión de transformación no puede mitigarse por completo y aparecen grietas finas (denominadas grietas de templado), lo que puede provocar una degradación extrema en tenacidad. Por tanto, la velocidad de enfriamiento se establece preferentemente en 500 °C/s o menos.

20 Además, como se mencionó anteriormente, la rugosidad de altura máxima Rz de una lámina de acero se ajusta de 3,0 a 10,0 mm. Una rugosidad de altura máxima Rz de menos de 3,0 mm conduce a una disminución en la propiedad de adhesividad de incrustaciones en los procesos de calentamiento, trabajo, y enfriamiento, lo que hace que las incrustaciones se despeguen parcialmente, resultando en una gran variación en velocidad de enfriamiento. Una rugosidad de altura máxima Rz de más de 10,0 mm también resulta en una gran variación en velocidad de enfriamiento debido al perfil irregular de la superficie. Como se deduce de lo anterior, ajustando la rugosidad de altura máxima Rz de 3,0 a 10,0 mm, mejora el control de la temperatura y se reduce una variación en las propiedades de un producto.

30 El tratamiento térmico anterior puede realizarse mediante cualquier método, y puede realizarse mediante, por ejemplo, templado por calentamiento de alta frecuencia. En la etapa de calentamiento, un período de tiempo para retener una lámina de acero en un intervalo de temperatura del punto Ac₃ al punto Ac₃ + 200 °C se establece preferentemente en 10 segundos o mayor desde el punto de vista de aumentar la templabilidad del acero fomentando la transformación de austenita en carburo fundido. Además, el período de tiempo de retención anterior se establece preferentemente en 600 segundos o menos desde el punto de vista de la productividad.

35 Como lámina de acero para someterse al tratamiento térmico, puede usarse una lámina de acero laminada en caliente recocida o una lámina de acero laminada en frío recocida sometiendo una lámina de acero laminada en caliente o una lámina de acero laminada en frío a un tratamiento de recocido.

40 En el tratamiento térmico anterior, después del calentamiento en el intervalo de temperatura del punto Ac₃ al punto Ac₃ + 200 °C y antes del enfriamiento hasta el punto Ms, puede realizarse una formación en caliente tal como la estampación en caliente mencionada anteriormente. Como formación en caliente, existe la flexión, estampado, alabeado, expansión de orificio, rebordeado, y similares. Además, si se proporcionan medios para enfriar una lámina de acero simultáneamente o inmediatamente después de la formación, la presente invención puede aplicarse a un método de moldeo distinto de formación por prensado, por ejemplo, formación por laminación.

45 En lo sucesivo en el presente documento, la presente invención se describirá más específicamente a modo de ejemplos, pero la presente invención no se limita a estos ejemplos.

50 **Ejemplo**

Los aceros que tienen las composiciones químicas mostradas en la Tabla 1 se fundieron en un convertidor de ensayo, se sometieron a colada continua con una máquina de ensayo de colada continua, y se fabricaron en planchas que tienen un ancho de 1000 mm y un grosor de 250 mm. En este punto, en las condiciones mostradas en la Tabla 2, se ajustaron las temperaturas de calentamiento de los aceros fundidos y las cantidades de colada de los aceros fundidos por unidad de tiempo.

[Tabla 1]

Tabla 1

N.º de acero	Composición química (en % en masa, resto: Fe e impurezas)																
	C	Si	Mn	P	S	N	Ti	B	Cr	Ni	Cu	Mo	V	Ca	Al	Nb	REM
1	0,21	1,80	2,10	0,013	0,0016	0,0030	0,018	0,0021	-	-	-	-	-	-	-	-	-
2	0,22	2,10	1,90	0,011	0,0015	0,0030	0,020	0,0020	-	-	-	-	-	-	-	-	-
3	0,20	2,00	2,00	0,012	0,0018	0,0032	0,015	0,0022	-	-	-	-	-	0,002	-	-	-
4	0,28	0,60	1,60	0,011	0,0016	0,0026	0,016	0,0024	0,11	-	-	0,2	-	-	0,03	-	0,003
5	0,17	3,50	2,50	0,009	0,0012	0,0031	0,016	0,0031	0,12	-	-	-	0,2	-	-	0,1	-
6	0,15	2,50	3,50	0,016	0,0021	0,0035	0,020	0,0025	0,08	0,3	0,1	-	-	-	-	-	-
7	0,20	2,50	2,50	0,012	0,0014	0,0031	0,021	0,0026	0,31	0,1	-	-	-	-	-	0,05	-
8	0,25	2,00	1,60	0,008	0,0011	0,0032	0,025	0,0028	0,15	-	0,1	-	-	-	-	-	-
9	0,23	1,50	2,20	0,011	0,0009	0,0032	0,025	0,0029	0,14	-	-	0,1	-	-	-	-	0,001
10	0,21	1,80	2,50	0,010	0,0009	0,0032	0,021	0,0028	0,12	0,1	0,1	-	-	-	-	-	-
11	0,27	0,20 *	2,30	0,009	0,0016	0,0036	0,022	0,0031	0,21	-	-	-	-	0,001	0,06	-	-
12	0,26	0,30 *	0,60 *	0,016	0,0018	0,0031	0,023	0,0021	0,31	0,2	-	0,2	-	-	0,07	-	-
13	0,21	2,00	2,00	0,011	0,0018	0,0033	0,020	0,0025	0,01	-	-	-	-	0,001	-	-	-
14	0,21	2,00	2,00	0,011	0,0018	0,0033	0,020	0,0025	0,01	-	-	-	-	0,001	-	-	-
15	0,21	2,00	2,00	0,011	0,0018	0,0033	0,020	0,0025	0,01	-	-	-	-	0,001	-	-	-
16	0,21	2,00	2,00	0,011	0,0018	0,0033	0,020	0,0025	0,01	-	-	-	-	0,001	-	-	-
17	0,21	2,00	2,00	0,011	0,0018	0,0033	0,020	0,0025	0,01	-	-	-	-	0,001	-	-	-
18	0,25	0,48 *	3,50	0,015	0,0016	0,0030	0,020	0,0029	0,15	-	-	-	0,1	-	-	-	-

indica que las condiciones no satisfacen las definidas por la presente invención.

La velocidad de enfriamiento de las planchas se controló cambiando el volumen de agua en una zona de pulverización de enfriamiento secundario. El tratamiento de reducción de segregación central se realizó de tal manera que una parte de la solidificación termina con una reducción suave utilizando un rodillo a un gradiente de 1 mm/m, para descargar acero fundido concentrado en una parte solidificada final. Algunas de las planchas se sometieron posteriormente a un tratamiento de remojo en condiciones a 1250 °C durante 24 horas.

Las planchas resultantes se sometieron a laminación en caliente mediante una máquina de ensayo de laminación en caliente y se transformaron en láminas de acero laminadas en caliente con un grosor de 3,0 mm. En la etapa de laminación en caliente, se realizó desincrustación después de la laminación en bruto, y finalmente se realizó la laminación de acabado. Posteriormente, las láminas de acero laminadas en caliente anteriores se decaparon en un laboratorio. Además, las láminas de acero laminadas en caliente se sometieron a laminación en frío en una máquina de ensayo de laminación en frío y se convirtieron en láminas de acero laminadas en frío con un grosor de 1,4 mm, mediante lo cual se obtuvieron láminas de acero para tratamiento térmico (aceros n.º 1 a 18).

Las láminas de acero obtenidas para tratamiento térmico se midieron en términos de rugosidad de altura máxima, rugosidad media aritmética, la densidad numérica de carburo, grado de segregación de Mn, e índice de limpieza. En la presente invención, para medir la rugosidad de altura máxima Rz y la rugosidad media aritmética Ra, se midieron una rugosidad de altura máxima Rz y una rugosidad media aritmética Ra en un segmento de 2 mm en 10 puntos en cada una de las direcciones de laminación y una dirección perpendicular a la dirección de laminación, usando un aparato de ensayo de rugosidad superficial, y se adoptó su valor medio.

Para determinar la densidad numérica de carburos que tienen diámetros equivalentes circulares de 0,1 mm o superiores, la superficie de una lámina de acero para tratamiento térmico se grabó usando una solución picral, se amplió 2000 veces al microscopio de barrido electrónico, y observó en una pluralidad de campos visuales. En este punto, se contó el número de campos visuales donde estaban presentes carburos que tenían diámetros equivalentes circulares de 0,1 mm o superior, y se calculó un número por 1 mm².

La medición del grado de segregación de Mn se realizó en el siguiente procedimiento. La parte central de grosor de lámina de una lámina de acero para tratamiento térmico se sometió a análisis lineal en una dirección perpendicular a una dirección de grosor con un EPMA, los tres valores medidos más altos se seleccionaron de los resultados del análisis, y luego se calculó el valor medio de los valores medidos, mediante lo que se determinó la concentración máxima de Mn de la parte central de grosor de lámina. Además, con un EPMA, se sometieron a análisis 10 puntos en la posición de profundidad de 1/4 del grosor de lámina desde la superficie de una lámina de acero para tratamiento térmico, y se calcularon los valores medios del análisis, mediante lo que se determinó la concentración media de Mn en la posición de profundidad de 1/4 del grosor de lámina desde la superficie. Después, dividiendo la concentración máxima de Mn anterior de la parte central de grosor de lámina por la concentración media de Mn en la posición de profundidad de 1/4 del grosor de lámina desde la superficie, se determinó el grado α de segregación de Mn.

El índice de limpieza se midió en posiciones a 1/8t, 1/4t, 1/2t, 3/4t, y 7/8t del grosor de la mina, mediante el método de recuento de puntos. Después, de los valores del índice de limpieza en los respectivos grosores de lámina, el mayor valor numérico (el menor en índice de limpieza) se determinó como el valor del índice de limpieza de la lámina de acero.

Como se mencionó anteriormente, dado que el grado de segregación de Mn y el valor del índice de limpieza no cambian mucho mediante la formación en caliente, el grado α de segregación Mn y el valor del índice de limpieza anteriores se determinaron como el grado α de segregación Mn y el valor del índice de limpieza, de un miembro de lámina de acero tratado térmicamente.

La Tabla 2 también muestra los resultados de medición de la presencia/ausencia de tratamiento reductor de segregación central y tratamiento de remojo en la etapa de producción de láminas de acero para tratamiento térmico, el tiempo desde la finalización de la laminación en bruto hasta el comienzo de la laminación de acabado en la etapa de laminación en caliente, la temperatura de terminación de laminación en caliente y la temperatura de bobinado de una lámina de acero laminada en caliente, la cantidad de desbarbado mediante decapado, así como, la rugosidad de altura máxima Rz, rugosidad media aritmética Ra, y densidad numérica de carburo de una lámina de acero para tratamiento térmico. La Tabla 4 que se describe posteriormente muestra los resultados de medición del grado α de segregación de Mn y el índice de limpieza.

[Tabla 2]

Tabla 2

N.º de acero	Temperatura <i>liquidus</i> (°C)	Temperatura de calentamiento del acero fundido (°C)	Cantidad de colada de acero fundido (t/min)	Tratamiento reductor de segregación central	Tratamiento de remojo	Tiempo desde la finalización de la laminación en bruto hasta el inicio de la laminación de acabado (s)	Temperatura de finalización de la laminación en caliente (°C)	Temperatura de bobinado (°C)	Cantidad de desbarbado (mm)	Rugosidad de altura máxima Rz (mm)	Rugosidad media aritmética Ra (mm)	Densidad numérica de carburos (/mm ²)
1	1505	1540	3,2	presencia	ausencia	8	970	550	7,2	6,0	1,2	7,3×10 ³
2	1506	1508	3,2	ausencia	ausencia	7	960	550	7,3	6,2	1,2	7,4×10 ³
3	1503	1542	3,1	presencia	ausencia	8	980	550	7,1	6,2	1,0	7,5×10 ³
4	1505	1530	3,2	presencia	ausencia	7	980	540	11,2	3,9	0,4	7,3×10 ³
5	1504	1521	2,6	presencia	ausencia	8	970	550	3,1	8,2	2,1	7,4×10 ³
6	1506	1533	3,4	presencia	ausencia	8	990	530	6,1	7,6	1,4	7,2×10 ³
7	1508	1537	2,6	ausencia	1250 °C × 24 h	6	980	560	6,1	7,2	1,5	7,5×10 ³
8	1506	1547	2,9	ausencia	1250 °C × 24 h	7	990	550	7,2	6,2	1,1	7,4×10 ³
9	1506	1508	3,5	ausencia	ausencia	7	980	550	9,1	5,0	1,0	7,1×10 ³
10	1506	1540	7,4	ausencia	ausencia	7	980	540	7,9	5,6	1,1	7,2×10 ³
11	1500	1532	3,6	presencia	ausencia	8	990	550	12,5	2,0	0,2	7,5×10 ³
12	1514	1568	4,2	presencia	ausencia	6	980	560	12,1	2,4	0,2	7,5×10 ³
13	1502	1530	3,1	presencia	ausencia	7	980	550	0,2	13,1	1,1	7,5×10 ³
14	1502	1535	3,1	presencia	ausencia	7	980	540	18,9	2,4	0,3	7,4×10 ³
15	1502	1532	3,2	presencia	ausencia	7	990	550	0,9	11,1	1,5	7,5×10 ³
16	1502	1540	3,1	presencia	ausencia	18	960	560	7,1	2,6	0,2	9,7×10 ³
17	1502	1536	3,1	presencia	ausencia	15	840	550	7,1	2,4	1,0	9,6×10 ³
18	1507	1538	4,0	presencia	ausencia	8	990	700	11,5	2,2	0,3	9,8×10 ³

Posteriormente, dos muestras que tienen un grosor: 1,4 mm, un ancho: 30 mm, y una longitud: 200 mm, se extrajeron de cada una de las láminas de acero anteriores. Una de las muestras extraídas se sometió a calentamiento por energización y enfriamiento en las condiciones de tratamiento térmico mostradas en la Tabla 3 a continuación que simula la formación en caliente. La Tabla 3 también muestra el punto A_{c3} y punto M_s de cada lámina de acero. Después del enfriamiento, se cortó una región empapada de cada muestra y se sometió a un ensayo de tracción, un ensayo de impacto Charpy, un ensayo de difracción de rayos X, y observación microscópica.

La prueba de tracción se realizó de conformidad con las especificaciones de los estándares ASTM E8 con una máquina de ensayo de tracción de Instron. Las muestras tratadas térmicamente anteriores se pulieron para tener un grosor de 1,2 mm y, posteriormente, muestras de lámina de tamaño medio según los estándares ASTM E8 (longitud de la parte paralela: 32 mm, ancho de parte paralela: 6,25 mm) se extrajeron de manera que la dirección de ensayo fuera paralela a sus direcciones de laminación. Cabe destacar que, con el dispositivo de calentamiento por energización y el dispositivo de enfriamiento utilizados en este Ejemplo, solo se obtiene una región remojada limitada de una muestra que tiene una longitud de aproximadamente 200 mm, y por tanto se decidió adoptar la muestra de lámina de tamaño medio según los estándares ASTM E8. Cada una de las muestras se unió con un medidor de deformación (KFG-5 de Kyowa Electronic Instruments Co., Ltd., longitud del medidor: 5 mm) y sometió a ensayo de tracción a temperatura ambiente a una velocidad de deformación de 3 mm/min.

En la prueba de impacto Charpy, se fabricó una muestra con muesca en V apilando tres regiones remojadas que se pulieron hasta tener un grosor de 1,2 mm, y esta muestra se sometió al ensayo de impacto Charpy para determinar un valor de impacto a $-80\text{ }^{\circ}\text{C}$. En la presente invención, el caso donde el valor de impacto fue de 35 J/cm^2 o superior se evaluó como excelente en tenacidad.

En el ensayo de difracción de rayos X, se hizo uso de una muestra (grosor 1,1 mm) obtenida sometiendo la superficie de la muestra tratada con calor a pulido químico usando ácido fluorhídrico y agua con peróxido de hidrógeno, hasta una profundidad de 0,1 mm. Específicamente, la muestra después del pulido químico se midió usando un tubo de Co dentro de un intervalo de 45° a 105° en términos de 2θ . Del espectro de difracción de rayos X resultante, se determinó la relación en volumen de austenita retenida.

Además, la superficie de la muestra tratada térmicamente anterior se sometió a un trabajo especular, posteriormente grabado con una solución de picral, se amplió 2000 veces al microscopio de barrido electrónico, y observó en una pluralidad de campos visuales. En este punto, se contó el número de campos visuales donde estaban presentes carburos retenidos que tienen diámetros equivalentes circulares de 0,1 mm o mayores, y se calculó un número por 1 mm^2 . Además, la superficie de la muestra tratada térmicamente anterior se sometió a trabajo especular, y luego se sometió a grabado con Nital. Después, la microestructura de acero de la misma se observó al microscopio óptico, se midió la fracción de área de martensita que es una microestructura de acero principal, y se determinó el valor de la fracción de área como la relación en volumen de la martensita.

Además, la otra de las muestras extraídas se sometió a calentamiento por energización en las condiciones de tratamiento térmico que se muestran en la Tabla 3 a continuación que simula la formación en caliente, luego se sometió a flexión en su región remojada, y luego se enfrió. Después del enfriamiento, la región de cada muestra en la que se realizó la flexión se cortó y sometió al ensayo de evaluación de propiedades de incrustaciones. al realizar la flexión, se realizó una flexión en U en la que, se empujó una plantilla de R10 mm desde arriba contra la proximidad del centro de la muestra en su dirección longitudinal, con ambos extremos de la muestra soportados con soportes. El intervalo entre los soportes se estableció en 30 mm.

El ensayo de evaluación de la propiedad de incrustaciones se realizó de manera que se dividiera el ensayo en la evaluación de la propiedad de adhesividad de incrustaciones y la evaluación de la propiedad de despegado de incrustaciones, sirviendo la propiedad de adhesión de incrustaciones como índice de si las incrustaciones no se despegan y caen durante el prensado, sirviendo la propiedad de despegado de incrustaciones como índice de si las incrustaciones se despegan fácilmente y se retiran mediante granallado o similar. Primero, si el despegado se produjo por flexión después de que se observara calentamiento por energización, y la evaluación de la propiedad de adhesión de incrustaciones se realizaron basándose en los siguientes criterios. En la presente invención, se determinó que el caso donde un resultado es "OO" u "O" es excelente en propiedad de adhesión de incrustaciones.

OO: No se desprendió ninguna pieza despegada
 O: Se desprendieron 1 a 5 piezas despegadas
 3: se desprendieron 6 a 20 piezas despegadas
 3 3: se desprendieron 21 o más piezas despegadas

Posteriormente, muestras distintas de las que se evaluaron como "33" en la evaluación anterior de la propiedad de adhesión de incrustaciones se sometieron además a un ensayo de desprendimiento de la cinta en la que se unió y se separó la cinta adhesiva de la región sometida a la flexión. Después, se observó si se adhirieron incrustaciones a la cinta y si se despegaron fácilmente, y la evaluación de la propiedad de despegado de incrustaciones se realizó basándose en los siguientes criterios. En la presente invención, se determinó que el caso donde un resultado es "OO" u "O" es excelente en propiedad de desprendimiento de incrustaciones. Después, el caso de ser excelente tanto en la propiedad de adhesión de incrustaciones como en la propiedad de despegado de incrustaciones se determinó que era

ES 2 788 163 T3

excelente en propiedad de incrustaciones durante la formación en caliente.

OO: Todas las incrustaciones se despegaron

O: Permanecieron 1 a 5 piezas despegadas

3: permanecieron 6 a 20 piezas despegadas

5 3 3: permanecieron 21 o más piezas despegadas

[Tabla 3]

Tabla 3

N.º de ensayo	N.º de acero	Punto de transformación		Etapa de calentamiento			Etapa de enfriamiento	
		Ac ₃ (°C)	Ms (°C)	Velocidad de aumento de temperatura (°C/s)	Temperatura de calentamiento (°C)	Tiempo de retención (s)	Velocidad de enfriamiento al punto Ms (°C/s)	Velocidad de enfriamiento en un intervalo de punto Ms o menor (°C/s)
1	1	917	392	12	950	240	80	223,0
2	2	916	393	12	950	230	80	240,0
3	3	915	388	12	950	220	79	450,0
4				26	950	200	45	250,0
5				2	950	200	50	58,0
6				16	950	200	58	4,3
7				19	950	200	72	2,0
8				2	1150	200	80	300,0
9				20	950	200	980	450,0
10	4	828	394	10	900	150	80	400,0
11	5	1006	369	30	1020	200	79	120,0
13	7	935	358	16	950	200	79	520,0
14				14	950	160	59	320,0
15				19	950	160	65	150,0
16				38	925	160	50	68,0
17				22	950	160	77	4,3
18				3	1150	160	65	256,0
19	8	924	394	26	950	150	66	800,0
20				19	950	140	82	521,0
21				16	950	140	43	69,0
22				14	980	140	58	57,0
23				17	950	140	66	10,0
24				4	1200	140	55	263,0
25	9	873	369	29	880	150	78	186,0
26	10	880	361	15	900	150	80	192,0
27	11 *	780	358	10	900	150	98	362,0

(continuación)

N.º de ensayo	N.º de acero	Punto de transformación		Etapa de calentamiento			Etapa de enfriamiento	
		Ac ₃ (°C)	Ms (°C)	Velocidad de aumento de temperatura (°C/s)	Temperatura de calentamiento (°C)	Tiempo de retención (s)	Velocidad de enfriamiento al punto Ms (°C/s)	Velocidad de enfriamiento en un intervalo de punto Ms o menor (°C/s)
28	12 *	836	419	10	900	200	86	364,0
29	13	913	385	10	950	200	80	224,0
30	14	913	385	10	950	200	80	229,0
31	15	913	385	10	950	200	80	230,0
32	16	913	385	10	950	200	80	226,0
33	17	913	385	10	950	200	80	228,0
34	18*	850	420	35	920	5	70	80,0

* indica que las condiciones no satisfacen las definidas mediante la presente invención.

La Tabla 4 muestra los resultados del ensayo de tracción, el ensayo de impacto Charpy, el ensayo de difracción de rayos X, la observación microscópica, y el ensayo de evaluación de propiedad de incrustación.

5 [Tabla 4]

Tabla 4

N.º de ensayo	N.º de acero	Relación en volumen de y retenida (% en volumen)	Relación en volumen de martensita (% en volumen)	Densidad numérica de carburo retenido (/mm ²)	Grado α de segregación de Mn	Índice de limpieza (%)	Resistencia al alargamiento (MPa)	Resistencia a la tracción (MPa)	Límite de elasticidad	Valor de impacto (J/cm ²)	Propiedad de adhesión de incrustaciones	Propiedad de despegado de incrustaciones	
1	1	0,9	98	3,2×10 ³	0,5	0,03	1211	1844	0,66	45	OO	O	
2	2	1,0	98	3,2×10 ³	1,8	0,12	1214	1849	0,66	37	OO	O	Ejemplo inventivo
3	3	0,8	99	3,1×10 ³	0,4	0,02	1250	1864	0,67	45	OO	O	
4	4	1,0	98	3,4×10 ³	0,4	0,02	1210	1843	0,66	46	OO	O	
5	5	1,3*	96	3,3×10 ³	0,4	0,02	1150	1795	0,64*	50	OO	O	
6	6	6,8*	92	3,1×10 ³	0,4	0,02	1000	1701	0,59*	49	OO	O	
7	7	7,6*	92	3,2×10 ³	0,4	0,02	968	1674	0,58*	51	OO	O	Ejemplo comparativo
8	8	0,8	99	2,7×10 ³	0,4	0,02	1020	1350*	0,76	74	OO	O	
9	9	0,1	99	3,2×10 ³	0,4	0,02	1235	1945	0,63*	32	OO	O	
10	10	0,7	98	3,8×10 ³	1,0	0,03	1350	2060	0,66	43	O	OO	
11	11	0,9	99	2,9×10 ³	1,1	0,01	1233	1818	0,68	49	OO	O	
13	13	0,6	98	3,2×10 ³	0,5	0,02	1286	1929	0,67	44	OO	O	Ejemplo inventivo
14	14	0,8	97	3,2×10 ³	0,5	0,02	1269	1912	0,66	44	OO	O	
15	15	0,9	99	3,3×10 ³	0,5	0,02	1253	1885	0,66	54	OO	O	
16	16	0,9	98	3,5×10 ³	0,5	0,02	1268	1865	0,68	46	OO	O	
17	17	6,8*	93	3,4×10 ³	0,5	0,02	1000	1761	0,57*	49	OO	O	Ejemplo comparativo
18	18	0,8	97	2,5×10 ³	0,5	0,02	980	1320*	0,74	72	OO	O	
19	19	0,5	98	3,6×10 ³	0,9	0,04	1362	2014	0,68	48	OO	O	
20	20	0,8	99	3,5×10 ³	0,9	0,04	1299	1999	0,65	44	OO	O	Ejemplo inventivo
21	21	0,9	97	3,5×10 ³	0,9	0,04	1288	1928	0,67	44	OO	O	

(continuación)

N.º de ensayo	N.º de acero	Relación en volumen de Y retenida (% en volumen)	Relación en volumen de martensita (% en volumen)	Densidad numérica de carburo retenido (/mm ²)	Grado α de segregación de Mn	Índice de limpieza (%)	Resultado del ensayo						
							Resistencia al alargamiento (MPa)	Resistencia a la tracción (MPa)	Límite de elasticidad (J/cm ²)	Valor de impacto (J/cm ²)	Propiedad de adhesión de incrustaciones	Propiedad de despegado de incrustaciones	
22		1,2 *	98	3,4×10 ³	0,9	0,04	1223	1924	0,64 *	48	OO	O	Ejemplo comparativo
23		2,5 *	96	3,6×10 ³	0,9	0,04	1034	1861	0,56 *	49	OO	O	
24		0,9	99	2,4×10 ³	0,9	0,04	950	1290*	0,74	69	OO	O	
25	9	0,8	97	3,7×10 ³	1,9	0,16	1280	1953	0,66	38	OO	O	Ejemplo inventivo
26	10	0,6	98	3,6×10 ³	1,8	0,15	1320	1976	0,67	35	OO	O	
27	11 *	0,8	98	3,5×10 ³	0,8	0,03	1269	1920	0,66	52	xx	-	Ejemplo comparativo
28	12*	0,6	97	2,7×10 ³	1,0	0,03	1189	1765	0,67	43	x	OO	
29	13	1,0	98	3,5×10 ³	0,5	0,02	1212	1850	0,66 **	44	OO	xx	
30	14	0,9 *	98	3,4×10 ³	0,5	0,03	1210	1848	0,65 **	43	xx	-	Ejemplo de referencia
31	15	0,8	98	3,5×10 ³	0,4	0,03	1212	1849	0,66 **	44	OO	xx	
32	16	0,9	98	5,7×10 ³ *	0,5	0,03	1212	1846	0,66	29	xx	-	
33	17	0,9	98	5,6×10 ³ *	0,5	0,03	1213	1849	0,66	28	xx	-	Ejemplo comparativo
34	18*	0,7	95	5,5×10 ³ *	0,6	0,04	1195	1780	0,69	31		OO	

* indica que las condiciones no satisfacen las definidas mediante la presente invención.

** indica que YR es parcialmente inferior a 0,65.

* indica que hay una parte cuya relación de martensita fue 100 %, y el valor de impacto de la parte es 33 J/cm²

5 Por referencia a las Tablas 1 a 4, los ensayos n.º 1 a 4, 10, 11, 13 a 16, 19 a 21, 25 y 26, que satisficieron todas las composiciones químicas y la microestructura de acero especificadas en la presente invención, resultaron en resistencias a la tracción de 1,4 GPa o más, resultaron en una resistencia al alargamiento de 0,65 o mayor, y también resultaron en valores de impacto de 35 J/cm² o mayores y fueron excelentes en tenacidad. Todas estas muestras

10 tuvieron valores de k inferiores a 20, y se entiende que el efecto TRIP logró aumentos en ductilidad. Entre otros, los ensayos n.º 1, 3, 4, 10, 11, 13 a 16 y 19 a 21, que tuvieron valores de grado α de segregación de Mn de 1,6 o inferiores y tuvieron índices de limpieza de 0,10 % o inferiores, resultaron en valores de impacto de 40 J/cm² o mayor y fueron excelentes particularmente en tenacidad.

15 Además, los ensayos n.º 8, 18 y 24 sufrieron una pronunciada descarburación debido a condiciones de calentamiento inapropiadas en el calentamiento hasta un intervalo de temperatura del punto Ac₃ al punto Ac₃ + 200 °C, y no pudieron asegurar resistencias a la tracción de 1,4 GPa o mayores.

20 Los ensayos n.º 27 y 28, que no satisficieron las composiciones químicas definidas por la presente invención, resultaron en valores de rugosidad de altura máxima Rz de menos de 3,0 mm y fueron pobres en la propiedad de adhesión de incrustaciones. En cuanto a los ensayos n.º 32 y 33, el tiempo transcurrido desde la finalización de la laminación en bruto hasta el inicio de la laminación de acabado en la etapa de laminación en caliente excedió de 10 segundos. Además, en cuanto al ensayo n.º 34, el contenido de Si fue inferior al intervalo especificado en la presente invención, y la temperatura del bobinado fue alta. Debido a ello, en cuanto a los ensayos n.º 32 a 34, los valores de rugosidad de altura máxima Rz de los mismos fueron inferiores a 3,0 mm. Además, las densidades numéricas de

25 carburo retenido de los mismos excedieron 4,0 × 10³/mm²y, por tanto, las propiedades de adhesión de incrustaciones de los mismos fueron deficientes y sus valores de impacto fueron inferiores a 35 J/cm², de modo que no se obtuvo la tenacidad deseada.

30 Los ensayos n.º 29 a 31 fueron ejemplos de referencia que usaron láminas de acero para tratamiento térmico que satisficieron las especificaciones según la presente invención pero que tenían una mala propiedad de incrustaciones. En cuanto a los ensayos n.º 29 y 31, los valores de rugosidad de altura máxima Rz excedieron de 10,0 mm debido a una cantidad insuficiente de desbarbado en la etapa de decapado después de laminación en caliente, resultando en malas propiedades de despegado de incrustaciones. Además, en cuanto al ensayo n.º 30, el valor de la rugosidad de altura máxima Rz fue inferior a 3,0 mm debido a una cantidad excesiva de desbarbado en la etapa de decapado

35 después de la laminación en caliente, resultó en una mala propiedad de adhesión de incrustaciones.

40 En cuanto a los ensayos n.º 29 y 31, se produjo parcialmente irregularidad de enfriamiento debida a una forma desigual porque las rugosidades de altura máxima fueron excesivamente altas. Además, en cuanto al ensayo n.º 30, se produjo parcialmente irregularidad de enfriamiento porque la propiedad de adhesividad de incrustaciones fue mala. Por este motivo, estas muestras dieron lugar a variaciones en la calidad del material. Además, en cuanto al ensayo n.º 30, hubo una parte de cuya relación de martensita fue 100 %, y la parte se cortó y se sometió a medición del valor de impacto, que resultó ser inferior a 35 J/cm². Estas tendencias fueron más pronunciadas cuando se realizó realmente la formación en caliente.

45 **Aplicabilidad industrial**

50 Según la presente invención, realizando un tratamiento térmico o un tratamiento de formación en caliente en una lámina de acero para tratamiento térmico que es excelente en propiedad de adherencia de incrustaciones durante la formación en caliente, es posible obtener un miembro de lámina de acero tratado térmicamente que tenga una resistencia a la tracción suficiente, así como un alto límite de elasticidad y una excelente tenacidad. El miembro de lámina de acero tratado térmicamente según la presente invención se usa adecuadamente como, en particular, una parte resistente a choques de un automóvil tal como un refuerzo de parachoques y un pilar central.

REIVINDICACIONES

1. Un miembro de lámina de acero tratado térmicamente que tiene una composición química que comprende, en % en masa:

5 C: 0,05 a 0,50 %;
Si: 0,50 a 5,0 %;
Mn: 1,5 a 4,0 %;
P: 0,05 % o menos;
10 S: 0,05 % o menos;
N: 0,01 % o menos;
Ti: 0,01 a 0,10 %;
B: 0,0005 a 0,010 %;
15 Cr: 0 a 1,0 %;
Ni: 0 a 2,0 %;
Cu: 0 a 1,0 %;
Mo: 0 a 1,0 %;
V: 0 a 1,0 %;
20 Ca: 0 a 0,01 %;
Al: 0 a 1,0 %;
Nb: 0 a 1,0 %;
REM: 0 a 0,1 %; y

el resto: Fe e impurezas, en donde

el miembro de lámina de acero tiene una microestructura de acero que comprende:

25 martensita cuya relación en volumen es 95 % o mayor según se mide mediante grabado con Nital y observación al microscopio óptico;
y austenita retenida cuya relación en volumen es 0,2 a 1,0 %, según se mide mediante difracción de rayos X,
30 una densidad numérica de carburos retenidos que están presentes en el miembro de lámina de acero y que tienen cada uno diámetros equivalentes circulares de 0,1 mm o mayores es $4,0 \times 10^3/\text{mm}^2$ o inferior, determinándose la densidad numérica de carburo retenido: grabando la superficie de la lámina de acero para tratamiento térmico usando una solución de picral, aumentando 2000 veces al microscopio electrónico de barrido, observando en una pluralidad de campos visuales y contando el número de campos visuales donde
35 estaban presentes carburos que tienen diámetros equivalentes circulares de 0,1 mm o mayores con una relación de aspecto de 3 o inferior, y calculándose un número por 1 mm^2 , una resistencia a la tracción es 1,4 GPa o mayor, y un límite de elasticidad es 0,65 o mayor,
40 determinándose la resistencia a la tracción y el límite de elasticidad de conformidad con las especificaciones de la norma ASTM E8.

2. El miembro de lámina de acero tratado térmicamente según la reivindicación 1, en donde la composición química contiene, en % en masa, uno o más elementos seleccionados de:

45 Cr: 0,01 a 1,0 %;
Ni: 0,1 a 2,0 %;
Cu: 0,1 a 1,0 %;
Mo: 0,1 a 1,0 %;
V: 0,1 a 1,0 %;
Ca: 0,001 a 0,01 %;
50 Al: 0,01 a 1,0 %;
Nb: 0,01 a 1,0 %; y
REM: 0,001 a 0,1 %.

3. El miembro de lámina de acero tratado térmicamente según la reivindicación 1 o la reivindicación 2, en donde un grado α de segregación de Mn expresado mediante la siguiente fórmula (ii) es 1,6 o inferior:

$$\alpha = \frac{\text{[Concentración máxima de Mn, en \% en masa, en la parte central del grosor de lámina]}}{\text{[Concentración media de Mn, en \% en masa, en la posición de 1/4 de profundidad del grosor de lámina desde la superficie]}} \dots$$

(ii),

60 determinándose la concentración máxima de Mn, en % en masa, en la parte central del grosor de lámina sometiendo la parte central del grosor de la lámina de una lámina de acero a análisis lineal en una dirección perpendicular a una dirección de grosor con un microanalizador de sonda electrónica, seleccionándose los tres valores medidos más altos de los resultados del análisis, y calculándose el valor medio de los valores medidos,
65 determinándose la concentración media de Mn en una posición de 1/4 de profundidad de grosor de lámina desde una superficie sometiendo 10 puntos en la posición de 1/4 de profundidad de una lámina de acero a análisis utilizando un

microanalizador de sonda electrónica, y calculándose su valor medio.

4. El miembro de lámina de acero tratado térmicamente según una cualquiera de la reivindicación 1 a la reivindicación 3, en donde un valor de un índice de limpieza del acero especificado en JIS G 0555:2003 es 0,10 % o inferior.

5

5. Un método para producir un miembro de lámina de acero tratado térmicamente, comprendiendo el método:

laminar en caliente una plancha incluyendo laminación en bruto y laminación de acabado para obtener una lámina de acero laminada en caliente, en donde una temperatura de inicio de laminación en caliente se establece en un intervalo de temperatura de 1000 a 1300 °C, la temperatura de finalización de laminación en caliente se establece en 950 °C o mayor, se realiza opcionalmente desincrustación después de la laminación en bruto, y el período de tiempo entre la finalización de la laminación en bruto y el inicio de la laminación de acabado se establece en 10 segundos o menor,

10

bobinar la lámina de acero laminada en caliente a la temperatura de bobinado de 500 a 650 °C, desincrustar la lámina de acero laminada en caliente por decapado, en donde la cantidad de desbarbado mediante el decapado se establece en 1,0 a 15,0 mm, para obtener una lámina de acero para tratamiento térmico, calentar la lámina de acero para tratamiento térmico hasta un rango de temperatura desde un punto Ac_3 al punto $Ac_3 + 200$ °C a una velocidad media de aumento de temperatura de 5 °C/s o más;

15

posteriormente, enfriar la lámina de acero desde el intervalo de temperatura a un punto Ms a una velocidad de enfriamiento crítica superior o mayor; y

20

posteriormente, enfriar la lámina de acero desde el punto Ms a 100 °C a una velocidad media de enfriamiento de 60 °C/s o más, en donde

la lámina de acero para tratamiento térmico tiene una composición química que comprende, en % en masa:

25

C: 0,05 a 0,50 %;

Si: 0,50 a 5,0 %;

Mn: 1,5 a 4,0 %;

P: 0,05 % o menos;

S: 0,05 % o menos;

30

N: 0,01 % o menos;

Ti: 0,01 a 0,10 %;

B: 0,0005 a 0,010 %;

Cr: 0 a 1,0 %;

Ni: 0 a 2,0 %;

35

Cu: 0 a 1,0 %;

Mo: 0 a 1,0 %;

V: 0 a 1,0 %;

Ca: 0 a 0,01 %;

Al: 0 a 1,0 %;

40

Nb: 0 a 1,0 %;

REM: 0 a 0,1 %; y

el resto: Fe e impurezas, en donde

una rugosidad de altura máxima Rz en una superficie de la lámina de acero para tratamiento térmico especificada por JIS B 0601:2013 es 3,0 a 10,0 mm, y

45

una densidad numérica de carburos que están presentes en la lámina de acero para tratamiento térmico y que tienen cada uno diámetros equivalentes circulares de 0,1 mm o mayores es $8,0 \times 10^3/\text{mm}^2$ o inferior, determinándose la densidad numérica de carburos: grabando la superficie de una lámina de acero para tratamiento térmico utilizando una solución de picral, aumentando 2000 veces al microscopio electrónico de barrido, observando en una pluralidad de campos visuales y contando el número de campos visuales donde

50

estaban presentes carburos que tienen diámetros equivalentes circulares de 0,1 mm o mayores con una relación de aspecto de 3 o inferior, y calculándose un número por 1 mm^2 .

6. El método para producir un miembro de lámina de acero tratado térmicamente según la reivindicación 5, en donde la composición química contiene, en % en masa, uno o más elementos seleccionados de:

55

Cr: 0,01 a 1,0 %;

Ni: 0,1 a 2,0 %;

Cu: 0,1 a 1,0 %;

Mo: 0,1 a 1,0 %;

60

V: 0,1 a 1,0 %;

Ca: 0,001 a 0,01 %;

Al: 0,01 a 1,0 %;

Nb: 0,01 a 1,0 %; y

REM: 0,001 a 0,1 %.

65

7. El método para producir un miembro de lámina de acero tratado térmicamente según la reivindicación 5 o la

- reivindicación 6, en donde una densidad numérica de carburo retenido presente en el miembro de lámina de acero es $4,0 \times 10^3/\text{mm}^2$ o inferior, determinándose la densidad numérica de carburo retenido: grabando la superficie de una lámina de acero para tratamiento térmico utilizando una solución de picral, aumentando 2000 veces al microscopio electrónico de barrido, observando en una pluralidad de campos visuales y contando el número de campos visuales
- 5 donde estaban presentes carburos que tienen diámetros equivalentes circulares de 0,1 mm o mayores con una relación de aspecto de 3 o inferior, y calculándose un número por 1 mm^2 .
8. El método para producir un miembro de lámina de acero tratado térmicamente según una cualquiera de las reivindicaciones 5 a 7, en donde un grado α de segregación de Mn expresado mediante la siguiente fórmula (ii) es 1,6
- 10 o inferior,
- $$\alpha = [\text{Mn máximo en la parte central del grosor de lámina}]/[\text{Concentración media de Mn, en \% en masa, en la posición de } 1/4 \text{ de profundidad del grosor de lámina desde la superficie}] \dots \text{(ii)},$$
- 15 determinándose la concentración máxima de Mn, en % en masa, en la parte central del grosor de lámina sometiendo la parte central del grosor de la lámina de una lámina de acero a análisis lineal en una dirección perpendicular a una dirección de grosor con un microanalizador de sonda electrónica, seleccionándose los tres valores medidos más altos de los resultados del análisis, y calculándose el valor medio de los valores medidos,
- 20 determinándose la concentración media de Mn en una posición de 1/4 de profundidad de grosor de lámina desde una superficie sometiendo 10 puntos en la posición de 1/4 de profundidad de una lámina de acero a análisis utilizando un microanalizador de sonda electrónica, y calculándose su valor medio.
9. El método para producir un miembro de lámina de acero tratado térmicamente según una cualquiera de las reivindicaciones 5 a 8, en donde un valor de un índice de limpieza del acero especificado en JIS G 0555:2003 es 0,10
- 25 % o inferior.
10. El método para producir un miembro de lámina de acero tratado térmicamente según una cualquiera de la reivindicación 5 a la reivindicación 9, en donde la lámina de acero se somete a formación en caliente después de calentarse hasta el intervalo de temperatura y antes de enfriarse al punto Ms.