(19) OFICINA ESPAÑOLA DE PATENTES Y MARCAS

ESPAÑA

(11) Número de publicación: **2 769 224**

(51) Int. Cl.:

C21D 8/02	(2006.01)	***C22C 38/58***	(2006.01)
C22C 38/00	(2006.01)	***C22C 38/22***	(2006.01)
C23C 2/02	(2006.01)	***C22C 38/24***	(2006.01)
C21D 9/46	(2006.01)	***C22C 38/32***	(2006.01)
C22C 38/02	(2006.01)	***C22C 38/26***	(2006.01)
C22C 38/06	(2006.01)	***C22C 38/28***	(2006.01)
C22C 38/42	(2006.01)	***C22C 38/38***	(2006.01)
C22C 38/44	(2006.01)	***B21B 1/22***	(2006.01)
C22C 38/48	(2006.01)		
C22C 38/50	(2006.01)		

(12) TRADUCCIÓN DE PATENTE EUROPEA T3

(86) Fecha de presentación y número de la solicitud internacional: **25.02.2015** **PCT/JP2015/055455**

(87) Fecha y número de publicación internacional: **01.09.2016** **WO16135896**

(96) Fecha de presentación y número de la solicitud europea: **25.02.2015** **E 15883192 (5)**

(97) Fecha y número de publicación de la concesión europea: **20.11.2019** **EP 3263729**

(54) Título: **Chapa de acero laminada en caliente**

(45) Fecha de publicación y mención en BOPI de la traducción de la patente:
25.06.2020

(73) Titular/es:

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

(72) Inventor/es:

WAKITA, MASAYUKI;
YOSHIDA, MITSURU;
SUGIURA, NATSUKO;
SHUTO, HIROSHI y
YOKOI, TATSUO

(74) Agente/Representante:

ELZABURU, S.L.P

ES 2 769 224 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

Chapa de acero laminada en caliente

Campo técnico

La presente invención versa sobre una chapa de acero laminada en caliente de excelente forjabilidad; en particular, sobre una chapa de acero laminada en caliente de excelente abocardabilidad.

Técnica antecedente

En años recientes, con respecto a la demanda de la reducción en peso de diversas chapas de acero que tienen el fin de reducir el consumo de combustible de un automóvil, se han promovido la reducción del grosor a través de un alto templado de una chapa de acero de una aleación de hierro o similar, la aplicación de un metal ligero como una aleación de Al u otras. Sin embargo, el metal ligero como la aleación de Al tiene la ventaja de que la resistencia específica es mayor que la de metal pesado como el acero, pero tiene la desventaja de que es notablemente costosa, por lo que la aplicación de la misma está limitada a usos especiales. En consecuencia, para promover la reducción en peso de diversas piezas de forma más económica y extensa se requiere el alto templado de la chapa de acero.

El alto templado de la chapa de acero va acompañado de un deterioro en una propiedad del material como la maleabilidad (forjabilidad) en general. Por lo tanto, es importante lograr el alto templado sin degradar la propiedad del material en el desarrollo de una chapa de acero de alta resistencia. En particular, se requieren forjabilidad de abocardado, forjabilidad de desbarbado, ductilidad, resistencia a la fatiga, resistencia a la corrosión y similares para una chapa de acero usada para piezas de automóvil tales como una pieza interior de chapa, una pieza estructural y una pieza de los bajos, y es importante cómo se presentan a alto nivel esta resistencia y estas propiedades del material de forma muy equilibrada. Por ejemplo, se requiere la expansibilidad de agujeros pasantes (valor λ) para una chapa de acero usada para piezas de automóvil como una pieza estructural y una pieza de los bajos, que constituyan aproximadamente un 20% del peso de la carrocería. Esto se debe a que se lleva a cabo una estampación, tipificada principalmente por el abocardado y el desbastado, después de la estampación en seco, la apertura y similares mediante corte, troquelado y similares.

En la chapa de acero usada para tales piezas, existe la preocupación de que se produzcan una tara, una microgrieta y otros defectos en un borde formado por el corte o el troquelado y de que crezca una grieta debido a que la tara o la microgrieta generada cause una fractura por fatiga. Por lo tanto, es preciso no causar la tara, la microgrieta y similares en el borde de la chapa de acero para mejorar la resistencia a la fatiga. Un ejemplo de tara, microgrieta y similares que se producen en el borde, es una grieta que se produce en paralelo con la superficie de la chapa. La grieta es denominada a veces desconchado. Convencionalmente, el desconchado se produce con una probabilidad de aproximadamente el 80% en particular en una chapa de acero de clase 540 MPa, y se produce con una probabilidad de aproximadamente el 100% en una chapa de acero de clase 780 MPa. Además, el desconchado se produce sin correlación con la relación de expansión de agujeros. Por ejemplo, el desconchado se produce cuando la relación de expansión de agujeros es incluso el 50% o incluso el 100%.

Por ejemplo, como chapa de acero de expansibilidad de agujeros (valor λ) excelente, se documentan una chapa de acero en la que la fase principal es ferrita y que está endurecida por precipitación de precipitados finos de Ti, Nb o similares y un método de fabricación de la misma.

En la Bibliografía de patente 1 se da a conocer una chapa de acero laminada en caliente que tiene como objetivo una alta resistencia y una mejora en su abocardabilidad. En las Bibliografías de patente 2 y 3 se dan a conocer chapas de acero laminadas en caliente que tienen como objetivo la mejora en su estiramiento y en su abocardabilidad.

Sin embargo, incluso usando las chapas de acero laminadas en caliente dadas a conocer en las Bibliografías de patente 1 a 3, resulta difícil suprimir suficientemente la tara y la microgrieta en el borde formado por corte, troquelado o similares. Por ejemplo, se produce desconchado después del troquelado en las chapas de acero laminadas en caliente dadas a conocer en las Bibliografías de patente 2 y 3. Una condición de enrollamiento para fabricar la chapa de acero laminada en caliente dada a conocer en la Bibliografía de patente 1 es muy exigente. Además, dado que las chapas de acero laminadas en caliente dadas a conocer en las Bibliografías de patente 2 y 3 contienen una cantidad de Mo del 0,07% o más, que es un elemento de aleación costoso, el coste de fabricación es elevado.

Lista de referencias

Bibliografía de patentes

Bibliografía de patente 1: Publicación de patente japonesa en trámite nº 2002-105595

Bibliografía de patente 2: Publicación de patente japonesa en trámite nº 2002-322540

Bibliografía de patente 3: Publicación de patente japonesa en trámite nº 2002-322541

La bibliografía de patente WO2008/123366 A1 da a conocer chapas de acero laminadas en caliente que presentan un estiramiento elevado y resistencia al desconchado.

Compendio de la invención

Problema técnico

Un objeto de la presente invención es proporcionar una chapa de acero laminada en caliente capaz de obtener una excelente resistencia al desconchado y una excelente expansibilidad de agujeros.

Solución al problema

Los presentes inventores han realizado los siguientes descubrimientos como resultado de un estudio minucioso para lograr el objeto descrito anteriormente.

1) Contener una cantidad específica de granos que tienen una desorientación intragranular de 5° a 14° en todos los granos hace posible mejorar muchísimo la expansibilidad de agujaros.

2) Contener Cr hace posible suprimir la precipitación de cementita gruesa y con gran relación de aspecto, lo que hace que se deteriore la expansibilidad de agujaros y garantiza el C en solución sólida para equilibrar entre sí la excelente resistencia al desconchado y la excelente expansibilidad de agujeros.

3) Contener Cr hace que el Cr tenga una disolución sólida en carburo que contiene Ti y aumenta la cantidad de precipitación de un carburo compuesto fino, y permite el endurecimiento por precipitación.

4) Reducir el contenido de Si reduce la temperatura de transformación y permite la precipitación de carburo que contiene Ti en una región de alta temperatura que hace que pueda suprimirse la variación en la resistencia de una chapa de acero.

La invención se realiza en función de tales hallazgos, y se considera que la siguiente chapa de acero laminada en caliente ese la esencia de la misma.

(1) Una chapa de acero laminada en caliente que comprende una composición química representada, en masa porcentual, por:

C: 0,010% a 0,100%,

Si: 0,30% o menos,

Mn: 0,40% a 3,00%,

P: 0,100% o menos,

S: 0,030% o menos,

Al: 0,010% a 0,500%,

N: 0,0100% o menos,

Cr: 0,05% a 1,00%,

Nb: 0,003% a 0,050%,

Ti: 0,003% a 0,200%,

Cu: 0,0% a 1,2%,

Ni: 0,0% a 0,6%,

Mo: 0,00% a 1,00%,

V: 0,00% a 0,20%,

Ca: 0,0000% a 0,0050%,

MTR: 0,0000% a 0,0200%,

B: 0,0000% a 0,0020%, y

el resto: Fe e impurezas,

en la que se satisfacen las relaciones representadas por la Expresión 1 y la Expresión 2:

$$0,005 \leq [Si]/[Cr] \leq 2,000 \quad \text{… Expresión 1}$$

$$0,5 \leq [Mn]/[Cr] \leq 20,0 \quad \text{… Expresión 2}$$

(significando [Si], [Cr] y [Mn] en las Expresiones un contenido [% en masa] de cada uno de los elementos), y siendo la proporción de granos que tienen una desorientación intragranular de 5° a 14° en todos los granos un 20% o más por relación de área, definiéndose el grano como un área que está rodeada por un límite que tiene una desorientación de 15° o más y tiene un diámetro de círculo equivalente de 0,3 µm o más,
y en la que la chapa de acero laminada en caliente comprende

una microestructura representada por una relación de volumen de cementita: 1,0% o menos,

un diámetro medio del grano de cementita: 2,00 µm o menos,

una concentración del Cr contenido en la cementita: 0,5% en masa a 40,0% en masa,

una proporción de la cementita que tiene un diámetro de grano de 0,5 µm o menos y una relación de aspecto de 5 o menos en toda la cementita: 60% en volumen o más,

un diámetro medio de grano de un carburo compuesto de Ti y Cr: 10,0 nm o menos, y

una densidad numérica del carburo compuesto de Ti y Cr: $1,0 \times 10^{13}/mm^3$ o más.

(2) La chapa de acero laminada en caliente según (1) en la que, en la composición química, se satisface:

Cu: 0,2% a 1,2%,

Ni: 0,1% a 0,6%,

Mo: 0,05% a 1,00%, o

V: 0,02% a 0,20%, o

cualquier combinación de los mismos.

(3) La chapa de acero laminada en caliente según (1) o (2) en la que, en la composición química, se satisface:

Ca: 0,0005% a 0,0050%, o

MTR: 0,0005% a 0,0200%, o

una combinación de los mismos.

(4) La chapa de acero laminada en caliente según uno cualquiera de (1) a (3) en la que, en la composición química, se satisface B: 0,0002% a 0,0020%.

(5) La chapa de acero laminada en caliente según uno cualquiera de (1) a (4) que comprende una película galvanizada en una superficie.

Efectos ventajosos de la invención

Según la presente invención, dado que son apropiados una proporción de granos que tienen una desorientación intragranular de 5° a 14°, un contenido de Cr, una relación en volumen de cementita y otros, pueden obtenerse una excelente resistencia al desconchado y una excelente expansibilidad de agujeros.

Descripción de realizaciones

En lo que sigue se describirá una realización de la presente invención.

En primer lugar, se describirán una composición química de una chapa de acero laminada en caliente según la realización de la presente invención y un lingote de acero o palanquilla de acero para fabricarla. Aunque los detalles se explicarán posteriormente, la chapa de acero laminada en caliente según la realización de la presente invención se fabrica mediante desbastado del lingote o el planchón, acabado de laminación, enfriamiento, enrollamiento y otros. En consecuencia, la composición química de la chapa de acero laminada en caliente y el lingote de acero o la palanquilla de acero se realiza en consideración no solo de las características de la chapa de acero laminada en caliente, sino también del procesamiento mencionado anteriormente. En la siguiente descripción, un "%" que siga a una unidad del contenido de cada elemento contenido en la chapa de acero laminada en caliente significa "% en masa", a no ser que se indique algo distinto. La chapa de acero laminada en caliente según la presente realización y el lingote de acero o la palanquilla de acero que ha de usarse para la fabricación de la misma incluyen una composición química representada por: C: 0,010% a 0,100%, Si: 0,30% o menos, Mn: 0,40% a 3,00%, P: 0,100% o menos, S: 0,030% o menos, Al: 0,010% a 0,500%, N: 0,0100% o menos, Cr: 0,05% a 1,00%, Nb: 0,003% a 0,050%, Ti: 0,003% a 0,200%, Cu: 0,0% a 1,2%, Ni: 0,0% a 0,6%, Mo: 0,00% a 1,00%, V: 0,00% a 0,20%, Ca: 0,0000% a 0,0050%, MTR (metal de tierras raras): 0,0000% a 0,0200%, B: 0,0000% a 0,0020%, y el resto: Fe e impurezas. Como impurezas, se incluyen las incluidas en las materias primas, como mineral y chatarra, y las incluidas en un proceso de fabricación.

C: 0,010% a 0,100%

El carbono se combina con Nb, Ti u otros para formar precipitados en una chapa de acero y contribuye a la potenciación de la resistencia mediante endurecimiento por precipitación. El carbono refuerza el límite granular al existir en el límite granular como C en solución sólida y contribuye a potenciar la resistencia al desconchado. Cuando el contenido en C es inferior al 0,010%, no pueden obtenerse suficientemente los efectos por la acción anteriormente descrita. Por lo tanto, el contenido en C es el 0,010% o más, y preferiblemente el 0,030% o más, y más preferiblemente el 0,040% o más. Cuando el contenido en C es más del 0,100%, aumenta el carburo a base de hierro, que se convierte en el origen de una grieta en un proceso de expansión de agujeros, y se deteriora la relación de expansión de agujeros. Por lo tanto, el contenido en C es el 0,100% o menos, y preferiblemente el 0,080% o menos, y más preferiblemente el 0,070% o menos.

Si: 0,30% o menos

El silicio tiene el efecto de suprimir la precipitación de un carburo a base de hierro, tal como cementita, en una estructura de material y de contribuir a la potenciación de la ductilidad y la expansibilidad de agujeros, pero cuando el contenido del mismo es excesivo se produce con facilidad una transformación de ferrita en una región de alta temperatura, y, en consecuencia, se precipita con facilidad un carburo que contiene Ti en la región de alta temperatura. La precipitación del carburo en la región de alta temperatura causa fácilmente variaciones en la cantidad de precipitación, dando lugar a que se produzca una variación material en resistencia, expansibilidad de agujeros y similares. Además, la precipitación del carburo en la región de alta temperatura disminuye la cantidad de C en solución sólida en el límite granular y hace que la resistencia al desconchado se deteriore. Tal fenómeno es notable cuando el contenido en Si supera el 0,30%. Por lo tanto, el contenido en Si es el 0,30% o menos, y preferiblemente el 0,10% o menos, y más preferiblemente el 0,08% o menos. No se especifica en particular un límite inferior del contenido en Si, pero, desde el punto de vista de la supresión de la incidencia de defectos en forma de escamas, como la cascarilla y la cascarilla ahusada, el contenido en Si es preferiblemente el 0,01% o más, y más preferiblemente el 0,03% o más.

Mn: 0,40% a 3,00%

El manganeso contribuye a la potenciación de la resistencia mediante endurecimiento por solubilización de la fase sólida y endurecimiento por temple. Además, el manganeso promueve una transformación en un estado de paraequilibrio a temperaturas relativamente bajas para facilitar la generación de granos que tienen una desorientación intragranular de 5° a 14°. Cuando el contenido en Mn es inferior al 0,40%, no pueden obtenerse suficientemente los efectos de la acción anteriormente descrita. Por lo tanto, el contenido en Mn es el 0,40% o más, preferiblemente el 0,50% o más, y más preferiblemente el 0,60% o más. Cuando el contenido en Mn supera el 3,00%, no solo se saturan los efectos por la acción anteriormente descrita, sino que también la templabilidad aumenta excesivamente y es difícil la formación de una excelente estructura continua de transformación de enfriamiento en la expansibilidad de agujeros. Por lo tanto, el contenido en Mn es el 3,00% o menos, y preferiblemente el 2,40% o menos, más preferiblemente el 2,00% o menos.

P: 0,100% o menos

El fósforo no es un elemento esencial y está contenido como impureza, por ejemplo, en el acero. El fósforo se segrega hasta el límite granular, y cuanto mayor es el contenido en P, menor es la tenacidad. Por lo tanto, es preferible un contenido en P tan bajo como sea posible. En particular, cuando el contenido en P supera el 0,100%, la disminución en forjabilidad y soldabilidad es notable. En consecuencia, el contenido en P es el 0,100% o menos. Desde el punto de vista de la potenciación de la expansibilidad de agujeros y la soldabilidad, el contenido en P es preferiblemente el 0,050% o menos, y más preferiblemente el 0,030% o menos. En la reducción del contenido en P se gastan tiempo y costes, y cuando se pretende una reducción hasta menos de un 0,005%, el tiempo y los costes aumentan notablemente. Por lo tanto, el contenido en P puede ser el 0,005% o más.

S: 0,030% o menos

El azufre no es un elemento esencial y está contenido, por ejemplo, como una impureza en la chapa de acero. El azufre causa una grieta en el laminado en caliente y genera una inclusión de tipo A que conduce a una disminución en la expansibilidad de agujeros. Por lo tanto, es preferible un contenido en S tan bajo como sea posible. En particular, cuando el contenido en S supera el 0,030%, los efectos adversos son notables. En consecuencia, el contenido en S es el 0,030% o menos. Desde el punto de vista de la potenciación en la expansibilidad de agujeros, el contenido en S es preferiblemente el 0,010% o menos, y más preferiblemente el 0,005% o menos. En la reducción del contenido en S se gastan tiempo y costes, y cuando se pretende una reducción hasta menos de un 0,001%, el tiempo y los costes aumentan notablemente. Por lo tanto, el contenido en S puede ser el 0,001% o más.

Al: 0,010% a 0,500%

El aluminio actúa como desoxidante en una etapa de fabricación del acero. Cuando el contenido en Al es inferior al 0,010%, no puede obtenerse suficientemente el anterior efecto. Por lo tanto, el contenido en Al es el 0,010% o más, y preferiblemente el 0,020% o más, y más preferiblemente 0,025% o más. Cuando el contenido en Al supera el 0,500%, se saturan los efectos por la acción anteriormente descrita, y el coste es innecesariamente alto. Por lo tanto, el contenido en Al es el 0,500% o menos. Cuando el contenido en Al supera el 0,100%, aumenta la inclusión no metálica y a veces se deterioran la ductilidad y la tenacidad. Por lo tanto, el contenido en Al es preferiblemente el 0,100% o menos, y más preferiblemente el 0,050% o menos.

N: 0,0100% o menos

El nitrógeno no es un elemento esencial y está contenido, por ejemplo, como una impureza en la chapa de acero. El nitrógeno se combina con Ti, Nb u otros formando nitruro. El nitruro se precipita a temperatura relativamente alta y se engrosa fácilmente y tiene la posibilidad de convertirse en el origen de una grieta en el proceso de expansión de agujeros. Además, el nitruro está presente preferiblemente en pequeñas cantidades para precipitar Nb y Ti como un carburo, según se describirá posteriormente. Por lo tanto, el contenido en N es el 0,0100% o menos. el contenido en N es preferiblemente el 0,0060% o menos, y más preferiblemente el 0,0040% o menos. En la reducción del contenido en N se gastan tiempo y costes, y cuando se pretende una reducción hasta menos de un 0,0010%, el tiempo y los costes aumentan notablemente. Por lo tanto, el contenido en N puede ser el 0,0010% o más.

Cr: 0,05% a 1,00%

El cromo suprime una transformación perlítica y controla el tamaño y la forma de la cementita por disolución sólida en la cementita para hacer posible mejorar la expansibilidad de agujeros. El cromo también experimenta una disolución sólida en un carburo que contiene Ti y aumenta la densidad numérica de un precipitado para aumentar el endurecimiento por precipitación. Cuando el contenido en Cr es inferior al 0,05%, no pueden obtenerse suficientemente los efectos de la acción anteriormente descrita. Por lo tanto, el contenido en Cr es el 0,05% o más, preferiblemente el 0,20% o más, y más preferiblemente el 0,40% o más. Cuando el contenido en Cr es superior al 1,00%, se saturan los efectos por la acción anteriormente descrita, y no solo el coste es innecesariamente alto, sino que también es notable la disminución en la tratabilidad de la conversión química. Por lo tanto, el contenido en Cr es 1,00% o menos.

Nb: 0,003% a 0,050%

El niobio se precipita finamente como un carburo en el enfriamiento después de la finalización del laminado o después del enrollamiento y potencia la resistencia mediante endurecimiento por precipitación. Además, el niobio forma carburo para fijar C, suprimiendo con ello la generación de cementita, que es dañina para la expansibilidad de agujeros. Cuando el contenido en Nb es inferior al 0,003%, no pueden obtenerse suficientemente los efectos de la acción anteriormente descrita. Por lo tanto, el contenido en Nb es el 0,003% o más, y preferiblemente el 0,005% o más, y más preferiblemente el 0,008% o más. Cuando el contenido en Nb supera el 0,050%, se saturan los efectos por la acción anteriormente descrita, y no solo el coste es innecesariamente alto, sino que también el aumento en el carburo precipitado disminuye la cantidad de C en solución sólida en el límite granular y, a veces, hace que se deteriore la resistencia al desconchado. Por lo tanto, el contenido en Nb es el 0,050% o menos, y preferiblemente el 0,040% o menos, y más preferiblemente el 0,020% o menos.

Ti: 0,003% a 0,200%

El titanio se precipita finamente como un carburo en el enfriamiento después de la finalización del laminado o después del enrollamiento y potencia la resistencia mediante endurecimiento por precipitación de forma similar al Nb. Además, el titanio forma carburo para fijar C, suprimiendo con ello la generación de cementita, que es dañina para la expansibilidad de agujeros. Cuando el contenido en Ti es inferior al 0,003%, no pueden obtenerse suficientemente los efectos de la acción anteriormente descrita. Por lo tanto, el contenido en Ti es el 0,003% o más, y preferiblemente el 0,010% o más, y más preferiblemente el 0,050% o más. Cuando el contenido en Ti supera el 0,200%, se saturan los efectos por la acción anteriormente descrita, y no solo el coste es innecesariamente alto, sino que también el aumento en el carburo precipitado disminuye la cantidad de C en solución sólida en el límite granular y, a veces, hace que se deteriore la resistencia al desconchado. Por lo tanto, el contenido en Ti es el 0,200% o menos, y preferiblemente el 0,170% o menos, y más preferiblemente el 0,150% o menos.

Cu, Ni, Mo, V, Ca, MTR y B no son elementos esenciales, pero son elementos opcionales que pueden estar debidamente contenidos hasta cantidades específicas en la chapa de acero laminada en caliente y en el lingote de acero o la palanquilla de acero.

Cu: 0,0% a 1,2%, Ni: 0,0% a 0,6%, Mo: 0,00% a 1,00%, V: 0,00% a 0,20%

El cobre, el níquel, el molibdeno y el vanadio tienen el efecto de potenciar la resistencia de la chapa de acero laminada en caliente mediante endurecimiento por precipitación o endurecimiento por solubilización de la fase sólida. En consecuencia, puede contener cobre, níquel, molibdeno o vanadio o cualquier combinación de los mismos. Para obtener los efectos suficientemente, el contenido en Cu es preferiblemente el 0,2% o más, el contenido en Ni es preferiblemente el 0,1% o más, el contenido en Mo es preferiblemente el 0,05% o más, y el contenido en V es preferiblemente el 0,02% o más. Sin embargo, cuando el contenido en Cu supera el 1,2%, el contenido en Ni supera el 0,6%, el contenido en Mo supera el 1,00%, o el contenido en V supera el 0,20%, se saturan los efectos por la acción anteriormente descrita, y el coste es innecesariamente alto. Por lo tanto, el contenido en Cu es el 1,2% o menos, el contenido en Ni es el 0,6% o menos, el contenido en Mo es el 1,00% o menos, y el contenido en V es 0,20% o menos. Así, el cobre, el níquel, el molibdeno y el vanadio son elementos opcionales, y preferiblemente se satisface “Cu: 0,2% a 1,2%”, “Ni: 0,1% a 0,6%”, “Mo: 0,05% a 1,00%”, o “V: 0,02% a 0,20%” o cualquier combinación de los mismos.

Ca: 0,0000% a 0,0050%, MTR: 0,0000% a 0,0200%

El calcio y los MTR son elementos que controlan la forma de la inclusión no metálica, que se convierte en el origen de una fracture y causa un deterioro de la forjabilidad, y mejoran la forjabilidad. En consecuencia, puede haber contenidos Ca o MTR, o ambos. Para obtener los efectos suficientemente, el contenido en Ca es preferiblemente el 0,0005% o más, y el contenido en MTR es preferiblemente el 0,0005% o más. Sin embargo, cuando el contenido en Ca supera el 0,0050% o el contenido en MTR supera el 0,0200%, se saturan los efectos por la acción anteriormente descrita, y el coste es innecesariamente alto. Por lo tanto, el contenido en Ca es el 0,0050% o menos, y el contenido en MTR es el 0,0200% o menos. Así, el calcio y los MTR son elementos opcionales, y preferiblemente se satisface “Ca: 0,0005% a 0,0050%” o “MTR: 0,0005% a 0,0200%”, o ambos. MTR representa elementos de 17 tipos en total de Sc, Y, y lantánidos, y el “contenido en MTR” significa el contenido de un total de estos 17 tipos de elementos.

B: 0,0000% a 0,0020%

El boro se segrega hasta el límite granular, y cuando B existe con C en solución sólida en el límite granular, B tiene el efecto de aumentar la resistencia del límite granular. El boro también tiene el efecto de potenciar la templabilidad y de facilitar la formación de la estructura continua de transformación de enfriamiento, que es una microestructura deseable para la expansibilidad de agujeros. En consecuencia, puede contenerse B. Para obtener los efectos suficientemente, el contenido en B es preferiblemente el 0,0002% o más, y más preferiblemente el 0,0010% o más. Sin embargo, cuando el contenido en B supera el 0,0020%, se producen grietas en el planchón. Por lo tanto, el contenido en B es el 0,0020% o menos. Así, el boro es un elemento opcional y preferiblemente se satisface “B: 0,0002% a 0,0020%”.

En la presente realización, se satisfacen las relaciones representadas por la Expresión 1 y la Expresión 2:

$$0,005 \text{ £ } [\mathrm{Si}]/[\mathrm{Cr}] \text{ £ } 2,000 \qquad \text{… Expresión 1}$$

$$0,5 \text{ £ } [\mathrm{Mn}]/[\mathrm{Cr}] \text{ £ } 20,0 \qquad \text{… Expresión 2}$$

(significando [Si], [Cr] y [Mn] en las Expresiones un contenido [% en masa] de cada uno de los elementos).

En la presente realización, es muy importante controlar la proporción de granos que tienen una desorientación intragranular de 5° a 14°, un tamaño y una cantidad de precipitación de un carburo compuesto de Ti y Cr, y un tamaño y una forma de la cementita. El comportamiento de precipitación del carburo compuesto de Ti y Cr y la cementita depende de equilibrio del contenido entre Si y Cr. Cuando la relación de los contenidos ([Si]/[Cr]) es inferior a 0,005, la templabilidad aumenta excesivamente, y disminuye la proporción de los granos que tienen una desorientación intragranular de 5° a 14° y el carburo compuesto de Ti y Cr no se precipita fácilmente en una región de baja temperatura. Por lo tanto, [Si]/[Cr] es 0,005 o más, preferiblemente 0,010 o más, y más preferiblemente 0,030 o más. Cuando la relación de los contenidos ([Si]/[Cr]) es mayor que 2,000, disminuye la proporción de los granos que tienen una desorientación intragranular de 5° a 14° y la precipitación del carburo compuesto de Ti y Cr en una región de alta temperatura causa la variación del material, y la cantidad de C en solución sólida disminuye y la resistencia al desconchado se deteriora. Además, cuando la relación de los contenidos ([Si]/[Cr]) es mayor que 2,000, se precipita cementita gruesa y se deteriora la expansibilidad de agujeros. Por lo tanto, [Si]/[Cr] es 2,000 o menos, preferiblemente 1,000 o menos, y más preferiblemente 0,800 o menos.

El manganeso y el cromo potencian la templabilidad y suprimen la transformación de ferrita a altas temperaturas, facilitando con ello la generación de granos que tienen una desorientación intragranular de 5° a 14° y suprimiendo la precipitación del carburo compuesto de Ti y Cr, dando lugar a una aportación a la estabilización del material. Por otro lado, los efectos del control de precipitación de la cementita y la potenciación de la templabilidad son diferentes entre el manganeso y el cromo. Cuando la relación de los contenidos ([Mn]/[Cr]) es inferior a 0,5, la templabilidad aumenta excesivamente, disminuye la proporción de los granos que tienen una desorientación intragranular de 5° a 14°, y la

precipitación del carburo compuesto de Ti y Cr no se produce fácilmente en una región de baja temperatura. Por lo tanto, [Mn]/[Cr] es 0,5 o más, preferiblemente 1,0 o más, y más preferiblemente 3,0 o más. Cuando la relación de contenidos ([Mn]/[Cr]) es mayor que 20,0, se hace difícil el control de la cementita en un tamaño y una forma específicos. Por lo tanto, [Mn]/[Cr] es 20,0 o menos, preferiblemente 10,0 o menos, y más preferiblemente 8,0 o menos.

A continuación se describirán las características de un grano en la chapa de acero laminada en caliente según la presente realización. En la chapa de acero laminada en caliente según esta realización, la proporción de granos que tienen una desorientación intragranular de 5° a 14° en todos los granos es el 20% o más por relación de área, cuando el grano se define como un área que está rodeada por un límite que tiene una desorientación de 15° o más y tiene un diámetro de círculo equivalente de 0,3 µm o más.

La proporción de los granos que tienen una desorientación intragranular de 5° a 14° en todos los granos puede medirse por el método siguiente. En primer lugar, la orientación cristalina de una región rectangular que tiene una longitud en la dirección del laminado (RD) de 200 µm y una longitud en la dirección normal (ND) de 100 µm en torno a una posición de 1/4 de profundidad (porción 1/4 t) de un grosor t de chapa desde la superficie de la chapa de acero en una sección transversal paralela a la dirección de laminado es analizada por un método de difracción de electrones por retrodispersión (EBSD) a intervalos de 0,2 µm, y se obtiene información de la orientación cristalina en esta región rectangular. En el método EBSD, la irradiación de una muestra inclinada un ángulo en un microscopio electrónico de barrido (SEM) con un haz de electrones, la fotografía de un patrón de Kikuchi formado por la retrodispersión con una cámara de gran sensibilidad y la realización de un procesamiento informatizado de imágenes permiten un análisis cuantitativo de una microestructura y de la orientación cristalina en una superficie de una muestra a granel. Este análisis EBSD se lleva a cabo a una velocidad entre 200 puntos/seg y 300 puntos/seg usando, por ejemplo, un microscopio electrónico de barrido de emisión de campo eléctrico térmico (JSM-7001F fabricado por JOEL Ltd.) y un analizador EBSD equipado con un detector EBSD (detector HIKARI fabricado por TSL Co., Ltd.). A continuación, definiéndose un grano como una región rodeada por un límite que tiene una desorientación de 15° o más y que tiene un diámetro de círculo equivalente de 0,3 µm o más a partir de la información obtenida de la orientación cristalina, se calcula la desorientación intragranular, y se obtiene la proporción de granos que tienen una desorientación intragranular de 5° a 14° en todos los granos. La proporción así obtenida es una fracción de área, y también es equivalente a una fracción de volumen. La “desorientación intragranular” significa “dispersión de la orientación del grano (GOS)”, que es la dispersión de la orientación en un grano. La desorientación intragranular se obtiene como un valor medio de la desorientación entre la orientación del cristal que tiene una base y orientaciones del cristal en todos los puntos de medición en el grano, según se describe también en el documento de KIMURA Hidehiko, WANG Yun, AKINIWA Yoshiaki, TANAKA Keisuke “Misorientation Analysis of Plastic Deformation of Stainless Steel by EBSD and X-ray Diffraction Methods”, Anales de la Asociación Japonesa de Ingenieros Mecánicos. A, Vol. 71, nº 712, 2005, pp. 1722-1728. Además, se usa una orientación obtenida promediando las orientaciones cristalinas en todos los puntos de medición en el grano como “base de orientación del cristal”. La desorientación intragranular puede ser calculada, por ejemplo, usando el soporte lógico “OIM Analysis™ Version 7.0.1” unido al analizador EBSD.

Se considera que la orientación cristalina en un grano tiene correlación con una densidad de dislocación incluida en el grano. Generalmente, un aumento en la densidad de dislocación en un grano produce una mejora en la resistencia a la vez que disminuye la forjabilidad. Sin embargo, los granos que tienen una desorientación intragranular de 5° a 14° pueden mejorar la resistencia sin disminuir la forjabilidad. Por lo tanto, en la chapa de acero laminada en caliente según la presente realización, la proporción de los granos que tienen una desorientación intragranular de 5° a 14° es del 20% o más. Un grano que tenga una desorientación intragranular de menos de 5° es difícil que aumente la resistencia, pese a su excelente forjabilidad, y un grano que tenga una desorientación intragranular de más de 14° no contribuye a la mejora de la abocardabilidad porque es diferente en la deformabilidad en el grano. Cuando la proporción de los granos que tienen una desorientación intragranular de 5° a 14° es inferior al 20% por relación de área, la abocardabilidad y la resistencia disminuyen, y no pueden obtener una abocardabilidad ni una resistencia excelentes. En consecuencia, la proporción es el 20% o más. Dado que los granos que tienen una desorientación intragranular de 5° a 14° son eficaces para mejorar la abocardabilidad en particular, no se especifica en particular un límite superior de la proporción.

A continuación se describirá la microestructura de la chapa de acero laminada en caliente según la presente realización. La chapa de acero laminada en caliente según la presente realización preferiblemente tiene una microestructura representada por una relación en volumen de la cementita: 1,0% o menos, un diámetro medio del grano de cementita: 2,00 µm o menos, una concentración del Cr contenido en la cementita: 0,5% en masa a 40,0% en masa, una proporción de la cementita que tiene un diámetro de grano de 0,5 µm o menos y una relación de aspecto de 5 o menos en toda la cementita: 60% en volumen o más, un diámetro medio de grano de un carburo compuesto de Ti y Cr: 10,0 nm o menos, y una densidad numérica de un carburo compuesto de Ti y Cr: $1,0 \times 10^{13}/mm^3$ o más.

Relación de volumen de cementita: 1,0% o menos, diámetro medio del grano de cementita: 2,00 µm o menos)

La forjabilidad de abocardado y la forjabilidad de desbarbado representadas por una relación de expansión de agujeros se ven afectadas por un rechupe, que se convierte en el origen de una grieta que se produce en un proceso de troquelado o un proceso de corte. El rechupe se produce con facilidad en una posición en la que la diferencia de dureza es grande en una estructura metálica, y, en particular, cuando hay cementita incluida, el grano de la matriz es sometido a una concentración excesiva de tensiones en una superficie de contacto entre la cementita y la matriz y el

rechupe se produce ahí. Cuando la relación de volumen de la cementita supera el 1,0%, la expansibilidad de agujeros se deteriora fácilmente. Además, cuando el diámetro medio del grano de cementita es más de 2,00 µm, la expansibilidad de agujeros se deteriora fácilmente. Por lo tanto, la relación de volumen de la cementita es el 1,0% o menos, y el diámetro medio del grano de cementita es 2,00 µm o menos. Los límites inferiores de la relación de volumen y el diámetro medio del grano de cementita no son especificados en particular.

Concentración del Cr contenido en la cementita: 0,5% en masa a 40,0% en masa

El cromo tiene una disolución sólida en la cementita y controla el tamaño y la forma de la cementita. Cuando la concentración del Cr contenido en la cementita es el 0,5% en masa o más, la cementita se vuelve relativamente pequeña para un grano de matriz, y la anisotropía con respecto a la deformación es pequeña. En consecuencia, dado que la tensión no se concentra dinámicamente con facilidad y el rechupe que acompaña a la concentración de tensiones no se produce fácilmente, la expansibilidad de agujeros mejora. Por lo tanto, la concentración del Cr contenido en la cementita es el 0,5% en masa o más. Cuando la concentración del Cr contenido en la cementita supera el 40,0% en masa, a veces se hace que se deterioren la expansibilidad de agujeros y la resistencia al desconchado. Por lo tanto, la concentración del Cr contenido en la cementita es el 40,0% en masa o menos.

Proporción de la cementita que tiene un diámetro de grano de 0,5 µm o menos y una relación de aspecto de 5 o menos en toda la cementita: 60% en volumen o más

Cuando la proporción de la cementita que tiene un diámetro de grano de 0,5 µm o menos y la relación de aspecto de 5 o menos en toda la cementita es el 60% en volumen o más, la cementita se vuelve relativamente pequeña para el grano de la matriz, y la anisotropía con respecto a la deformación es pequeña. En consecuencia, dado que la tensión no se concentra dinámicamente con facilidad y el rechupe que acompaña a la concentración de tensiones no se produce fácilmente, la expansibilidad de agujeros mejora. Por lo tanto, la proporción es el 60% en volumen o más. La proporción también puede ser considerada como una proporción del volumen total de la cementita que tiene un diámetro de grano de 0,5 µm o menos y una relación de aspecto de 5 o menos con respecto al volumen total de toda la cementita.

Aquí se describirá un método de medición de la relación de volumen, del diámetro del grano, y de la relación de aspecto de la cementita, y de la concentración del Cr contenido en la cementita. En primer lugar, se prepara una muestra para un microscopio electrónico de transmisión a partir de una posición de 1/4 de profundidad (porción 1/4 t) de un grosor t de chapa desde la superficie de la chapa de acero de un pieza de prueba cortada de una posición de 1/4 W o de una posición de 3/4 W de la anchura de chapa de una chapa de acero de un material de muestra. A continuación, se observa la muestra para el microscopio electrónico de transmisión a una tensión de aceleración de 200 kV usando un microscopio electrónico de transmisión, y se especifica la cementita a partir de un patrón de difracción de la misma. Posteriormente, se mide la concentración del Cr contenido en la cementita usando un espectrómetro de energía de rayos X dispersivos unido al microscopio electrónico de transmisión. Además, se realiza una observación de diez campos de visión arbitrarios con un aumento de 5000 veces para obtener una imagen de los mismos. A continuación, se obtienen a partir de esta imagen, usando un soporte lógico de análisis de imágenes, la relación de volumen, el diámetro del grano y la relación de aspecto de cada cementita y, además, se obtiene la proporción de la cementita que tiene un diámetro de grano de 0,5 µm o menos y la relación de aspecto de 5 o menos en toda la cementita. La proporción obtenida por este método es una proporción (fracción de área) de un área en una superficie de observación, y la proporción del área es equivalente a una proporción de volumen. Cuando la relación de volumen y el diámetro de grano de la cementita se miden por este método, el límite de medición de la relación de volumen es aproximadamente el 0,01%, y el límite de medición del diámetro del grano es aproximadamente 0,02 µm. Puede usarse como soporte lógico de procesamiento de imágenes, por ejemplo, “Image-Pro” creado por Media Cybernetics Inc., EE. UU.

Diámetro medio del grano de un carburo compuesto de Ti y Cr: 10,0 nm o menos, densidad numérica de un carburo compuesto de Ti y Cr: $1,0 \times 10^{13}/mm^3$ o más

El carburo compuesto de Ti y Cr contribuye al endurecimiento por precipitación. Sin embargo, cuando el diámetro medio del grano de este carburo compuesto es mayor que 10,0 nm, a veces no puede obtenerse suficientemente el efecto del endurecimiento por precipitación. Por lo tanto, el diámetro medio de grano de este carburo compuesto es 10,0 nm o menos, y más preferiblemente 7,0 nm o menos. No se especifica en particular un límite inferior del diámetro medio de grano de este carburo compuesto, pero cuando el diámetro medio del grano es menor de 0,5 nm, el mecanismo de endurecimiento por precipitación pasa de un mecanismo de Orowan a un mecanismo de corte, y existe la posibilidad de que no pueda obtener el efecto de endurecimiento deseable por precipitación. Por lo tanto, el diámetro medio de grano de este carburo compuesto es preferiblemente 0,5 nm o más. Además, cuando la densidad numérica de este carburo compuesto es inferior a $1,0 \times 10^{13}/mm^3$, no puede obtenerse un efecto suficiente de endurecimiento por precipitación y a veces no puede obtener la deseada resistencia a la tracción (TS) a la vez que garanticen la ductilidad, la expansibilidad de agujeros y la resistencia al desconchado. Por lo tanto, la densidad numérica de este carburo compuesto es $1,0 \times 10^{13}/mm^3$ o más, y preferiblemente $5,0 \times 10^{13}/mm^3$ o más.

El cromo tiene una disolución sólida en TiC y tiene el efecto de controlar la forma del carburo compuesto y de aumentar la densidad numérica. Cuando la cantidad de la solución sólida de Cr en el carburo compuesto es inferior al 2,0% en

masa, a veces no puede obtenerse suficientemente este efecto. Por lo tanto, la cantidad de solución sólida es preferiblemente el 2,0% en masa o más. Cuando la cantidad de solución sólida supera el 30,0% en masa, se genera un carburo compuesto grueso y a veces no puede obtenerse un endurecimiento suficiente por precipitación. Por lo tanto, esta cantidad de solución sólida es preferiblemente un 30,0% en masa o menos.

Aquí se describirá un método de medición del diámetro del grano y de la densidad numérica del carburo compuesto, y de la concentración (cantidad de solución sólida) del Cr contenido en el carburo compuesto. En primer lugar, se prepara una muestra en forma de aguja a partir de un material de muestra mediante corte y electropulido. En este momento, puede utilizarse con el electropulido, según sea necesario, un fresado por haz concentrado de iones. A continuación, se obtiene una imagen de la distribución tridimensional de un carburo compuesto a partir de la muestra en forma de aguja mediante un método de medición tridimensional con sonda atómica. El método de medición tridimensional con sonda atómica permite que los datos integrados sean restaurados y obtenidos como la imagen de distribución tridimensional de átomos reales en el espacio real. En una medición del diámetro de un grano del carburo compuesto, se halla el diámetro cuando el carburo compuesto es considerado como un cuerpo esférico a partir del número de átomos constitutivos y de una constante reticular del carburo compuesto de un objeto de observación, y se lo considera el diámetro del grano del carburo compuesto. Entonces, solo se considera a un carburo compuesto que tiene un diámetro de grano de 0,5 nm o más como un objeto para medir el diámetro medio de grano y la densidad numérica. A continuación, se obtiene la densidad numérica del carburo compuesto a partir del volumen de la imagen de distribución tridimensional del carburo compuesto y del número de carburos compuestos. Se miden los diámetros de 30 o más carburos compuestos arbitrarios, y se considera al valor medio de los mismos como el diámetro medio de grano del carburo compuesto. Se mide el número de átomos de Ti y Cr en el carburo compuesto para obtener la concentración del Cr contenido en el carburo compuesto a partir de la relación entre ambos números. Al obtener la concentración de Cr, puede encontrarse el valor medio de 30 o más carburos compuestos arbitrarios.

La microestructura de la matriz de la chapa de acero laminada en caliente según la presente realización no está limitada en particular, pero es preferiblemente una estructura continua de transformación de enfriamiento (Zw) para obtener una expansibilidad de agujeros más excelente. La microestructura de la matriz puede incluir ferrita poligonal (PF) que tenga una relación de volumen del 20% o menos. Cuando la ferrita poligonal que tiene una relación de volumen del 20% o menos está incluida, la forjabilidad tal como la expansibilidad de agujeros y la ductilidad, representada por un alargamiento uniforme, pueden equilibrarse mutuamente con mayor seguridad. La relación de volumen de la microestructura es equivalente a una fracción de área en el campo de vista de la medición.

Aquí, la estructura continua de transformación de enfriamiento (Zw) significa una estructura de transformación que se encuentra en una fase intermedia entre una microestructura que incluye ferrita poligonal o perlita, generada por un mecanismo de difusión, y martensita, generada por un mecanismo de corte sin difusión mencionado en Bainite Research Committee, Society on Basic Research, colección The Iron and Steel Institute of Japan; Recent Research on the Bainite Structure of Low Carbon Steel and its Transformation Behavior-Final Report of the Bainite Research committee-(The Iron and Steel Institute of Japan, 1994) (en lo sucesivo, a veces objeto de referencia). La estructura continua de transformación de enfriamiento (Zw) está constituida principalmente por ferrita bainítica (α°B), ferrita bainítica granular (αB) y ferrita cuasipoligonal (αq) e incluye, además, una pequeña cantidad de austenita retenida (γr) y martensita-austenita (MA), según se menciona en las páginas 125 a 127 de la referencia como una estructura observable en microscopio óptico. La ferrita cuasipoligonal, cuya estructura interna no parece por ataque ácido similar a la de la ferrita poligonal, pero cuya forma es acicular, es una estructura que se distingue claramente de la ferrita poligonal. Cuando lq denota la longitud circunferencial de un grano diana y dq denota el diámetro del círculo equivalente del mismo, puede considerarse como ferrita cuasipoligonal a un gran en el cual una relación (lq/dq) entre los mismos sea 3,5 o más. La estructura continua de transformación de enfriamiento (Zw) incluye una o más de ferrita bainítica, ferrita bainítica granular, ferrita cuasipoligonal, austenita retenida y martensita-austenita. La cantidad total de la austenita retenida y la martensita-austenita es preferiblemente un 3% en volumen o menos.

Aquí se describirá un método de discernimiento de la estructura continua de transformación de enfriamiento (Zw). En general, la estructura continua de transformación de enfriamiento (Zw) puede ser discernida mediante observación con microscopio óptico mediante ataque ácido usando un reactivo de Nital. Cuando el discernimiento mediante observación con microscopio óptico es difícil, el discernimiento puede realizarse por el método EBSD. En el discernimiento de la estructura continua de transformación de enfriamiento (Zw), la susceptible de ser discernida mediante una imagen sometida a correlación, siendo 15° la desorientación de cada paquete de la misma, puede ser definida por pura conveniencia como la estructura continua de transformación de enfriamiento (Zw).

La chapa de acero laminada en caliente según la presente realización puede ser obtenida por un método de fabricación que incluya, por ejemplo, tal etapa de laminado en caliente y una etapa de enfriamiento, según se describe posteriormente.

El lingote de acero o la palanquilla de acero puede prepararse por cualquier método. Por ejemplo, llevando a cabo la fundición usando un alto horno, un convertidor, un horno eléctrico o similares, y realizando un ajuste de los componentes para que pueda obtenerse la composición química anteriormente descrita en diversos refinados secundarios, para llevar a cabo la colada. Como colada, además de la colada continua normal o la colada por un método de lingotes, puede llevarse a cabo una colada de planchón fino o similar. En el material puede usarse chatarra. Además, cuando se obtiene planchón por colada continua, el planchón colado a alta temperatura puede ser enviado tal cual a un tren

de laminación en caliente o puede ser recalentado en un horno de calentamiento después de enfriarse hasta la temperatura ambiente y ser sometido a laminado en caliente.

A propósito de la etapa de laminado en caliente

En la etapa de laminado en caliente, se produce una chapa de acero laminada en caliente calentando un lingote de acero o palanquilla de acero que tiene los componentes químicos anteriormente descritos y llevando a cabo el laminado en caliente. La temperatura de calentamiento del lingote de acero o de la palanquilla de acero (temperatura de calentamiento del planchón) es preferiblemente una temperatura SRT_{min}°C representada por la Expresión 3 o más hasta 1260°C o menos.

$$SRT_{min} = 7000 / \left\{ 2,75 - \log\left([Ti] \times [C] \right) \right\} - 273 \qquad \text{… Expresión 3}$$

Aquí, en la Expresión 3, tanto [Ti] como [C] denotan el contenido de cada uno de los elementos en masa porcentual.

La chapa de acero laminada en caliente según la presente realización contiene Ti. Cuando la temperatura de calentamiento del planchón es inferior a SRT_{min}°C, el titanio no se introduce suficientemente en la solución. Cuando el titanio no se introduce suficientemente en la solución al calentar un planchón, se hace difícil que el TI se precipite finamente como un carburo y potencia la resistencia del acero mediante endurecimiento por precipitación. Además, se hace difícil obtener un efecto de supresión de la generación de cementita dañina para la expansibilidad de agujeros fijando el C con la generación de un carburo de Ti. Por otro lado, cuando la temperatura de calentamiento en una etapa de calentamiento de planchón supera los 1260°C, el rendimiento se reduce por el descascarillado. Por lo tanto, la temperatura de calentamiento es preferiblemente SRT_{min}°C o más hasta 1260°C o menos.

Después del calentamiento del planchón de SRT_{min}°C o más hasta 1260°C o menos, se lleva a cabo el desbastado sin una espera particular. Cuando la temperatura de acabado del desbastado es inferior a 1050°C, un carburo de Nb y un carburo compuesto de Ti y Cr se precipitan en la austenita de forma gruesa, haciendo con ello que la forjabilidad de la chapa de acero se deteriore. Además, aumenta la resistencia a la deformación en caliente en el desbastado, y existe la posibilidad de dificultar la operación del desbastado. Por lo tanto, la temperatura de acabado del desbastado es 1050°C o más. El límite superior de la temperatura de acabado no se especifica en particular, pero es preferiblemente 1150°C. Ello se debe a que, cuando la temperatura de acabado supera los 1150°C, la cascarilla secundaria generada en el desbastado aumenta demasiado y a veces se vuelve difícil eliminar la cascarilla en el descascarillado o acabado de laminación que ha de llevarse a cabo posteriormente. Cuando el grado de reducción acumulada del desbastado es inferior al 40%, es imposible destruir suficientemente una estructura de solidificación en la colada y hacer la estructura cristalina equiaxial, lo que inhibe la forjabilidad de la chapa de acero. Por lo tanto, el grado de reducción acumulada del desbastado es 40% o más.

Varias barras de hierro crudo obtenidas por el desbastado pueden unirse entre sí antes del acabado de laminación para efectuar un laminado sin fin en el acabado de laminación. En este caso, las barras de hierro crudo pueden enrollarse en forma de bobina, almacenarse en una cubierta que tenga una función termoaislante según sea necesario y ser enrollado nuevamente, efectuando la unión posteriormente.

Entre un tren de desbaste usado para el desbastado y un tren de acabado usado para el acabado de laminación, o entre las respectivas cajas del tren de acabado, la barra de hierro crudo puede ser calentada usando un aparato calentador capaz de controlar las variaciones de temperatura en una dirección de laminado, una dirección a lo ancho de la chapa y una dirección en el sentido del grosor de la chapa de la barra de hierro crudo. A modo de aparato calentador, pueden citarse de forma diversa el calentamiento por gas, calentamiento por energización, el calentamiento por inducción y similares. Realizar tal calentamiento hace posible controlar la temperatura en la dirección de laminado, la dirección a lo ancho de la chapa y la dirección en el sentido del grosor de la chapa de la barra de hierro crudo en pequeñas variaciones en el laminado en caliente.

Para controlar la proporción de granos que tienen una desorientación intragranular de 5° a 14° en un 20% o más, la deformación acumulada en las tres últimas etapas del acabado de laminación es preferiblemente 0,5 a 0,6 y, sobre esa base, el enfriamiento se lleva a cabo preferiblemente en la condición posteriormente descrita. Esto es debido a que los granos que tienen una desorientación intragranular de 5° a 14° son generados por transformación en un estado de paraequilibrio a temperaturas relativamente bajas, de modo que el control de una densidad de dislocación de la austenita antes de la transformación hasta cierto intervalo y el control de la velocidad de enfriamiento posteriormente hasta cierto intervalo permiten la promoción de la generación de estos granos. Es decir, dado que el control de la deformación acumulada en las tres últimas etapas del acabado de laminación y el enfriamiento posterior permiten el control de una frecuencia de nucleación de los granos que tienen una desorientación intragranular de 5° a 14° y de una velocidad de crecimiento posteriormente, también es posible, en consecuencia, controlar la proporción de estos granos. Más específicamente, la densidad de dislocación de la austenita introducida por el acabado de laminación está relacionada con la frecuencia de nucleación, y la velocidad de enfriamiento después del laminado está relacionada con la velocidad de crecimiento.

Cuando la deformación acumulada en las tres últimas etapas del acabado de laminación es inferior a 0,5, la densidad de dislocación de la austenita que ha de ser introducida no es suficiente, y la proporción de los granos que tienen una

desorientación intragranular de 5° a 14° se vuelve inferior al 20%. En consecuencia, esta deformación acumulada es 0,5 o más. Por otro lado, cuando la deformación acumulada en las tres últimas etapas del acabado de laminación es superior a 0,6, se produce la recristalización de la austenita durante el acabado de laminación y disminuye la densidad de dislocación almacenada en la transformación. También en este caso, la proporción de los granos que tienen una desorientación intragranular de 5° a 14° se vuelve inferior al 20%. En consecuencia, esta deformación acumulada es 0,6 o menos.

La deformación acumulada (ε_{ef}) en las tres últimas etapas del acabado de laminación, aquí descrita, puede hallarse por la Expresión 4.

$$e_{ef} = \sum e_i(t,T) \qquad \text{… Expresión 4}$$

Aquí,

$$e_i(t,T) = e_{i0} \Big/ \exp\left\{ \left(t/t_R \right)^{2/3} \right\},$$
$$t_R = t_0 \times \exp(\mathrm{Q/RT}),$$
$$t_0 = 8,46 \times 10^{-6},$$
$$\mathrm{Q} = 183200\,\mathrm{J},$$
$$\mathrm{R} = 8,314\,\mathrm{J/K \times mol},$$

ε_{i0} denota la deformación logarítmica en la reducción, t denota el tiempo acumulado hasta inmediatamente antes del enfriamiento en las etapas, y T denota una temperatura de laminado en las etapas.

La temperatura de acabado (temperatura del laminado de acabado) del acabado de laminación es la temperatura Ar3 o más. Cuando la temperatura del acabado de laminación es inferior a la temperatura Ar3, la densidad de dislocación de la austenita antes de la transformación aumenta excesivamente, y se vuelve difícil controlar la proporción de los granos que tienen una desorientación intragranular de 5° a 14° en un 20% o más.

El acabado de laminación se lleva a cabo preferiblemente usando un tren tándem, en el cual hay varios trenes de laminado dispuestos linealmente y que lleva a cabo un laminado continuo en una sola dirección para obtener un grosor predeterminado. Cuando el acabado de laminación se lleva a cabo usando el tren tándem, la temperatura de la chapa de acero en el acabado de laminación es controlada preferiblemente para que esté en un intervalo de Ar3 o más a Ar3 + 150°C o menos efectuado el enfriamiento (enfriamiento entre cajas) entre tren de laminado y tren de laminado. Una temperatura de la chapa de acero en el acabado de laminación que supere Ar3 + 150°C causa diámetros de grano demasiado grandes, por lo que existe la inquietud de que se deteriore la tenacidad. Llevar a cabo el enfriamiento entre cajas en tal condición como la anteriormente descrita facilita la limitación del intervalo de la densidad de dislocación de la austenita antes de la transformación y el control de la proporción de los granos que tienen una desorientación intragranular de 5° a 14° in 20% o más.

La temperatura Ar3 se calcula mediante la Expresión 5 considerando el efecto sobre la temperatura de transformación debido a la reducción en función de los componentes químicos de la chapa de acero.

$$\begin{aligned} &\text{Temperatura Ar3 (°C)} = 970 - 325 \times [\mathrm{C}] + 33 \times [\mathrm{Si}] + \\ &287 \times [\mathrm{P}] + 40 \times [\mathrm{Al}] - 92 \times ([\mathrm{Mn}] + [\mathrm{Mo}] + [\mathrm{Cu}]) - \\ &46 \times ([\mathrm{Cr}] + [\mathrm{Ni}]) \end{aligned} \qquad \text{… Expresión 5}$$

Aquí, [C], [Si], [P], [Al], [Mn], [Mo], [Cu], [Cr] y [Ni] denotan el contenido (masa porcentual) de C, Si, P, Al, Mn, Mo, Cu, Cr y Ni, respectivamente. Un elemento que no esté contenido se calcula como 0%.

Además, en el acabado de laminación, se satisface preferiblemente la Expresión 6.

$$\frac{0,018[\mathrm{Nb}] + 0,01[\mathrm{Ti}]}{\exp\left(\frac{-6080}{T+273}\right)} \le t \le \frac{0,054[\mathrm{Nb}] + 0,07[\mathrm{Ti}]}{\exp\left(\frac{-6080}{T+273}\right)} \qquad \text{… Expresión 6}$$

Aquí, [Nb] y [Ti] denotan, respectivamente, el contenido de Nb y Ti en masa porcentual, y t denota un tiempo (seg) desde la finalización del laminado en una etapa inmediatamente anterior a la última etapa hasta el comienzo del laminado en la última etapa, y T denota una temperatura (°C) de finalización del laminado en la etapa inmediatamente anterior a la última etapa.

Cuando se satisface la expresión anteriormente descrita, desde la finalización del laminado en la etapa inmediatamente anterior a la última etapa hasta el comienzo del laminado en la última etapa, se promueve la recristalización de

la austenita y se inhibe el crecimiento del grano de la austenita. Por lo tanto, se realiza una miniaturización de los granos de austenita recristalizados durante el laminado, y esto facilita la obtención de una microestructura adecuada para la ductilidad y la expansibilidad de agujeros.

A propósito de la etapa de enfriamiento

En la chapa de acero laminada en caliente se lleva a cabo un enfriamiento después del laminado en caliente. En la etapa de enfriamiento es deseable efectuar un enfriamiento de la chapa de acero laminada en caliente en el cual el laminado en caliente se complete (primer enfriamiento) a una velocidad media de enfriamiento de más de 15°C/seg hasta una zona de temperatura de 500°C a 650°C, y, a continuación, llevar a cabo el enfriamiento de la chapa de acero anteriormente descrita (segundo enfriamiento) a condición de que la velocidad media de enfriamiento hasta 450°C esté entre 0,008°C/seg y 1,000°C/seg.

Primer enfriamiento

En un primer enfriamiento, se producen una transformación de fase a partir de la austenita y un conflicto entre la nucleación por precipitación de la cementita y la nucleación por precipitación de un carburo de Nb y un carburo compuesto de Ti y Cr. A continuación, cuando la velocidad media de enfriamiento en el primer enfriamiento es 15°C/seg o menos, se vuelve difícil controlar la proporción de los granos que tienen una desorientación intragranular de 5° a 14° en un 20% o más, y, dado que tiene prioridad la generación de un núcleo de precipitación, la cementita crece en el seguido enfriamiento posterior y la expansibilidad de agujeros se deteriora. Por lo tanto, la velocidad media de enfriamiento es superior a 15°C/seg. No se especifica en particular un límite superior de la velocidad media de enfriamiento, pero, desde el punto de vista de evitar que una chapa se pandee debido a la deformación térmica, la velocidad media de enfriamiento es preferiblemente 300°C/seg o menos. Además, cuando el enfriamiento a más de 15°C/seg es detenido a más de 650°C, se vuelve difícil controlar la proporción de los granos que tienen una desorientación intragranular de 5° a 14° en un 20% o más y la cementita se produce fácilmente debido a la escasez de enfriamiento, por lo que no puede obtenerse la microestructura deseada. Por lo tanto, este enfriamiento se lleva a cabo hasta 650°C o menos. Cuando el enfriamiento a 15°C/seg se realiza hasta menos de 500°C, no se produce una precipitación suficiente posteriormente en el segundo enfriamiento, por lo que se vuelve difícil obtener el efecto del endurecimiento por precipitación. Por lo tanto, es enfriamiento se detiene a una temperatura de 500°C o más.

Segundo enfriamiento

Después del primer enfriamiento, la chapa de acero es enfriada a condición de que la velocidad media de enfriamiento hasta 450°C esté entre 0,008°C/seg y 1,000°C/seg. La temperatura de la chapa de acero disminuye durante el segundo enfriamiento, y mientras la temperatura alcanza 450°C, se promueve la generación de granos que tienen una desorientación intragranular de 5° a 14° y se precipitan y crecen la cementita, el carburo de Nb y el carburo compuesto de Ti y Cr. Cuando la velocidad media de enfriamiento hasta 450°C es inferior a 0,008°C/seg, la proporción de los granos que tienen una desorientación intragranular de 5° a 14° disminuye y el carburo de Nb y el carburo compuesto de Ti y Cr crecen excesivamente, por lo que se vuelve difícil obtener el efecto del endurecimiento por precipitación. Por lo tanto, esta velocidad media de enfriamiento es 0,008°C/seg o más. Cuando esta velocidad media de enfriamiento supera 1,000°C/seg, la proporción de los granos que tienen una desorientación intragranular de 5° a 14° disminuye y se provoca una escasez de precipitación del carburo de Nb y del carburo compuesto de Ti y Cr, por lo que se vuelve difícil obtener el efecto del endurecimiento por precipitación. Por lo tanto, esta velocidad media de enfriamiento es 1,000°C/seg o menos. Después del segundo enfriamiento, el enfriamiento puede realizarse libremente. Es decir, siempre y cuando sea posible contar con una microestructura y una composición química específicas, después del segundo enfriamiento, el enfriamiento puede llevarse a cabo hasta la temperatura ambiente mediante enfriamiento por agua o enfriamiento por aire, o el enfriamiento se puede llevar a cabo hasta la temperatura ambiente después de llevar a cabo un tratamiento superficial como la galvanización.

La chapa de acero laminada en caliente según la presente realización puede ser obtenida según se ha descrito anteriormente.

Es preferible llevar a cabo una laminación de pasada superficial de la chapa de acero laminada en caliente obtenida con un grado de reducción del 0,1% al 2,0%. Esto se debe a que la laminación de pasada superficial permite que la ductilidad mejore por una corrección de la forma de la chapa de acero laminada en caliente y una introducción de dislocación móvil. Además, es preferible realizar un decapado de la chapa de acero laminada en caliente obtenida. Esto se debe a que el decapado permite la eliminación de cascarilla fijada a una superficie de la chapa de acero laminada en caliente. Después del decapado, se puede llevar a cabo la laminación de pasada superficial con un grado de reducción del 10,0% o menos y puede realizarse un laminado en frío con un grado de reducción de hasta aproximadamente un 40%. La anterior laminación de pasada superficial o laminación en frío se puede llevar a cabo en línea o fuera de línea.

Además, en la chapa de acero laminada en caliente según la presente realización, puede llevarse a cabo un tratamiento térmico en una línea de inmersión en caliente después del laminado en caliente o después del enfriamiento; además, puede realizarse un tratamiento superficial adicional de la chapa de acero laminada en caliente. El recubrimiento en la línea de inmersión en caliente mejora la resistencia a la corrosión de la chapa de acero laminada en

caliente.

Cuando se galvaniza la chapa de acero laminada en caliente después del decapado, la chapa de acero laminada en caliente obtenida puede ser sumergida en un baño galvanizante y puede llevarse a cabo un tratamiento de aleación. Llevar a cabo el tratamiento de aleación mejora la resistencia a la soldadura en diversas soldaduras como la soldadura por puntos, además de mejorar la resistencia a la corrosión en la chapa de acero laminada en caliente.

El grosor de la chapa de acero laminada en caliente es, por ejemplo, 12 mm o menos. La chapa de acero laminada en caliente preferiblemente tiene una resistencia a la tracción de 500 MPa o más, y más preferiblemente tiene una resistencia a la tracción de 780 MPa o más. En cuanto a la expansibilidad de agujeros, en un método de ensayo de expansión de agujeros del estándar JFS T 1001-1996 de la Federación Japonesa del Hierro y el Acero, puede obtenerse preferiblemente una relación de expansión de agujeros del 150% o más para una chapa de acero de clase 500 MPa, y puede obtenerse preferiblemente una relación de expansión de agujeros del 80% o más para una chapa de acero con una resistencia a la tracción de 780 MPa o más.

Según la presente realización, dado que la proporción de los granos que tienen una desorientación intragranular de 5° a 14°, el contenido en Cr, la relación de volumen de la cementita y otros son apropiados, pueden obtenerse una excelente resistencia al desconchado y una excelente expansibilidad de agujeros.

Debería observarse que las anteriores realizaciones meramente ilustran ejemplos concretos de implementación de la presente invención, y que no ha de interpretarse el alcance técnico de la presente invención de manera restrictiva por estas realizaciones. Es decir, la presente invención se define en las reivindicaciones adjuntas. Por ejemplo, se considera que incluso una chapa de acero laminada en caliente producida por otro método se encuentra en el ámbito de las realizaciones siempre y cuando la chapa de acero laminada en caliente obtenida por tal método se encuentre dentro de la definición de chapa de acero laminada en caliente proporcionada en las reivindicaciones.

Ejemplo

A continuación se describirán ejemplos de la presente invención. Las condiciones en los ejemplos son ejemplos de condición empleados para confirmar la aplicabilidad y los efectos de la presente invención, y la presente invención no está limitada a estos ejemplos.

Primer experimento

En un primer experimento, se fundieron lingotes de acero con una masa de 300 kg que tienen las composiciones químicas presentadas en la Tabla 1 en un horno de alta frecuencia de fusión al vacío, para obtener palanquillas de acero con un grosor de 70 mm mediante un tren de laminado para el ensayo. El resto de los lingotes de acero es Fe e impurezas. A continuación, se calentaron estas palanquillas de acero hasta una temperatura predeterminada y se laminaron en caliente mediante un tren tándem de pequeño tamaño para ensayo para obtener chapas de acero con un grosor entre 2,0 mm y 3,6 mm. Después de finalizar la laminación en caliente, las chapas de acero fueron enfriadas hasta una temperatura predeterminada que imitaba una temperatura de enrollado, cargadas en un horno reglado a esta temperatura y enfriadas hasta 450°C a una velocidad predeterminada de enfriamiento. Posteriormente, se llevó a cabo el enfriamiento en horno para obtener chapas de acero laminadas en caliente. La Tabla 2 presenta estas condiciones. Además, en cuanto a algunas de las chapas de acero laminadas en caliente, posteriormente se llevó a cabo un decapado, se llevó a cabo una inmersión en baño de recubrimiento, y, además, se llevó a cabo un tratamiento de aleación. La Tabla 2 también presenta la presencia/ausencia de la inmersión en el baño de recubrimiento y la presencia/ausencia del tratamiento de aleación. En la inmersión en el baño de recubrimiento, se llevó a cabo una inmersión en un baño de Zn de 430°C a 460°C y la temperatura para el tratamiento de aleación se fijó entre 500°C y 600°C. Cada una de las columnas en blanco en la Tabla 1 indica que el contenido del elemento está por debajo del límite de detección, y el resto es Fe e impurezas. Los subrayados en la Tabla 1 o en la Tabla 2 indican que los valores numéricos de las mismas se desvían de un intervalo de la presente invención.

La Tabla 2 indica que “la temperatura de laminado antes de la última pasada única” es una temperatura de finalización del laminado en una etapa inmediatamente anterior a la última etapa, “tiempo entre pasadas” es un periodo de tiempo desde la finalización del laminado en la etapa inmediatamente anterior a la última etapa hasta el comienzo del laminado en la última etapa, y “temperatura de acabado” es una temperatura de finalización del laminado en la última etapa.

Tabla 1

TIPO DE ACERO	COMPOSICIÓN QUÍMICA (% EN MASA)																	[Si]/[Cr]	[Mn]/[Cr]	Ar3 (°C)	OBSERVACIONES
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Cr	Nb	Ti	Cu	Ni	V	Ca	Mo	MTR	B				
A	0,045	0,05	1,48	0,008	0,003	0,05	0,0028	0,22	0,015	0,102								0,227	6,7	815	EJEMPLO DE LA INVENCIÓN
B	0,082	0,04	1,56	0,010	0,003	0,04	0,0027	0,38	0,014	0,098								0,105	4,1	795	EJEMPLO DE LA INVENCIÓN
C	0,048	0,01	0,61	0,015	0,004	0,29	0,0033	0,37	0,004	0,051								0,027	1,8	898	EJEMPLO DE LA INVENCIÓN
D	0,003	0,05	1,35	0,012	0,005	0,03	0,0035	0,42	0,012	0,143								0,119	3,2	806	EJEMPLO DE LA INVENCIÓN
E	0,028	0,05	1,68	0,009	0,003	0,05	0,0031	0,28	0,018	0,087								0,192	6,5	801	EJEMPLO DE LA INVENCIÓN
F	0,052	0,28	1,58	0,015	0,004	0,03	0,0028	0,25	0,012	0,121								1,040	6,3	810	EJEMPLO DE LA INVENCIÓN
G	0,085	0,08	1,32	0,012	0,005	0,04	0,0044	0,41	0,007	0,182								0,195	3,2	816	EJEMPLO DE LA INVENCIÓN
H	0,045	0,22	2,05	0,015	0,004	0,83	0,0025	0,24	0,018	0,046								0,917	8,5	789	EJEMPLO DE LA INVENCIÓN
I	0,085	0,03	0,91	0,012	0,003	0,05	0,0041	0,41	0,045	0,125								0,073	2,2	853	EJEMPLO DE LA INVENCIÓN
J	0,042	0,05	1,77	0,013	0,004	0,03	0,0033	0,23	0,004	0,118								0,217	7,7	790	EJEMPLO DE LA INVENCIÓN
K	0,078	0,02	0,68	0,011	0,005	0,22	0,0042	0,87	0,005	0,124								0,023	0,8	855	EJEMPLO DE LA INVENCIÓN
L	0,085	0,22	1,63	0,015	0,003	0,05	0,0038	0,15	0,025	0,117								1,467	10,9	806	EJEMPLO DE LA INVENCIÓN

TIPO DE ACERO	COMPOSICIÓN QUÍMICA (% EN MASA)																	[Si]/[Cr]	[Mn]/[Cr]	Ar3 (°C)	OBSERVACIONES
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Cr	Nb	Ti	Cu	Ni	V	Ca	Mo	MTR	B				
M	0,042	0,22	1,45	0,012	0,004	0,03	0,0031	0,42	0,013	0,087			0,12					0,524	3,5	816	EJEMPLO DE LA INVENCIÓN
N	0,052	0,23	1,55	0,008	0,003	0,05	0,0033	0,43	0,015	0,061				0,0009				0,535	3,6	803	EJEMPLO DE LA INVENCIÓN
O	0,048	0,05	1,51	0,013	0,002	0,03	0,0026	0,42	0,012	0,109	0,4	0,2						0,119	3,6	757	EJEMPLO DE LA INVENCIÓN
P	0,050	0,04	1,51	0,012	0,003	0,03	0,0030	0,42	0,015	0,121			0,03	0,0011				0,095	3,6	801	EJEMPLO DE LA INVENCIÓN
Q	0,052	0,05	1,49	0,014	0,003	0,03	0,0027	0,39	0,009	0,112					0,06	0,0008		0,128	3,8	799	EJEMPLO DE LA INVENCIÓN
R	0,042	0,05	1,42	0,015	0,002	0,04	0,0029	0,29	0,014	0,103							0,0006	0,172	4,9	820	EJEMPLO DE LA INVENCIÓN
S	0,045	0,09	1,38	0,013	0,002	0,03	0,0036	0,01	0,040	0,131								9,000	138,0	836	EJEMPLO COMPARATIVO
T	0,052	0,85	0,57	0,014	0,004	0,03	0,0034	0,21	0,025	0,125								4,524	2,7	885	EJEMPLO COMPARATIVO
U	0,060	0,11	2,68	0,010	0,002	0,03	0,0030	0,06	0,032	0,105								1,833	44,7	709	EJEMPLO COMPARATIVO
V	0,160	0,05	2,41	0,012	0,003	0,05	0,0035	0,21	0,004	0,067								0,238	11,5	694	EJEMPLO COMPARATIVO
W	0,045	0,04	0,98	0,015	0,005	0,03	0,0032	0,44	0,152	0,081								0,091	2,2	852	EJEMPLO COMPARATIVO
X	0,035	0,12	1,32	0,018	0,004	0,03	0,0036	0,41	0,016	0,267								0,283	3,2	829	EJEMPLO COMPARATIVO
Y	0,051	0,08	1,68	0,016	0,005	0,03	0,0033	0,25	0,015	0,001								0,320	6,7	796	EJEMPLO COMPARATIVO
Z	0,048	0,08	0,42	0,012	0,003	0,05	0,0038	0,94	0,018	0,088								0,064	0,4	880	EJEMPLO COMPARATIVO

Tabla 2

NÚMERO DE ENSAYO	TIPO DE ACERO	SRTmin (°C)	TEMPERATURA DE CALENTAMIENTO (°C)	Ar3(°C)	DESBASTADO		ACABADO DE LAMINACIÓN						PRIMER ENFRIAMIENTO		SEGUNDO ENFRIAMIENTO		INMERSIÓN EN BAÑO DE RECUBRIMIENTO	TRATAMIENTO DE ALEACIÓN	OBSERVACIONES
					TEMPERATURA DE ACABADO (°C)	GRADO DE REDUCCIÓN ACUMULADA (%)	TEMPERATURA DE LAMINACIÓN ANTES DE LA ÚLTIMA PASADA (°C)	TIEMPO ENTRE PASADAS (s)	PARTE IZQUIERDA DE LA EXPRESIÓN 6	PARTE DERECHA DE LA EXPRESIÓN 6	TEMPERATURA DE ACABADO (°C)	DEFORMACIÓN ACUMULADA EN LAS TRES ÚLTIMAS ETAPAS	VELOCIDAD DE ENFRIAMIENTO (°C/s)	TEMPERATURA DE DETENCIÓN (°C)	TEMPERATURA INICIAL (°C)	VELOCIDAD DE ENFRIAMIENTO HASTA 450°C (°C/s)			
1	A	1103	1180	815	1080	65	935	0,64	0,20	1,22	920	0,572	40	570	570	0,013	AUSENCIA	AUSENCIA	EJEMPLO DE LA INVENCIÓN
2	A	1103	1180	815	1080	65	935	0,64	0,20	1,22	920	0,572	30	630	630	0,015	AUSENCIA	AUSENCIA	EJEMPLO DE LA INVENCIÓN
3	A	1103	1180	815	1080	65	935	0,64	0,20	1,22	920	0,572	30	600	600	0,014	PRESENCIA	AUSENCIA	EJEMPLO DE LA INVENCIÓN
4	A	1103	1180	815	1080	65	935	0,64	0,20	1,22	920	0,572	40	570	570	0,013	PRESENCIA	PRESENCIA	EJEMPLO DE LA INVENCIÓN
5	A	1103	1180	815	1080	65	935	0,64	0,20	1,22	920	0,572	40	570	570	0,722	AUSENCIA	AUSENCIA	EJEMPLO DE LA INVENCIÓN
6	B	1136	1220	795	1100	71	912	0,53	0,21	1,29	900	0,540	40	570	570	0,013	AUSENCIA	AUSENCIA	EJEMPLO DE LA INVENCIÓN
7	B	1136	1220	795	1100	45	945	0,53	0,18	1,12	930	0,583	40	570	570	0,013	AUSENCIA	AUSENCIA	EJEMPLO DE LA INVENCIÓN
8	B	1136	1220	795	1100	81	876	0,53	0,24	1,51	860	0,527	40	570	570	0,013	AUSENCIA	AUSENCIA	EJEMPLO DE LA INVENCIÓN
9	B	1136	1220	795	1100	45	945	0,53	0,18	1,12	930	0,583	40	570	570	0,722	AUSENCIA	AUSENCIA	EJEMPLO DE LA INVENCIÓN
10	C	1028	1180	898	1080	71	950	0,59	0,08	0,55	940	0,535	40	570	570	0,013	AUSENCIA	AUSENCIA	EJEMPLO DE LA INVENCIÓN
11	D	1224	1250	808	1120	71	935	0,64	0,25	1,64	920	0,583	40	540	540	0,167	AUSENCIA	AUSENCIA	EJEMPLO DE LA INVENCIÓN
12	E	1032	1180	801	1080	65	893	0,60	0,22	1,30	880	0,588	20	540	540	0,013	AUSENCIA	AUSENCIA	EJEMPLO DE LA INVENCIÓN
13	F	1141	1180	810	1080	65	893	0,60	0,26	1,68	860	0,568	20	830	830	0,015	AUSENCIA	AUSENCIA	EJEMPLO DE LA INVENCIÓN
14	G	1224	1250	816	1120	71	935	0,54	0,30	2,01	920	0,514	20	630	630	0,009	AUSENCIA	AUSENCIA	EJEMPLO DE LA INVENCIÓN
15	H	1015	1180	769	1080	65	870	0,58	0,16	0,86	860	0,585	40	570	570	0,013	AUSENCIA	AUSENCIA	EJEMPLO DE LA INVENCIÓN
16	I	1173	1220	853	1100	71	893	0,36	0,38	2,06	880	0,588	20	600	600	0,014	AUSENCIA	AUSENCIA	EJEMPLO DE LA INVENCIÓN
17	J	1112	1180	790	1080	65	893	0,60	0,23	1,56	880	0,527	40	570	570	0,013	AUSENCIA	AUSENCIA	EJEMPLO DE LA INVENCIÓN
18	K	1196	1250	855	1120	71	935	0,64	0,20	1,37	920	0,572	30	630	630	0,015	PRESENCIA	AUSENCIA	EJEMPLO DE LA INVENCIÓN
19	L	1165	1220	806	1100	71	893	0,60	0,30	1,75	880	0,518	30	630	630	0,015	AUSENCIA	AUSENCIA	EJEMPLO DE LA INVENCIÓN
20	M	1076	1180	816	1080	65	893	0,60	0,20	1,25	880	0,572	40	570	570	0,013	AUSENCIA	AUSENCIA	EJEMPLO DE LA INVENCIÓN
21	N	1061	1160	803	1080	65	893	0,60	0,18	0,90	880	0,572	40	570	570	0,013	AUSENCIA	AUSENCIA	EJEMPLO DE LA INVENCIÓN
22	O	1118	1200	757	1100	71	912	0,53	0,22	1,40	900	0,540	40	570	570	0,013	AUSENCIA	AUSENCIA	EJEMPLO DE LA INVENCIÓN
23	P	1138	1180	801	1080	65	935	0,64	0,23	1,42	920	0,572	40	570	570	0,013	AUSENCIA	AUSENCIA	EJEMPLO DE LA INVENCIÓN
24	Q	1131	1200	799	1100	71	914	0,53	0,21	1,40	900	0,540	30	630	630	0,015	AUSENCIA	AUSENCIA	EJEMPLO DE LA INVENCIÓN
25	R	1096	1200	820	1100	45	935	0,40	0,18	1,13	940	0,583	40	570	570	0,556	AUSENCIA	AUSENCIA	EJEMPLO DE LA INVENCIÓN
26	A	1103	1180	815	1080	65	935	0,64	0,20	1,22	920	0,572	2	830	830	0,009	AUSENCIA	AUSENCIA	EJEMPLO COMPARATIVO

NÚMERO DE ENSAYO	TIPO DE ACERO	SRTmin (°C)	TEMPERATURA DE CALENTAMIENTO (°C)	Ar3(°C)	DESBASTADO		ACABADO DE LAMINACIÓN						PRIMER ENFRIAMIENTO		SEGUNDO ENFRIAMIENTO		INMERSIÓN EN BAÑO DE RECUBRIMIENTO	TRATAMIENTO DE ALEACIÓN	OBSERVACIONES
					TEMPERATURA DE ACABADO (°C)	GRADO DE REDUCCIÓN ACUMULADA (%)	TEMPERATURA DE LAMINACIÓN ANTES DE LA ÚLTIMA PASADA (°C)	TIEMPO ENTRE PASADAS (s)	PARTE IZQUIERDA DE LA EXPRESIÓN 6	PARTE DERECHA DE LA EXPRESIÓN 6	TEMPERATURA DE ACABADO (°C)	DEFORMACIÓN ACUMULADA EN LAS TRES ÚLTIMAS ETAPAS	VELOCIDAD DE ENFRIAMIENTO (°C/s)	TEMPERATURA DE DETENCIÓN (°C)	TEMPERATURA INICIAL (°C)	VELOCIDAD DE ENFRIAMIENTO HASTA 450°C (°C/s)			
27	A	1103	1180	815	1080	65	935	0,64	0,20	1,22	920	0,572	30	720	720	0,009	AUSENCIA	AUSENCIA	EJEMPLO COMPARATIVO
28	A	1103	1180	815	1080	65	935	0,64	0,20	1,22	700	0,583	20	630	630	0,015	AUSENCIA	AUSENCIA	EJEMPLO COMPARATIVO
29	A	1103	1180	815	1080	65	821	0,64	0,33	2,06	820	0,693	20	630	630	0,015	AUSENCIA	AUSENCIA	EJEMPLO COMPARATIVO
30	A	1103	1180	815	1080	65	955	0,64	0,38	1,12	940	0,421	40	540	540	0,556	AUSENCIA	AUSENCIA	EJEMPLO COMPARATIVO
31	A	1103	1120	815	950	45	821	0,64	0,33	2,06	820	0,549	30	630	630	0,015	AUSENCIA	AUSENCIA	EJEMPLO COMPARATIVO
32	B	1136	1220	795	1100	71	912	0,53	0,21	1,29	900	0,549	40	460	460	0,010	AUSENCIA	AUSENCIA	EJEMPLO COMPARATIVO
33	B	1136	1200	795	1100	71	912	0,53	0,21	1,29	900	0,549	40	570	570	0,001	AUSENCIA	AUSENCIA	EJEMPLO COMPARATIVO
34	B	1136	1200	795	1100	71	912	0,53	0,21	1,29	900	0,549	20	630	630	30,000	AUSENCIA	AUSENCIA	EJEMPLO COMPARATIVO
35	B	1136	1100	795	1060	45	872	0,64	0,25	1,54	860	0,549	30	630	630	0,015	AUSENCIA	AUSENCIA	EJEMPLO COMPARATIVO
36	S	1133	1250	636	1060	65	935	0,64	0,31	1,74	920	0,572	30	630	630	0,015	AUSENCIA	AUSENCIA	EJEMPLO COMPARATIVO
37	T	1148	1250	885	1080	65	935	0,64	0,33	1,91	920	0,572	30	630	630	0,015	AUSENCIA	AUSENCIA	EJEMPLO COMPARATIVO
38	U	1141	1180	709	1080	65	821	0,39	0,42	2,35	820	0,580	40	540	540	0,013	AUSENCIA	AUSENCIA	EJEMPLO COMPARATIVO
39	V	1210	1250	694	1120	71	821	0,39	0,39	1,27	820	0,580	40	630	630	0,013	AUSENCIA	AUSENCIA	EJEMPLO COMPARATIVO
40	W	1076	1180	952	1060	65	893	0,68	0,65	2,55	890	0,576	40	570	570	0,013	AUSENCIA	AUSENCIA	EJEMPLO COMPARATIVO
41	X	1192	1250	829	1120	71	935	0,64	0,45	3,00	920	0,572	30	630	630	0,015	AUSENCIA	AUSENCIA	EJEMPLO COMPARATIVO
42	Y	721	1180	796	1080	65	893	0,60	0,05	0,16	880	0,576	30	630	630	0,015	AUSENCIA	AUSENCIA	EJEMPLO COMPARATIVO
43	Z	1093	1180	880	1080	65	935	0,64	0,38	1,08	920	0,572	30	630	630	0,015	AUSENCIA	AUSENCIA	EJEMPLO COMPARATIVO

Posteriormente, en cuanto a cada una de las chapas de acero laminadas en caliente, se llevaron a cabo mediante análisis EBSD la medición de la proporción de granos que tenían una desorientación intragranular de 5° a 14°, la observación de una microestructura, la medición de una propiedad mecánica y la confirmación de la presencia/ausencia de agrietamiento en la superficie de fractura. La Tabla 3 presenta estos resultados. Los subrayados en la Tabla 3 indican que los valores numéricos de la misma se desvían del intervalo de la presente invención.

En la observación de la microestructura, se midieron una relación de área (Zw) de una estructura continua de transformación de enfriamiento (Zw) y una relación de área de ferrita poligonal (PF) en un grosor de chapa de 1/4 de las chapas de acero laminadas en caliente. En la observación de la microestructura, también se realizaron mediciones de una relación de área y un diámetro medio del grano de cementita, de la proporción r de cementita que tenía un diámetro de grano de 0,5 µm o menos y una relación de aspecto de 5 o menos en toda la cementita, y de la concentración del Cr contenido en la cementita. En la observación de la microestructura, también se efectuaron mediciones del diámetro medio de grano de un carburo compuesto de Ti y Cr, de la concentración de Cr en el carburo compuesto de Ti y Cr, y de la densidad numérica del carburo compuesto de Ti y Cr. Estos métodos de medición son según se ha descrito anteriormente.

En la medición de la propiedad mecánica, se llevó a cabo un ensayo de tracción usando una pieza de ensayo JIS 5 en la dirección del grosor de la chapa (dirección C) y un ensayo de expansión de agujeros mencionado en JFS T 1001-1996 para hallar la resistencia a la tracción (TS), el alargamiento (EL), y la relación de expansión de agujeros (λ). La confirmación de la presencia/ausencia de agrietamiento en la superficie de fractura se realizó por observación visual.

Tabla 3

NÚMERO DE ENSAYO	TIPO DE ACERO	PROPORCIÓN DE GRANOS QUE TIENEN DESORIENTACIÓN INTRAGRANULAR DE 5° A 14° (%)	MICROESTRUCTURA									PROPIEDAD MECÁNICA			GRIETAS EN LA SUPERFICIE DE FRACTURA	OBSERVACIONES
					CEMENTITA				CARBURO COMPUESTO							
			RELACIÓN DE ÁREA DE Zw (%)	RELACIÓN DE ÁREA DE PF (%)	RELACIÓN DE ÁREA (%)	DIÁMETRO MEDIO DEL GRANO (µm)	PROPORCIÓN r (%)	CONCENTRACIÓN DE Cr (% EN MASA)	DIÁMETRO MEDIO DEL GRANO (µm)	CANTIDAD DE SOLUCIÓN SÓLIDA DE Cr (% EN MASA)	DENSIDAD NUMÉRICA (× 1013/mm3)	TS (MPa)	EL (%)	λ (%)		
1	A	56,3	95,7	4,2	0,1	0,18	94	8,4	5,7	4,2	4,2	795	20	108	AUSENCIA	EJEMPLO DE LA INVENCIÓN
2	A	53,8	91,5	8,4	0,1	0,25	86	7,4	6,8	5,8	3,6	783	21	91	AUSENCIA	EJEMPLO DE LA INVENCIÓN
3	A	55,0	93,5	6,4	0,1	0,22	91	7,9	6,1	4,3	3,9	792	19	95	AUSENCIA	EJEMPLO DE LA INVENCIÓN
4	A	55,6	94,6	5,2	0,1	0,21	82	8,1	5,6	4,1	4,6	802	18	86	AUSENCIA	EJEMPLO DE LA INVENCIÓN
5	A	56,1	95,3	4,6	0,1	0,16	85	7,6	4,8	4,6	5,2	807	20	103	AUSENCIA	EJEMPLO DE LA INVENCIÓN
6	B	58,8	96,5	3,2	0,3	0,28	81	9,8	6,8	8,1	6,8	786	19	83	AUSENCIA	EJEMPLO DE LA INVENCIÓN
7	B	51,1	88,8	12,9	0,3	0,32	86	10,2	7,1	8,5	6,3	785	20	68	AUSENCIA	EJEMPLO DE LA INVENCIÓN
8	B	54,3	92,3	7,4	0,3	0,31	82	11,5	6,6	9,2	6,8	791	20	82	AUSENCIA	EJEMPLO DE LA INVENCIÓN
9	B	56,2	85,8	4,2	0,2	0,19	93	9,6	5,2	7,8	7,1	808	19	88	AUSENCIA	EJEMPLO DE LA INVENCIÓN
10	C	28,6	88,8	11,2	0,2	0,25	95	10,5	9,1	7,8	6,8	524	27	172	AUSENCIA	EJEMPLO DE LA INVENCIÓN
11	D	83,2	92,7	5,9	0,4	0,38	92	12,3	5,3	10,8	7,3	825	19	92	AUSENCIA	EJEMPLO DE LA INVENCIÓN
12	E	59,6	90,3	9,6	0,1	0,29	93	9,1	5,9	6,1	3,8	786	21	88	AUSENCIA	EJEMPLO DE LA INVENCIÓN
13	F	39,6	83,1	18,8	0,1	0,22	89	5,6	9,6	5,1	4,1	793	20	81	AUSENCIA	EJEMPLO DE LA INVENCIÓN
14	G	73,5	84,6	5,2	0,2	0,28	88	6,8	9,6	12,1	8,1	842	18	85	AUSENCIA	EJEMPLO DE LA INVENCIÓN
15	H	65,1	91,7	8,2	0,1	0,22	91	6,5	5,5	4,3	1,2	798	20	98	AUSENCIA	EJEMPLO DE LA INVENCIÓN
16	I	62,5	93,2	6,5	0,3	0,28	86	10,3	6,8	10,1	6,5	792	19	88	AUSENCIA	EJEMPLO DE LA INVENCIÓN

NÚMERO DE ENSAYO	TIPO DE ACERO	PROPORCIÓN DE GRANOS QUE TIENEN DESORIENTACIÓN INTRAGRANULAR DE 5° A 14° (%)	MICROESTRUCTURA									PROPIEDAD MECÁNICA			GRIETAS EN LA SUPERFICIE DE FRACTURA	OBSERVACIONES
					CEMENTITA				CARBURO COMPUESTO							
			RELACIÓN DE ÁREA DE Zw (%)	RELACIÓN DE ÁREA DE PF (%)	RELACIÓN DE ÁREA (%)	DIÁMETRO MEDIO DEL GRANO (μm)	PROPORCIÓN r (%)	CONCENTRACIÓN DE Cr (% EN MASA)	DIÁMETRO MEDIO DEL GRANO (μm)	CANTIDAD DE SOLUCIÓN SÓLIDA DE Cr (% EN MASA)	DENSIDAD NUMÉRICA (× 1013/mm3)	TS (MPa)	EL (%)	λ (%)		
17	J	52,4	86,6	13,2	0,2	0,23	83	5,6	6,4	5,6	4,1	753	22	105	AUSENCIA	EJEMPLO DE LA INVENCIÓN
18	K	58,9	87,8	12,1	0,1	0,17	85	35,6	6,1	15,2	5,6	812	20	94	AUSENCIA	EJEMPLO DE LA INVENCIÓN
19	L	42,3	88,3	13,2	0,5	0,31	62	2,3	7,1	3,2	2,5	763	20	91	AUSENCIA	EJEMPLO DE LA INVENCIÓN
20	M	58,8	94,6	5,3	0,1	0,22	89	8,2	8,1	7,5	7,1	772	21	93	AUSENCIA	EJEMPLO DE LA INVENCIÓN
21	N	54,7	93,2	6,7	0,1	0,21	92	8,9	6,6	6,8	6,8	783	20	101	AUSENCIA	EJEMPLO DE LA INVENCIÓN
22	O	55,9	93,6	6,3	0,1	0,22	93	9,6	5,6	6,2	7,6	612	18	112	AUSENCIA	EJEMPLO DE LA INVENCIÓN
23	P	59,1	93,0	6,1	0,1	0,22	91	11,9	5,3	7,9	7,2	788	20	105	AUSENCIA	EJEMPLO DE LA INVENCIÓN
24	Q	52,3	96,1	3,7	0,2	0,25	88	10,8	6,1	7,3	6,8	809	19	96	AUSENCIA	EJEMPLO DE LA INVENCIÓN
25	R	75,3	98,3	1,6	0,1	0,19	93	10,1	6,5	5,6	5,6	821	20	93	AUSENCIA	EJEMPLO DE LA INVENCIÓN
26	A	18,6	57,6	42,3	0,1	3,20	26	0,3	12,8	1,6	0,8	745	22	63	AUSENCIA	EJEMPLO COMPARATIVO
27	A	17,2	43,2	56,7	0,1	3,60	19	0,1	13,4	0,4	0,9	753	23	51	PRESENCIA	EJEMPLO COMPARATIVO
28	A	13,1	21,6	77,3	1,1	3,40	16	0,1	13,1	0,3	0,6	709	19	55	PRESENCIA	EJEMPLO COMPARATIVO
29	A	13,8	31,0	68,2	0,6	2,70	18	0,3	11,3	0,4	0,8	712	18	58	PRESENCIA	EJEMPLO COMPARATIVO
30	A	18,5	43,2	4,4	0,1	2,10	31	0,1	5,6	0,2	0,4	887	13	45	PRESENCIA	EJEMPLO COMPARATIVO
31	A	16,2	37,6	61,2	1,2	2,30	28	0,3	12,1	0,4	0,8	771	17	56	PRESENCIA	EJEMPLO COMPARATIVO
32	B	19,2	93,6	6,2	0,2	0,22	54	7,6	6,8	1,8	0,6	723	21	78	AUSENCIA	EJEMPLO COMPARATIVO
33	B	18,7	90,4	8,4	0,2	1,20	43	6,5	12,1	4,3	0,8	755	20	62	PRESENCIA	EJEMPLO COMPARATIVO
34	B	16,5	32,6	5,2	0,1	2,30	24	0,1	6,1	0,3	0,5	897	15	57	PRESENCIA	EJEMPLO COMPARATIVO
35	B	19,4	91,6	8,2	0,2	0,33	72	6,2	6,1	0,6	0,5	725	20	71	PRESENCIA	EJEMPLO COMPARATIVO
36	S	18,4	75,8	24,2	0,2	2,30	43	0,1	11,8	0,0	0,7	748	20	58	PRESENCIA	EJEMPLO COMPARATIVO
37	T	9,7	25,9	73,9	0,2	0,87	57	0,3	10,9	0,8	0,8	713	24	56	PRESENCIA	EJEMPLO COMPARATIVO
38	U	13,6	96,1	3,8	0,3	2,90	29	0,2	12,5	0,6	0,9	755	19	41	PRESENCIA	EJEMPLO COMPARATIVO
39	V	9,3	93,0	3,2	3,2	3,60	15	0,4	13,2	0,8	0,6	751	18	45	PRESENCIA	EJEMPLO COMPARATIVO
40	W	6,5	41,9	2,9	0,3	2,30	26	0,1	6,8	2,6	0,8	884	13	48	PRESENCIA	EJEMPLO COMPARATIVO
41	X	12,7	96,3	3,6	0,1	0,32	66	4,3	15,8	5,1	4,2	876	15	41	PRESENCIA	EJEMPLO COMPARATIVO
42	Y	16,9	45,3	56,1	0,4	0,38	72	5,9	=	=	=	702	19	72	PRESENCIA	EJEMPLO COMPARATIVO
43	Z	13,3	39,7	3,2	0,2	0,17	87	41,6	6,7	0,7	0,9	734	20	59	PRESENCIA	EJEMPLO COMPARATIVO

Como se presenta en la Tabla 3, dado que los números de ensayo 1 a 25 estaban en el intervalo de la presente invención, pudieron obtenerse una alta resistencia a la tracción, un excelente equilibrio resistencia-ductilidad (TS × EL) y un excelente equilibrio resistencia-expansión de agujeros (TS × λ), y pudo obtenerse una excelente resistencia al desconchado.

Por otro lado, dado que los números de ensayo 26 a 43 se desviaban del intervalo de la presente invención, cualquiera de la resistencia a la tracción, el equilibrio resistencia-ductilidad, el equilibrio resistencia-expansión de agujeros y la resistencia al desconchado fue inferior.

Aplicabilidad industrial

La presente invención puede ser usada para una industria de fabricación y una industria de utilización de una chapa de acero laminada en caliente usada para diversas elaboraciones con acero, tales como, por ejemplo, una pieza interior de chapa, una pieza estructural y una pieza de los bajos de un automóvil.

REIVINDICACIONES

1. Una chapa de acero laminada en caliente que comprende una composición química representada, en masa porcentual, por:

C: 0,010% a 0,100%,

Si: 0,30% o menos,

Mn: 0,40% a 3,00%,

P: 0,100% o menos,

S: 0,030% o menos,

Al: 0,010% a 0,500%,

N: 0,0100% o menos,

Cr: 0,05% a 1,00%,

Nb: 0,003% a 0,050%,

Ti: 0,003% a 0,200%,

Cu: 0,0% a 1,2%,

Ni: 0,0% a 0,6%,

Mo: 0,00% a 1,00%,

V: 0,00% a 0,20%,

Ca: 0,0000% a 0,0050%,

MTR: 0,0000% a 0,0200%,

B: 0,0000% a 0,0020%, y

el resto: Fe e impurezas,

en la que se satisfacen las relaciones representadas por la Expresión 1 y la Expresión 2:

$$0,005 \pounds [\mathrm{Si}]/[\mathrm{Cr}] \pounds 2,000 \quad \text{… Expresión 1}$$

$$0,5 \pounds [\mathrm{Mn}]/[\mathrm{Cr}] \pounds 20,0 \quad \text{… Expresión 2}$$

(significando [Si], [Cr] y [Mn] en las Expresiones un contenido [% en masa] de cada uno de los elementos), siendo la proporción de granos que tienen una orientación granular extendida —es decir, una desorientación intragranular de 5° a 14° en todos los granos— un 20% o más por relación de área, definiéndose el grano como un área que está rodeada por un límite que tiene una desorientación de 15° o más y tiene un diámetro de círculo equivalente de 0,3 µm o más, y en la que la chapa de acero laminada en caliente comprende

una microestructura representada por una relación de volumen de cementita: 1,0% o menos,

un diámetro medio del grano de cementita: 2,00 µm o menos,

una concentración del Cr contenido en la cementita: 0,5% en masa a 40,0% en masa,

una proporción de la cementita que tiene un diámetro de grano de 0,5 µm o menos y una relación de aspecto de 5 o menos en toda la cementita: 60% en volumen o más,

un diámetro medio de grano de un carburo compuesto de Ti y Cr: 10,0 nm o menos, y

una densidad numérica del carburo compuesto de Ti y Cr: $1,0 \times 10^{13}/mm^3$ o más.

2. La chapa de acero laminada en caliente según la reivindicación 1 en la que, en la composición química, se satisface:

Cu: 0,2% a 1,2%,

Ni: 0,1% a 0,6%,

Mo: 0,05% a 1,00%, o

V: 0,02% a 0,20%, o

cualquier combinación de los mismos.

3. La chapa de acero laminada en caliente según la reivindicación 1 o 2 en la que, en la composición química, se satisface:

Ca: 0,0005% a 0,0050%, o

MTR: 0,0005% a 0,0200%, o

una combinación de los mismos.

4. La chapa de acero laminada en caliente según una cualquiera de las reivindicaciones 1 a 3 en la que, en la composición química, se satisface B: 0,0002% a 0,0020%.

5. La chapa de acero laminada en caliente según una cualquiera de las reivindicaciones 1 a 4 que comprende una película galvanizada en una superficie.