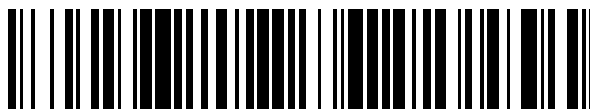


19



OFICINA ESPAÑOLA DE
PATENTES Y MARCAS

ESPAÑA



11 Número de publicación: **2 648 415**

51 Int. Cl.:

C21D 1/20	(2006.01) C21D 9/46	(2006.01)
C21D 1/26	(2006.01) C22C 38/02	(2006.01)
C21D 8/04	(2006.01) C22C 38/06	(2006.01)
C22C 38/00	(2006.01)	
C22C 38/20	(2006.01)	
C22C 38/22	(2006.01)	
C22C 38/24	(2006.01)	
C22C 38/28	(2006.01)	
C22C 38/32	(2006.01)	
C22C 38/38	(2006.01)	

12

TRADUCCIÓN DE PATENTE EUROPEA

T3

- 86 Fecha de presentación y número de la solicitud internacional: **02.04.2013 PCT/EP2013/056956**
- 87 Fecha y número de publicación internacional: **03.10.2013 WO13144376**
- 96 Fecha de presentación y número de la solicitud europea: **02.04.2013 E 13719422 (1)**
- 97 Fecha y número de publicación de la concesión europea: **23.08.2017 EP 2831296**

54 Título: **Chapa de acero de alta resistencia laminada en frío y procedimiento de fabricación de dicha chapa de acero**

30 Prioridad:
30.03.2012 WO PCT/EP2012/055907

45 Fecha de publicación y mención en BOPI de la traducción de la patente:
02.01.2018

73 Titular/es:
**VOESTALPINE STAHL GMBH (100.0%)
Voestalpine-Strasse 3
4020 Linz, AT**

72 Inventor/es:
**PAUL, STEFAN;
KRIZAN, DANIEL;
PICHLER, ANDREAS y
NAKAYA, MICHIHARU**

74 Agente/Representante:
GARCÍA-CABRERIZO Y DEL SANTO, Pedro

ES 2 648 415 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 de alta resistencia laminada en frío y procedimiento de fabricación de dicha chapa de acero

CAMPO TÉCNICO

La presente invención se refiere a una chapa de acero de alta resistencia laminada en frío adecuada para aplicaciones en automóviles, materiales de construcción y similares, específicamente a una chapa de acero de alta resistencia con excelente formabilidad. En particular, la invención se refiere a chapas de acero laminadas en frío que tienen una resistencia a la tracción de al menos 980 MPa.

ESTADO DE LA TÉCNICA

Para una gran variedad de aplicaciones, el incremento de los niveles de resistencia constituye un requisito previo para las construcciones ligeras, en particular en la industria del automóvil, ya que la reducción de la masa de la carrocería del automóvil da como resultado una reducción del consumo de combustible.

Las piezas de la carrocería de los automóviles a menudo son estampadas a partir de chapa de acero, formando miembros estructurales complejos de chapa fina. Sin embargo, tales piezas no pueden producirse a partir de aceros convencionales de alta resistencia debido a una formabilidad demasiado baja para conformar partes estructurales complejas. Por esta razón, los aceros multifase con plasticidad inducida por transformación (aceros TRIP) han ganado considerable interés en los últimos años.

Los aceros TRIP poseen una microestructura multifásica, que incluye una fase de austenita retenida metaestable, que es capaz de producir el efecto TRIP. Cuando el acero se deforma, la austenita se transforma en martensita, lo que produce un notable endurecimiento del trabajo. Este efecto de endurecimiento actúa para resistir el estrechamiento en el material y evitar fallos en las operaciones de formación de chapa. La microestructura de un acero TRIP puede alterar en gran medida sus propiedades mecánicas. Los aspectos más importantes de la microestructura del acero TRIP son el porcentaje de volumen, el tamaño y la morfología de la fase de austenita retenida, ya que estas propiedades afectan directamente a la transformación de austenita a martensita cuando el acero se deforma. Hay varias maneras de estabilizar químicamente la austenita a temperatura ambiente. En aceros TRIP de baja aleación, la austenita se estabiliza a través de su contenido de carbono y el tamaño pequeño de los granos de austenita. El contenido de carbono necesario para estabilizar la austenita es de aproximadamente un 1% en peso. Sin embargo, un alto contenido de carbono en el acero impide que pueda utilizarse en muchas aplicaciones debido al deterioro de la capacidad de soldadura.

Por lo tanto, se requieren específicas rutas de procesamiento para concentrar el carbono en la austenita con el fin de estabilizarla a temperatura ambiente. La composición química del acero TRIP común también contiene pequeñas adiciones de otros elementos para ayudar a estabilizar la austenita y para ayudar en la creación de microestructuras que producen la división del carbono en la austenita. Las adiciones más comunes son 1,5% en peso tanto de Si como de Mn. Con el fin de inhibir la descomposición de la austenita durante la transformación de la bainita, generalmente se considera necesario que el contenido de silicio sea de al menos un 1% en peso. El contenido de silicio del acero es importante ya que el silicio es insoluble en cementita. El documento US 2009/0238713 divulga dicho acero TRIP. Sin embargo, un alto contenido de silicio puede ser responsable de una mala calidad superficial del acero laminado en caliente y de una mala capacidad de revestimiento del acero laminado en frío. En consecuencia, se ha investigado la sustitución parcial o completa de silicio por otros elementos y se ha informado de resultados prometedores para el diseño de una aleación basada en Al. Sin embargo, una desventaja del uso del aluminio es el aumento de la temperatura de transformación (A_{c3}) que hace que la austenización completa en líneas de recocido industriales convencionales sea muy difícil o imposible.

Dependiendo de la fase de la matriz, se citan los siguientes tipos principales de aceros TRIP:

Acero TRIP TPF con matriz de ferrita poligonal

Los aceros TPF, como ya se mencionó anteriormente, contienen una matriz de ferrita poligonal relativamente blanda con inclusiones de bainita y austenita retenida. La austenita retenida se transforma en martensita después de la deformación, lo que da como resultado un efecto TRIP deseable, que permite al acero lograr una excelente combinación de resistencia y capacidad de embutición. Sin embargo, su elasticidad es menor en comparación con los aceros TBF, TMF y TAM con una microestructura más homogénea y una matriz más resistente.

Acero TRIP TBF con matriz de ferrita bainítica

Los aceros TBF se conocen desde hace mucho tiempo y atrajeron mucho interés debido a que la matriz de ferrita bainítica permite una excelente elasticidad. Además, de manera similar a los aceros TPF, el efecto

TRIP, garantizado por la transformación inducida por deformación de las islas de austenita retenida metaestable en martensita, mejora notablemente su capacidad de embutición.

Acero TRIP TMF con matriz de ferrita martensítica

Los aceros TMF también contienen pequeñas islas de austenita retenida metaestable incrustadas en una fuerte matriz martensítica, lo que permite que estos aceros alcancen una elasticidad aún mejor en comparación con los aceros TBF. Aunque estos aceros también exhiben el efecto TRIP, su capacidad de embutición es menor en comparación con los aceros TBF.

Acero TRIP TAM con matriz de martensita recocida

Los aceros TAM contienen una matriz de ferrita en forma de aguja obtenida por recocido de martensita fresca. Un acusado efecto TRIP tiene de nuevo lugar mediante la transformación de inclusiones de austenita retenida metaestable en martensita tras la deformación. A pesar de su prometedora combinación de resistencia, elasticidad y capacidad de embutición, estos aceros no han ganado un notable interés industrial debido a su complicado y costoso ciclo de doble calor.

La conformabilidad de los aceros TRIP se ve condicionada principalmente por las características de transformación de la fase de austenita retenida, que a su vez se ve condicionada por la química austenítica, su morfología y otros factores. En *ISIJ International* Vol. 50 (2010), n° 1, págs. 162-168 se discuten los aspectos que influyen en la conformabilidad de los aceros TBF que tienen una resistencia a la tracción de al menos 980 MPa. Sin embargo, los materiales laminados en frío examinados en este documento fueron recocidos a 950 °C y austemperizados a 300-500 °C durante 200 s en baño de sal. En consecuencia, debido a la alta temperatura de recocido, estos materiales no son adecuados para la producción en una línea de recocido industrial convencional.

DIVULGACIÓN DE LA INVENCION

La presente invención se refiere a una chapa de acero de alta resistencia laminada en frío que tiene una resistencia a la tracción de al menos 980 MPa y una excelente conformabilidad, y a un procedimiento para fabricar la misma a escala industrial. En particular, la invención se refiere a una chapa de acero TBF laminada en frío que tiene propiedades adaptadas para la producción en una línea de recocido industrial convencional. Por consiguiente, la chapa de acero no sólo poseerá buenas propiedades de conformabilidad, sino que, al mismo tiempo, se optimizará con respecto a la temperatura A_{c3} , la temperatura M_s , el tiempo y la temperatura de austemperizado y otros factores como la escala de viscosidad que influye en la calidad superficial de la chapa de acero laminado en caliente y la procesabilidad de la chapa de acero en una línea de recocido industrial.

DESCRIPCIÓN DETALLADA

La invención se describe en las reivindicaciones.

La chapa de acero TBF de alta resistencia laminada en frío tiene una composición formada por los siguientes elementos (en % en peso):

C	0,1 - 0,3
Mn	2,0 - 3,0
Si	0,4 - 1,0
Cr	0,1 - 0,9
Si + Cr	≥ 0,9

Al	≤ 0,8
Nb	< 0,1
Mo	< 0,3
Ti	< 0,2
V	< 0,2
Cu	< 0,5
Ni	< 0,5
B	< 0,005
Ca	< 0,005
Mg	< 0,005
REM	< 0,005

el resto Fe aparte de impurezas.

La limitación de los elementos se explica a continuación.

Los elementos C, Mn, Si y Cr son esenciales para la invención por los motivos expuestos a continuación:

C: 0,1 - 0,3%

C es un elemento que estabiliza la austenita y es importante para obtener suficiente carbono dentro de la fase de austenita retenida. C también es importante para obtener el nivel de resistencia deseado. En general, se puede esperar un aumento de la resistencia a la tracción del orden de 100 MPa por 0,1% C. Cuando C es inferior a 0,1%, entonces es difícil alcanzar una resistencia a la tracción de 980 MPa. Si C excede 0,3% entonces la soldabilidad se deteriora. Por esta razón, los rangos preferidos son 0,15 - 0,25%, 0,15 - 0,19% o 0,19-0,23% dependiendo del nivel de resistencia deseado.

Mn: 2,0 - 3,0 %

El manganeso es un elemento de refuerzo de solución sólida, que estabiliza la austenita disminuyendo la temperatura M_s y evita que se formen ferrita y perlita durante el enfriamiento. Además, Mn reduce la temperatura A_{c3} . Con un contenido de menos del 2%, podría ser difícil obtener una resistencia a la tracción de 980 MPa y la temperatura de austenización podría ser demasiado alta para las líneas de recocido industriales convencionales. Sin embargo, si la cantidad de Mn es mayor que 3%, pueden producirse problemas de segregación y la trabajabilidad puede deteriorarse.

Los intervalos preferidos son, por lo tanto, 2,0 - 2,6%, 2,1 - 2,5%, 2,3 - 2,5% y 2,3 - 2,7%.

Si: 0,4 - 1,0

El Si actúa como un elemento de refuerzo de solución sólida y es importante para asegurar la resistencia de la chapa de acero delgada. Si es insoluble en cementita y, por lo tanto, actuará para retrasar en gran medida la formación de carburos durante la transformación de la bainita ya que se debe dar tiempo para que el Si se difunda lejos de los límites del grano de bainita antes de que pueda formarse cementita.

Los intervalos preferidos son, por lo tanto, 0,6 - 1,0 %, 0,6 - 1,0, 0,7 - 0,95 % y 0,75 - 0,90 %.

Cr: 0,1 - 0,9

El Cr es eficaz para aumentar la resistencia de la chapa de acero. Cr es un elemento que forma ferrita y retarda la formación de perlita y bainita. La temperatura A_{c3} y la temperatura M_s se reducen sólo ligeramente con el aumento del contenido de Cr. Inesperadamente, la adición de Cr da como resultado un fuerte aumento de la cantidad de austenita retenida estabilizada. Sin embargo, debido al retraso de la transformación de la bainita, se requieren tiempos de retención más largos, de modo que el procesamiento en una línea de recocido industrial convencional se hace difícil o imposible, cuando se usan velocidades de línea normales. Por esta razón, la cantidad de Cr está preferiblemente limitada al 0,6%. Los intervalos preferidos son, por lo tanto, 0,15 - 0,6%, 0,15 - 0,35%, 0,2 - 0,4% y 0,25 - 0,35%.

Si + Cr: $\geq 0,9$

El Si y el Cr, cuando se añaden en combinación, tienen un efecto sinérgico y completamente imprevisto sobre el incremento de la cantidad de austenita residual, lo que, a su vez, da como resultado una ductilidad mejorada. Por estas razones, la cantidad de Si + Cr se limita preferiblemente a 1,4%. Los rangos preferidos son por lo tanto 1,0 - 1,4%, 1,05 - 1,30% y 1,1 - 1,2%.

$Mn + 1,3*Cr: \leq 3,5$

Mn y Cr retardan la formación de bainita y dan como resultado una fracción elevada de austenita no transformada con sólo una estabilización moderada durante la retención en el intervalo de bainita. Durante el enfriamiento, una gran fracción de la austenita restante se transforma en martensita, dando como resultado la presencia de partículas grandes de martensita/austenita en la microestructura final. En este caso, se obtienen valores de expansión del agujero bastante bajos y, por lo tanto, $Mn + 1,3*Cr$ debe limitarse a 3,5, preferiblemente $Mn + 1,3*Cr \leq 3,2$.

Además de C, Mn, Si y Cr, el acero puede contener opcionalmente uno o más de los siguientes elementos con el fin de ajustar la microestructura, influir en la cinética de transformación y/o afinar una o más de las propiedades mecánicas.

Al: $\leq 0,8$

Al promueve la formación de ferrita y también se usa comúnmente como un desoxidante. El Al, al igual que el Si, no es soluble en la cementita y, por lo tanto, debe difundirse lejos de los límites del grano de bainita antes de que pueda formarse cementita. La temperatura M_s aumenta con un contenido creciente de Al. Un inconveniente adicional de Al es que da como resultado un aumento drástico en la temperatura A_{c3} , de manera que la temperatura de austenización puede ser demasiado alta para las líneas de CA convencionales. Por estas razones, el contenido de Al está preferiblemente limitado a menos de 0,1%, más preferiblemente a menos de 0,06%.

Nb: $< 0,1$

El Nb se usa comúnmente en aceros de baja aleación para mejorar la resistencia y la tenacidad debido a su notable influencia en el desarrollo del tamaño de grano. Nb aumenta el equilibrio entre resistencia y elongación mediante el refinado de la microestructura de la matriz y la fase de austenita retenida debido a la precipitación de NbC. El acero puede contener opcionalmente al menos 0,01 % Nb, preferiblemente al menos 0,02 % Nb. En contenidos superiores al 0,1%, el efecto se satura.

Los intervalos preferidos son, por lo tanto, 0,01-0,08%, 0,01-0,04% y 0,01-0,03%, e incluso intervalos más preferidos son 0,02-0,08%, 0,02-0,04% y 0,02-0,03%.

Mo: $< 0,3$

Se puede agregar Mo para mejorar la resistencia. La adición de Mo junto con Nb da como resultado la precipitación de NbMoC fino, que da como resultado una mejora adicional en la combinación de resistencia y ductilidad.

Ti: $< 0,2$;

V: $< 0,2$

Estos elementos son efectivos para el endurecimiento por precipitación. Se puede agregar Ti en cantidades preferidas de 0,01 - 0,1%, 0,02 - 0,08% o 0,02 - 0,05%. V puede agregarse en cantidades preferidas de 0,01 - 0,1% o 0,02 - 0,08%.

Cu: $< 0,5$;

Ni: $< 0,5$

Estos elementos son elementos de refuerzo de solución sólida y pueden tener un efecto positivo sobre la resistencia a la corrosión. Se puede agregar en cantidades de 0,05 - 0,5% o 0,1 - 0,3% si es necesario.

B: $< 0,005$

B suprime la formación de ferrita y mejora la soldabilidad de la chapa de acero. Para tener un efecto notable, se debe agregar al menos 0,0002%. Sin embargo, cantidades excesivas de B deterioran la trabajabilidad.

Los intervalos preferidos son $< 0,004$ %, 0,0005- 0,003 % y 0,0008 -0,0017 %.

Ca: $< 0,005$; Mg: $< 0,005$; REM: $< 0,005$

Estos elementos se pueden añadir para controlar la morfología de las inclusiones en la chapa de acero y de ese modo mejorar la capacidad de expansión del agujero y la elasticidad.

Los intervalos preferidos son 0,0005 -0,005 % y 0,001- 0,003 %.

Si $> Al$

Puesto que Al aumenta la temperatura de austenización más notablemente en comparación con el Si, la chapa de acero de alta resistencia laminada en frío según la invención tiene un diseño basado en silicio, es decir, la cantidad de Si es mayor que la cantidad de Al, preferiblemente $Si > 1,3 Al$, más preferiblemente $Si > 2Al$, más preferiblemente $Si > 3Al$ o incluso $Si > 10 Al$.

Si $> Cr$

En las chapas de acero de la presente invención, en particular en las chapas de acero que tienen un diseño basado en silicio, se prefiere controlar las cantidades de Si para que sean mayores que la cantidad de Cr y restringir la cantidad de Cr debido a su efecto de retardo en la transformación de bainita. Por esta razón, se prefiere mantener $Si > Cr$, preferiblemente $Si > 1,3 Cr$, más preferiblemente $Si > 1,5 Cr$, incluso más preferiblemente $Si > 2 Cr$, y más preferiblemente $Si > 3 Cr$.

La chapa de acero TBF de alta resistencia laminada en frío tiene una microestructura multifásica, que comprende (en % vol.)

austenita retenida	5 - 20
bainita + ferrita bainítica + martensita templada	≥ 80
ferrita poligonal	≤ 10

5 La cantidad de austenita retenida (RA) es 5-20%, preferiblemente 5-16%. Debido al efecto TRIP, la austenita retenida es un requisito previo cuando es necesaria una alta elongación. Una gran cantidad de austenita residual disminuye la elasticidad. En estas chapas de acero, la ferrita poligonal se reemplaza por ferrita bainítica (BF) y la microestructura generalmente contiene más del 50% de BF. La matriz consiste en listones de BF reforzados por una alta densidad de dislocación y entre los listones está presente la austenita retenida. Cantidades menores de martensita pueden estar presentes en la microestructura final. Estas partículas de martensita a menudo están en estrecho contacto con las partículas de austenita retenidas y, por lo tanto, se denominan partículas de martensita austenita (MA). El tamaño de las partículas de martensita austenita (MA) debe ser de 3 µm como máximo, en caso de que se desee un tipo de chapa de acero de gran capacidad de expansión del agujero, mientras que el tamaño puede ser de hasta 6 µm para una chapa de acero con alta elongación.

15 La cantidad de austenita retenida se midió por medio del método de magnetización de saturación descrito en detalle en *Proc. Int. Conf. on TRIP-aided high strength ferrous alloys (2002)*, (conferencia internacional sobre aleaciones ferrosas de alta resistencia asistidas por TRIP (2002)), Gante, Bélgica, p. 61-64.

20 El tamaño de las partículas de MA se determinó usando el software de análisis de imágenes de micrografías ópticas de luz después de grabado con color de LePera. Esta técnica de grabado se describe detalladamente, en *Metallography (Metalografía)*, Vol. 12 (1979), No. 3, p. 263-268.

La chapa de acero TBF de alta resistencia laminada en frío tiene las siguientes propiedades mecánicas

25	resistencia a la tracción (R_m)	≥ 980	MPa
	elongación total (A_{80})	≥ 4	%
	relación de expansión del agujero (λ)	≥ 20	%

30 La relación de expansión del agujero (λ) es preferiblemente del 25% más preferiblemente ≥ 30% e incluso más preferiblemente ≥ 40%.

Los valores R_m y A_{80} se derivaron de acuerdo con la norma europea EN 10002 Parte 1, en donde las muestras se tomaron en la dirección longitudinal de la tira.

35 La relación de expansión del agujero (λ) se determinó mediante la prueba de expansión del agujero según ISO/WD 16630. En este ensayo, un punzón cónico que tiene una punta a 60° se fuerza dentro de un agujero perforado de 10 mm de diámetro fabricado en chapa de acero con un tamaño de 100 x 100 mm². La prueba se detiene tan pronto como se determina la primera grieta y el diámetro del agujero se mide en dos direcciones ortogonales entre sí. El valor medio aritmético se usa para el cálculo.

40 La relación de expansión del agujero (λ) en % se calcula de la siguiente manera:

$$\lambda = (D_h - D_o) / D_o \times 100$$

45 donde D_o es el diámetro inicial del agujero (10 mm) y D_h es el diámetro final del agujero después de la prueba.

Las propiedades de conformabilidad de las chapas de acero se evaluaron adicionalmente mediante los parámetros: equilibrio entre elongación y resistencia ($R_m \times A_{80}$) y elasticidad ($R_m \times \lambda$).

50 Una chapa de acero del tipo de elongación tiene un alto equilibrio entre elongación y resistencia y una chapa de acero de gran capacidad de expansión del agujero tiene una alta elasticidad..

Las chapas de acero de la presente invención cumplen al menos una de las siguientes condiciones:

$R_m \times A_{80}$	≥ 13 000	MPa%
$R_m \times \lambda$	≥ 40 000	MPa%

Las propiedades mecánicas de las chapas de acero de la presente invención se pueden ajustar con amplitud mediante la composición de aleación y la microestructura.

Según una variante concebible de la invención, el acero comprende 0,15 - 0,19 C, 2,1 - 2,5 Mn, 0,7 - 0,95 Si, 0,15 - 0,35 Cr. Opcionalmente, Si + Cr está regulado a $\geq 1,0$ y además el acero puede comprender 0,02-0,03 Nb. La chapa de acero cumple al menos uno de los siguientes requisitos:

$(R_m) = 980 - 1200 \text{ MPa}$, $(A_{80}) \geq 6$, preferiblemente 7%, $(\lambda) \geq 20\%$, preferiblemente $\geq 40\%$ y además al menos uno de:

$R_m \times A_{80} \geq 13\,000 \text{ MPa\%}$ y $R_m \times \lambda \geq 40\,000 \text{ MPa\%}$, preferiblemente $\geq 50\,000 \text{ MPa\%}$. Una composición química típica puede comprender 0,17 C, 2,3 Mn, 0,85 Si, 0,25 Cr, máx. 0,025 Nb, el resto Fe aparte de impurezas.

De acuerdo con otra variante concebible de la invención, el acero comprende 0,19 - 0,23 C, 2,3 - 2,7 Mn, 0,7 - 0,95 Si, 0,2 - 0,4 Cr. Opcionalmente, Si + Cr está regulado a $\geq 1,1$ y además el acero puede comprender 0,01 - 0,03 Nb. La chapa de acero cumple al menos uno de los siguientes requisitos:

$(R_m) = 1180 - 1500 \text{ MPa}$, $(A_{80}) \geq 6$, preferiblemente 7%, $(\lambda) \geq 20\%$, preferiblemente $\geq 31\%$ y además al menos uno de:

$R_m \times A_{80} \geq 13\,000 \text{ MPa\%}$ y $R_m \times \lambda \geq 40\,000 \text{ MPa\%}$, preferiblemente $\geq 45\,000 \text{ MPa\%}$. Una composición química típica puede comprender 0,21 C, 2,5 Mn, 0,85 Si, 0,3 Cr, 0,07 Mo, máx. 0,025 Nb, el resto Fe aparte de impurezas.

Las chapas de acero de la presente invención se pueden fabricar en una línea de recocido industrial convencional. El procesamiento comprende los pasos de:

- a) suministro de una banda de acero laminada en frío que tiene una composición según se ha establecido anteriormente
- b) recocido de la banda laminada en frío a una temperatura de recocido, T_{an} , por encima de la temperatura A_{c3} para austenizar completamente el acero, seguido de
- c) enfriamiento de la banda de acero laminada en frío, en particular, de 680 - 750 ° C a una temperatura de parada de enfriamiento del enfriamiento rápido, T_{RC} , en el rango de 320 - 475 ° C a una velocidad de enfriamiento suficiente para evitar la formación de ferrita, siendo la velocidad de enfriamiento de 20 -100 ° C / s, seguido de
- d) austemperizado de la banda de acero laminada en frío en un temple templado, T_{OA} , que está en el rango de $T_{MS} - 60 \text{ ° C}$ a $T_{MS} + 90 \text{ ° C}$, y
- e) enfriamiento la banda de acero laminado en frío a temperatura ambiente

El proceso comprenderá preferiblemente los siguientes pasos:

en el paso b) el recocido se realiza a 840 - 860 ° C, durante un tiempo de mantenimiento del recocido, t_{an} , de hasta 100 s, preferiblemente 20 - 80 s,

en el paso c) el enfriamiento se realiza a una primera velocidad de enfriamiento, CR1, de aproximadamente 3 - 20 °C/s desde la temperatura de recocido, T_{an} , hasta la temperatura de parada del enfriamiento lento, T_{sc} , que está entre 680 y 750 °C, y a una segunda velocidad de enfriamiento, CR2, que está entre 20 a 100 °C/s, hasta la temperatura de parada de enfriamiento rápido, T_{RC} , y

en el paso d) el austemperizado se realiza a una temperatura, T_{OA} , que está entre 350 y 475 °C y en un intervalo de tiempo, t_{OA} , de 150-450 s, preferiblemente 280 - 320 s.

Preferiblemente, no se aplica calentamiento externo a la banda de acero laminada en frío entre las etapas c) y d).

Las razones para regular las condiciones de tratamiento térmico se exponen a continuación:

Temperatura de recocido, T_{an} , > temperatura A_{c3} :

al austenizar por completo el acero, se puede controlar la cantidad de ferrita poligonal. Si la temperatura de recocido, T_{an} , está por debajo de la temperatura A_{c3} , existe el riesgo de que la cantidad de ferrita poligonal supere el 10%. Demasiada ferrita poligonal da un tamaño mayor del componente MA.

5 Temperatura de parada de enfriamiento del enfriamiento rápido, T_{RC} , en el rango de 320 - 475 ° C:

10 Controlando la temperatura de parada de enfriamiento del enfriamiento rápido, T_{RC} , a una temperatura que está entre 320 y 475 ° C, se puede controlar el tamaño del componente MA y la cantidad de austenita retenida, RA. Si la temperatura de parada de enfriamiento del enfriamiento rápido, T_{RC} , excede el rango de temperatura, el tamaño del componente MA aumentará y la cantidad de RA disminuirá. Además, si T_{RC} es inferior al rango de temperatura mencionado anteriormente, la cantidad de RA disminuirá. Ambas situaciones darán como resultado un deterioro del alargamiento uniforme y total de la chapa de acero.

15 Temperatura de austemperizado T_{OA} en el intervalo de $T_{MS}-60$ ° C a $T_{MS} + 90$ ° C:

20 Controlando la temperatura de austemperizado, T_{OA} , a una temperatura que está entre $T_{MS} - 60$ ° C a $T_{MS} + 90$ ° C, preferiblemente $T_{MS} - 60$ ° C a $T_{MS} + 80$ ° C, la cantidad de austenita retenida, RA, puede controlarse. Una temperatura de austemperizado más baja, T_{OA} , reducirá la cantidad de RA. Una temperatura de austemperizado más alta, T_{OA} , reducirá la cantidad de RA y aumentará el tamaño del componente MA. De forma similar a T_{RC} , ambas situaciones disminuirán el alargamiento uniforme, A_g , y el alargamiento total, A_{80} , de la chapa de acero.

Velocidades de enfriamiento primera y segunda, CR1, CR2:

25 Controlando la primera velocidad de enfriamiento, CR1, a aproximadamente 3 - 20 °C/s, desde la temperatura de recocido, T_{an} , hasta la temperatura de parada del enfriamiento lento, T_{sc} , en un rango de temperatura entre 680 y 750 °C, y la segunda velocidad de enfriamiento, CR2, de -20 - 100 °C/s, hasta la temperatura de parada de enfriamiento rápido, T_{RC} , se puede controlar la cantidad de ferrita poligonal. Al reducir la velocidad de enfriamiento, CR2 aumentará la cantidad de ferrita poligonal a más del 10%. La primera velocidad de enfriamiento CR1 se deriva de la disposición de muchas líneas de recocido y, por lo tanto, no tiene un impacto directo "per se" sobre la microestructura y las propiedades mecánicas de la chapa de acero. Sin embargo, como parte de la línea de recocido, esta velocidad de enfriamiento debe ajustarse correctamente para que se pueda cumplirse todo el ciclo de recocido.

35 En una realización de la invención, la chapa de acero es una chapa de acero del tipo de gran alargamiento que tiene un equilibrio de resistencia-elongación $R_m \times A_{80} \geq 13\ 000$ MPa%, preferiblemente $\geq 13\ 500$ MPa%, y más preferiblemente $\geq 14\ 000$ MPa%. En ese caso, la etapa d) se realiza a una temperatura de austemperizado de $T_{MS}-30$ ° C a $T_{MS} + 90$ ° C, por ejemplo, $T_{MS} -30$ ° C a 475 °C, preferiblemente $T_{MS} -10$ ° C a 440 °C.

40 En otra realización de la invención, la chapa de acero es una chapa de acero de gran capacidad de expansión de agujeros que tiene una elasticidad $R_m \times \lambda \geq 40\ 000$ MPa%, preferiblemente $\geq 50\ 000$ MPa%, más preferiblemente $\geq 55\ 000$ MPa%, realizándose la etapa d) a una temperatura de austemperizado de $T_{MS}-60$ ° C a $T_{MS} + 30$ ° C, preferiblemente $T_{MS}-60$ ° C a 400 °C, más preferiblemente $T_{MS}-60$ ° C a 380 °C.

45 EJEMPLOS

50 Se fabricaron varias aleaciones de prueba 1-14 que tienen composiciones químicas de acuerdo con la Tabla I. Se fabricaron chapas de acero y se sometieron a tratamiento térmico en una línea CA convencional de acuerdo con los parámetros especificados en la Tabla II. La microestructura de las láminas de acero se examinó en relación con una serie de propiedades mecánicas y el resultado se presenta en la Tabla III.

En la columna MA tamaño dMA, se da el tamaño de grano de las partículas de martensita-austenita medidas por medio de análisis de imágenes, en donde el tamaño de MA se divide en tres clases principales:

- 55
- Pequeño, en donde el tamaño de las partículas de MA $d_{MA} \leq 3$ μm,
 - Medio, en el que 3 μm $< d_{MA} < 6$ μm,
 - Grande, en donde $d_{MA} \geq 6$ μm.

60 En la columna cementita, N indica que se puede encontrar una cantidad casi insignificante de cementita en la microestructura, mientras que Y indica que una cantidad significativa de cementita dañina está presente en la microestructura final.

65 La influencia positiva del cromo sobre la microestructura y las propiedades mecánicas es evidente cuando se comparan los resultados de la chapa de acero de la invención con los resultados de las chapas de acero 10 y 11 que no contienen cromo en el intervalo reivindicado. Los experimentos n° 28-33 en la Tabla III muestran que en algunos

casos la cantidad de austenita residual era demasiado baja (n° 28, 29 y 31) y que la microestructura contenía algo de cementita.

A partir de los resultados para la chapa de acero n° 10 que tiene 0,6% de Si y la chapa de acero n° 11 con 0,82% de Si pero sin la adición de Cr, es evidente que el contenido de Si es demasiado bajo para evitar la formación de cementita durante la transformación bainítica. Un comportamiento completamente diferente se descubrió respecto de las chapas de acero de la invención. Por lo tanto, parece que Cr actúa de manera similar a Si en el retardo o la evitación de la precipitación de cementita. Basándose en parte en estos resultados, se desarrolló el acero TBF reivindicado que tiene un diseño de aleación basada en Si con adiciones de Cr, proporcionando una trabajabilidad mejorada para la producción en una línea de recocido continuo.

Para la chapa de acero n° 12 se obtuvieron propiedades mecánicas razonables. Sin embargo, las investigaciones de la superficie indicaron que, en comparación con material de bajo Si, mostraba una parte significativamente mayor de la superficie cubierta con óxidos de Si que aumentan el riesgo de decapado en los rodillos durante el recocido y por lo tanto este material está más allá del alcance de la presente invención.

A partir de los resultados de la chapa de acero n° 13 que tiene 0,62% de Si y 0,14 Cr lo cual no satisface $Si + Cr \geq 0,9$, el efecto sinérgico de Si y Cr es demasiado bajo para asegurar la elongación y la expansión del agujero apropiados para cumplir las reivindicaciones anteriores en términos de $R_m \times A_{80}$ y $R_m \times \lambda$, respectivamente (ejemplo n° 37 en la Tabla III).

A partir de los resultados para chapa de acero n° 14 con un contenido de $Cr > Si$ y simultáneamente $Mn + 1,3 \times Cr > 3,5$ aplicando el ciclo de recocido 3 de la Tabla II, se obtuvieron valores de expansión del agujero bajos (n° 42) en la Tabla III). Como ya se mencionó, tales contenidos altos de Mn y Cr resultan en un fuerte retardo de la formación de bainita durante la etapa de austemperizado. Por lo tanto, se obtiene una microestructura que contiene una gran fracción de partículas de MA, lo que resulta en un comportamiento de expansión del agujero bastante malo.

La chapa de acero n° 6 se sometió al recocido fuera del rango reivindicado de temperaturas de austemperizado, concretamente a una baja temperatura de austemperizado de 325 °C (ciclo de calor n° 6) y una alta temperatura de austemperizado, TOA, de 485 °C (ciclo de calor n° 7). Los resultados de este recocido se dan en la Tabla III en los ejemplos n° 38 y 39, respectivamente. La baja temperatura de austemperizado resultó en una elongación muy baja, $R_p0,2$, debido a una cantidad insuficiente de austenita retenida, RA, como consecuencia de una redistribución lenta de C en austenita y a una fuerza impulsora más fuerte para la precipitación de carburo de hierro en martensita. Para la alta temperatura de austemperizado, la descomposición parcial de la austenita en ferrita y cementita no pudo ser suprimida, lo que dio como resultado una baja cantidad de austenita retenida estabilizada.

El ciclo de calor n° 8 representa un ejemplo comparativo adicional con una temperatura de recocido, T_{an} , de 780 °C. Este bajo recocido intercrítico dio como resultado una cantidad considerablemente alta de ferrita y, por lo tanto, un rendimiento de expansión del agujero moderado (ejemplo n° 40 en la Tabla III).

Un ejemplo con una velocidad de enfriamiento de 10 °C/s se da en el ciclo n° 9 de la Tabla II. Como puede verse, una baja velocidad de enfriamiento dio como resultado la formación de ferrita durante el enfriamiento desde la temperatura de recocido hasta la etapa de austemperizado y por lo tanto un moderado rendimiento de expansión del agujero (Tabla III ejemplo n° 41).

Tabla I

Composición química en % en peso

Núm. de tipo de acero	C	Si	Mn	Cr	Nb	P	S	Al	Ni	Mo	Cu	V	B	Ti	N	Invencción	Ms, °C	Ac3, °C	Mn+1,3*Cr
1	0,182	0,85	2,29	0,28	0,001	0,0074	0,0006	0,038	0,005	0,029	0,016	0,002	0,0004	0,002	0,0044	Y	379	794	2,65
2	0,173	0,80	2,34	0,200	<0,002	0,0049	0,0037	0,018	0,012	0,003	0,014	0,002	<0,0002	0,002	0,0051	Y	383	791	2,60
3	0,172	0,78	2,29	0,370	<0,002	0,0045	0,0026	0,018	0,009	0,003	0,015	0,002	<0,0002	0,003	0,0041	Y	383	792	2,77
4	0,177	0,79	2,29	0,310	0,025	0,005	0,0040	0,016	0,010	0,003	0,014	0,002	<0,0002	0,002	0,0042	Y	382	791	2,69
5	0,176	0,79	2,19	0,320	<0,002	0,0050	0,0018	0,030	0,012	0,003	0,014	0,002	<0,0002	0,002	0,0040	Y	385	795	2,61
6	0,200	0,83	2,52	0,310	<0,002	0,0033	0,0020	0,054	0,014	0,075	0,015	0,001	0,0003	0,002	0,0036	Y	364	783	2,92
7	0,220	0,83	2,45	0,610	<0,002	0,0036	0,0013	0,049	0,014	0,073	0,013	0,001	0,0002	0,002	0,0041	Y	354	781	3,24
8	0,220	0,98	2,46	0,610	<0,002	0,0042	0,0009	0,048	0,009	0,073	0,014	0,001	0,0002	0,002	0,0049	Y	352	787	3,25
9	0,154	0,81	2,48	0,620	<0,002	0,0040	0,0010	0,045	0,014	0,076	0,014	0,002	0,0003	0,003	0,0036	Y	381	795	3,29
10	0,210	0,61	2,50	0,018	<0,001	0,0048	0,0013	0,030	0,011	0,071	0,013	0,001	0,0004	0,003	0,0043	N	367	771	2,52
11	0,199	0,82	2,50	0,017	<0,001	0,0064	0,0016	0,058	0,013	0,070	0,014	0,001	0,0004	0,003	0,0053	N	369	783	2,52
12	0,200	1,44	2,50	0,044	0,002	0,0050	0,0003	0,054	0,012	0,076	0,012	0,003	0,0002	0,003	0,0031	N	361	811	2,56
13	0,21	0,62	2,48	0,14	0,002	0,0062	0,0021	0,049	0,013	0,003	0,017	0,002	<0,0002	0,002	0,0042	N	366	770	2,66
14	0,196	0,56	2,9	0,7	<0,002	0,0054	0,0031	0,046	0,012	0,004	0,016	0,002	0,0002	0,003	0,0045	N	353	758	3,81

Ref.: K.W. Andrews, JISI, vol. 203, 1965 p.721:
 Ms=539-423C-30,4Mn-17,7Ni-12,1Cr-7,5Mo-11Si
 Ac3=910-203C^{1/2}-15,2Ni-30Mn+44,7Si+104V+31,5Mo+13,1W

Tabla II

Ciclo de calor Núm.	Velocidad de calentamiento HR, °C/s	Temperatura de recocido Tan, °C	Tiempo de recocido tan, s	Velocidad de enfriamiento CR1, °C/s	Temperatura de parada de enfriamiento lento T _{SC} , °C	Velocidad de enfriamiento CR2, °C/s	Temperatura de parada de enfriamiento rápido T _{RC} , °C	Temperatura de sobrecarga T _{OA} , °C	Tiempo de sobrecarga t _{OA} , s	Velocidad de enfriamiento CR3, °C/s
1	20	850	60	8	700	50	350	350	300	30
2	20	850	60	8	700	50	375	375	300	30
3	20	850	60	8	700	50	400	400	300	30
4	20	850	60	8	700	50	450	450	300	30
5	20	850	60	8	700	50	350	400	300	30
6	20	850	60	8	700	50	325	325	300	30
7	20	850	60	8	700	50	485	485	300	30
8	20	780	60	8	700	50	400	400	300	30
9	20	850	60	8	700	10	400	400	400	30

Tabla III

Estructura metálica															Propiedades mecánicas					Expansión de agujeros perforados				
Núm.	Ciclo de calor Núm.	Acero Núm.	bainita + ferrita bainítica + martensita templada % vol.	ferrita poligonal % vol.	austenita retenida % vol.	Tamaño MA d _{MA}	Cementita Y/N	Rp0.2, MPa	Rm, MPa	Ag, %	A80, %	Rp0.2/ Rm, -	Rm*A80, MPa*% λ, %	Rm*λ, MPa*% λ, %	Inversión Y/N									
1	1	1	94,9	0	5,1	pequeño	N	922	1198	5,2	7,2	0,77	8626	61	73078	Y								
2	2	1	94,8	0	5,2	pequeño	N	915	1145	5,9	7,5	0,80	8588	46	52670	Y								
3	3	1	91,0	0	9,0	medio	N	765	1050	7,7	13	0,73	13650	29	30450	Y								
4	4	1	85,5	0	14,5	medio	N	520	985	11,1	15	0,53	14625	20	19500	Y								
5	5	1	89,7	0	10,3	pequeño	N	826	1060	8,6	13,5	0,78	14310	56	59360	Y								
6	1	2	94,8	0	5,2	pequeño	N	907	1191	5,5	7,1	0,76	8456	58	69078	Y								
7	2	2	94,0	0	6,0	pequeño	N	908	1116	4,9	6,8	0,81	7589	50	55800	Y								
8	1	3	94,5	0	5,5	pequeño	N	968	1218	4,9	6,7	0,79	8161	63	76734	Y								
9	2	3	94,0	0	6,0	pequeño	N	916	1156	5,0	7,2	0,79	8323	62	71672	Y								
10	3	3	92,5	0	7,5	pequeño	N	820	1051	7,1	11,5	0,78	12087	43	45193	Y								
11	1	4	84,0	10	6,0	pequeño	N	901	1130	5,8	7,5	0,80	8475	59	66670	Y								
12	2	4	83,5	10	6,5	pequeño	N	898	1092	5,9	7,5	0,82	8190	55	60060	Y								
13	3	4	80,5	10	9,5	medio	N	804	985	8,8	14,8	0,82	14578	35	34475	Y								
14	1	5	87,0	8	5,0	pequeño	N	921	1150	4,9	6,9	0,80	7935	48	55200	Y								
15	2	5	86,5	8	5,5	pequeño	N	840	1098	4,3	6,2	0,77	6808	40	43920	Y								
16	1	6	94,0	0	6,0	pequeño	N	1020	1362	5,0	6,2	0,75	8444	44	59928	Y								
17	2	6	90,6	0	9,4	pequeño	N	904	1260	7,0	8,4	0,72	10584	38	47880	Y								
18	3	6	88,6	0	11,4	medio	N	748	1185	9,5	11,4	0,63	13509	25	29625	Y								
19	4	6	89,9	0	10,1	medio	N	742	1350	8,2	10,1	0,55	13635	22	29700	Y								
20	1	7	91,6	0	8,4	pequeño	N	944	1398	5,5	6,6	0,68	9227	40	55920	Y								
21	2	7	88,5	0	11,5	pequeño	N	846	1342	7,4	8,4	0,63	11273	32	42944	Y								

(Continuación)

Estructura metálica															Propiedades mecánicas							Expansión de agujeros perforados				
Núm.	Ciclo de calor Núm.	Acero Núm.	bainita + ferrita bainítica + martensita templada % vol.	ferrita poligonal % vol.	austenita retenida % vol.	Tamaño MA d _{MA}	Cementita Y/N	Rp0.2, MPa	Rm, MPa	Ag, %	A80, %	Rp0.2/ Rm, -	Rm*A80, MPa*%	λ, %	Rm* λ, MPa*%	Invencción Y/N										
22	3	7	85,7	0	14,3	medio	N	745	1347	9,2	11,1	0,55	14952	23	30981	Y										
23	1	8	91,2	0	8,8	pequeño	N	926	1410	6,1	7,2	0,66	10152	38	53580	Y										
24	2	8	88,0	0	12,0	pequeño	N	848	1348	8,0	9,9	0,63	13345	31	41788	Y										
25	3	8	86,4	0	13,6	medio	N	748	1360	9,4	11,4	0,55	15504	23	31280	Y										
26	1	9	93,5	0	6,5	pequeño	N	880	1182	5,5	6,5	0,74	7683	39	46098	Y										
27	2	9	91,6	0	8,4	pequeño	N	841	1204	6,5	7,6	0,70	9150	34	40936	Y										
28	1	10	97,0	0	3,0	pequeño	Y	976	1275	4,5	5,4	0,77	6885	27	34425	N										
29	2	10	96,6	0	3,4	pequeño	Y	875	1204	4,8	5,7	0,73	6863	24	28896	N										
30	3	10	93,5	0	6,5	medio	Y	825	1043	6,2	8,0	0,79	8344	16	16688	N										
31	1	11	96,0	0	4,0	pequeño	Y	978	1368	4,7	5,6	0,71	7661	29	39672	N										
32	2	11	92,5	0	7,5	pequeño	Y	876	1246	5,0	6,0	0,70	7476	26	32396	N										
33	3	11	88,5	0	11,5	medio	Y	757	1175	8,1	9,9	0,64	11633	19	22325	N										
34	1	12	92,9	0	7,1	pequeño	N	978	1347	5,2	6,1	0,73	8217	45	60615	N										
35	2	12	89,5	0	10,5	pequeño	N	908	1256	7,1	9,6	0,72	12058	38	47728	N										
36	3	12	87,0	0	13,0	medio	N	781	1208	9,2	11,1	0,65	13409	21	25368	N										
37	3	13	92,7	0	7,3	pequeño	Y	812	1051	6,5	8,4	0,77	8828,4	18	18918	N										
38	6	6	94,5	0	4,5	pequeño	N	1056	1394	4,3	5,2	0,76	7248,8	41	57154	N										
39	7	6	96,9	0	3,1	grande	Y	792	1382	5,2	7,1	0,57	9812,2	20	27640	N										
40	8	6	59,6	27	13,4	medio	N	578	1057	14,8	17,4	0,55	18391,8	12	12684	N										
41	9	6	55,2	31	13,8	medio	N	567	1034	14,2	17,3	0,55	17888,2	11	11374	N										
42	3	14	83,1	0	16,9	grande	N	708	1432	6,7	7,8	0,49	11169,6	9	12888	N										

APLICABILIDAD INDUSTRIAL

5 La presente invención se puede aplicar ampliamente a láminas de acero de alta resistencia que tienen excelente conformabilidad para vehículos tales como automóviles.

10

REIVINDICACIONES

1. Chapa de acero de alta resistencia laminada en frío que tiene,

a) una composición constituida por los siguientes elementos (en% en peso):

C	0,1 - 0,3
Mn	2,0 - 3,0
Si	0,4 - 1,0
Cr	0,1 - 0,9
Si + Cr	≥ 0,9
Al	≤ 0,8
Nb	< 0,1
Mo	< 0,3
Ti	< 0,2
V	< 0,2
Cu	< 0,5
Ni	< 0,5
B	< 0,005
Ca	< 0,005
Mg	< 0,005
REM	< 0,005

el resto Fe aparte de impurezas,

b) una microestructura multifásica que comprende (en% vol.)

austenita retenida	5 - 20
bainita + ferrita bainítica + martensita templada	≥ 80
ferrita poligonal	≤ 10

c) al menos una de las siguientes propiedades mecánicas

una resistencia a la tracción (R_m)	≥ 980	MPa
una elongación (A_{80})	≥ 4	%
una relación de expansión del agujero (λ)	≥ 20	%, preferiblemente ≥ 30%

y que cumple al menos una de las siguientes condiciones

$R_m \times A_{80}$	≥ 13 000	MPa%
$R_m \times \lambda$	≥ 40 000	MPa%

2. Chapa de acero de alta resistencia laminada en frío según la reivindicación 1 que cumple al menos uno de:

C	0,15 - 0,25
Mn	2,0 - 2,6
Si	0,6 - 1,0
Cr	0,15 - 0,6

3. Chapa de acero de alta resistencia laminada en frío según cualquiera de las anteriores reivindicaciones que cumple al menos uno de:

ES 2 648 415 T3

Nb	0,02 - 0,08
Al	≤ 0,1
Mo	0,05 - 0,3
Ti	0,02 - 0,08
V	0,02 - 0,1
Cu	0,05 - 0,4
Ni	0,05 - 0,4
B	0,0005 - 0,003
Ca	0,0005 - 0,005
Mg	0,0005 - 0,005
REM	0,0005 - 0,005

- 5 **4.** Chapa de acero de alta resistencia laminada en frío según cualquiera de las anteriores reivindicaciones que cumple al menos uno de:

S	≤ 0,01	preferiblemente ≤ 0,003
P	≤ 0,02	preferiblemente ≤ 0,012
N	≤ 0,02	preferiblemente ≤ 0,005
Ti	> 3,4N	

- 10 **5.** Chapa de acero de alta resistencia laminada en frío según cualquiera de las anteriores reivindicaciones, en donde el tamaño máximo de las partículas de martensita-austenita (MA) es ≤ 6 μm, preferiblemente ≤ 3 μm.

- 15 **6.** Chapa de acero de alta resistencia laminada en frío de acuerdo con cualquiera de las reivindicaciones precedentes, en la que la microestructura multifásica comprende (en % vol.)

austenita retenida	5 - 16
bainita + ferrita bainítica + martensita templada	≥ 80
ferrita poligonal	≤ 10

- 20 **7.** Chapa de acero de alta resistencia laminada en frío según cualquiera de las anteriores reivindicaciones, en la que el acero comprende

C	0,15 - 0,19
Mn	2,1 - 2,5
Si	0,7 - 0,95
Cr	0,15 - 0,35

opcionalmente

Si + Cr	≥ 1,0
Nb	0,02 - 0,03

- 30 y en el que la chapa de acero cumple al menos uno de los siguientes requisitos

(R _m)	980 - 1200 MPa
(A ₈₀)	≥ 6, preferiblemente >7%
(λ)	≥ 40 %

y al menos uno de

R _m × A ₈₀	≥ 13 000	MPa%
R _m × λ	≥ 40 000	MPa%, preferiblemente ≥ 50 000 MPa%

8. Chapa de acero de alta resistencia laminada en frío según cualquiera de las reivindicaciones 1-6, en la que el acero comprende

C	0,19 - 0,23
Mn	2,3 - 2,6
Si	0,7 - 0,95
Cr	0,2- 0,4

opcionalmente

Si + Cr	$\geq 1,1$
Nb	0,02 - 0,03

y en el que la chapa de acero cumple al menos uno de los siguientes requisitos

(R _m)	1180 - 1500 MPa
(A ₈₀)	≥ 6 , preferiblemente $>7\%$
(λ)	$\geq 31 \%$

y preferiblemente cumple la siguiente condición

$$R_m \times \lambda \geq 40\,000 \text{ MPa}\%, \text{ preferiblemente } \geq 45\,000 \text{ MPa}\%$$

9. Chapa de acero de alta resistencia laminada en frío según cualquiera de las anteriores reivindicaciones, en la que la relación $(Mn+1,3 \cdot Cr) \leq 3,5$, preferiblemente $\leq 3,2$.

10. Chapa de acero de alta resistencia laminada en frío según cualquiera de las anteriores reivindicaciones, donde la cantidad de Si es mayor que la cantidad de Al, preferiblemente $Si > 1,3 \text{ Al}$, más preferiblemente $Si > 2 \text{ Al}$, más preferiblemente $Si > 3 \text{ Al}$ o incluso $Si > 10 \text{ Al}$.

11. Chapa de acero de alta resistencia laminada en frío según cualquiera de las anteriores reivindicaciones, donde la cantidad de Si es mayor que la cantidad de Cr, preferiblemente $Si > 1,3 \text{ Cr}$, más preferiblemente $Si > 1,5 \text{ Cr}$, incluso más preferiblemente $Si > 2 \text{ Cr}$, y más preferiblemente $Si > 3 \text{ Cr}$.

12. Chapa de acero de alta resistencia laminada en frío según cualquiera de las reivindicaciones precedentes que no está provista de una capa de galvanizado en caliente.

13. Procedimiento para fabricar una chapa de acero de alta resistencia laminada en frío según cualquiera de las anteriores reivindicaciones que comprende los pasos de:

- suministro una banda de acero laminada en frío que tiene una composición como se establece en cualquiera de las reivindicaciones precedentes
- recocido de la banda de acero laminada en frío a una temperatura superior a la temperatura A_{c3} para austenizar completamente el acero, seguido de
- enfriamiento de la banda de acero laminada en frío, en particular, de $680-750^\circ\text{C}$ a una temperatura de parada de enfriamiento de enfriamiento rápido, T_{RC} , que está entre 350 y 475°C , preferiblemente entre 380 y 420°C , a una velocidad de enfriamiento suficiente para evitar la formación de ferrita, siendo la velocidad de enfriamiento de $20-100^\circ\text{C/s}$, seguido de
- austemperizado de la banda de acero laminada en frío a $T_{Ms} -30^\circ\text{C}$ a $T_{Ms} +90^\circ\text{C}$, preferiblemente $T_{Ms} -30^\circ\text{C}$ a 475°C , más preferiblemente $T_{Ms} -10^\circ$ a -440°C , y
- enfriamiento de la banda de acero laminada en frío a temperatura ambiente,

en donde el acero es un tipo de acero de gran elongación con un equilibrio de resistencia-elongación $R_m \times A_{80} \geq 13\ 000\ \text{MPa}\%$, preferiblemente $\geq 13\ 500\ \text{MPa}\%$, más preferiblemente $\geq 14\ 000\ \text{MPa}\%$

5

14. Procedimiento para fabricar una chapa de acero de alta resistencia laminada en frío de acuerdo con cualquiera de las reivindicaciones precedentes que comprende los pasos de:

- 10 a) suministro de una banda de acero laminada en frío que tiene una composición como se establece en cualquiera de las reivindicaciones precedentes
 b) recocido de la banda de acero laminada en frío a una temperatura superior a la temperatura A_{c3} para austenizar completamente el acero, seguido de
 15 c) enfriamiento de la banda de acero laminada en frío, en particular, de 680-750 °C a una temperatura de parada de enfriamiento de enfriamiento rápido, T_{RC} , que está entre 320 y 400 °C, preferiblemente entre 340 y 380 °C, a una velocidad de enfriamiento suficiente para evitar la formación de ferrita, siendo la velocidad de enfriamiento de 20-100 °C/s, seguida de
 20 d) austemperizado de la banda de acero laminada en frío a $T_{Ms} - 60\ ^\circ\text{C}$ a $T_{Ms} + 30\ ^\circ\text{C}$, preferiblemente $T_{Ms} - 60\ ^\circ\text{C}$ a 400 °C, más preferiblemente $T_{Ms} - 60\ ^\circ\text{C}$ a 380 °C, y
 e) enfriamiento de la banda de acero laminada en frío a temperatura ambiente,

en donde el acero es un tipo de acero de alta capacidad de expansión del agujero que tiene una elasticidad $R_m \times \lambda \geq 40\ 000\ \text{MPa}\%$, preferiblemente $\geq 50\ 000\ \text{MPa}\%$, más preferiblemente $\geq 55\ 000\ \text{MPa}\%$.

25