

19



OFICINA ESPAÑOLA DE
PATENTES Y MARCAS

ESPAÑA



11 Número de publicación: **2 746 285**

51 Int. Cl.:

C21D 8/00 (2006.01)

C22C 38/18 (2006.01)

12

TRADUCCIÓN DE PATENTE EUROPEA

T3

86 Fecha de presentación y número de la solicitud internacional: **02.04.2013 PCT/EP2013/056940**

87 Fecha y número de publicación internacional: **03.10.2013 WO13144373**

96 Fecha de presentación y número de la solicitud europea: **02.04.2013 E 13713452 (4)**

97 Fecha y número de publicación de la concesión europea: **19.06.2019 EP 2831292**

54 Título: **Lámina de acero de alta resistencia laminada en frío y procedimiento para producir dicha lámina de acero**

30 Prioridad:

30.03.2012 WO PCT/EP2012/055913

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

05.03.2020

73 Titular/es:

**VOESTALPINE STAHL GMBH (100.0%)
voestalpine-Straße 3
4020 Linz, AT**

72 Inventor/es:

**HEBESBERGER, THOMAS;
KRIZAN, DANIEL;
PAUL, STEFAN y
PICHLER, ANDREAS**

74 Agente/Representante:

GARCÍA-CABRERIZO Y DEL SANTO, Pedro María

ES 2 746 285 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

Lámina de acero de alta resistencia laminada en frío y procedimiento para producir dicha lámina de acero

5 **Campo técnico**

La presente invención se refiere a una lámina de acero de alta resistencia laminada en frío adecuada para aplicaciones en automóviles, materiales de construcción y similares, específicamente una lámina de acero de alta resistencia con excelente capacidad de conformación. En particular, la invención se refiere a una lámina de acero laminada en frío que tiene una resistencia a la tracción de al menos 780 MPa.

Una lámina de acero de alta resistencia laminada en frío de este tipo se conoce, por ejemplo, a partir del documento n.º JP 2004 332099 A.

15 **Antecedentes de la invención**

Para una gran variedad de aplicaciones, el incremento de los niveles de resistencia son requisitos previos para construcciones ligeras, en particular en la industria automotriz, ya que la reducción de masa de la carrocería da como resultado un menor consumo de combustible.

Las partes de la carrocería de los automóviles a menudo se estampan a partir de láminas de acero, formando elementos estructurales complejos de láminas delgadas. Sin embargo, dichas partes no se pueden producir a partir de aceros de alta resistencia convencionales debido a una capacidad de conformación demasiado baja para piezas estructurales complejas. Por esta razón, los aceros asistidos por plasticidad inducida por transformación multifásica (aceros TRIP) han ganado considerable interés en los últimos años.

Los aceros TRIP poseen una microestructura multifase, 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 resulta en un notable endurecimiento de trabajo. Este efecto de endurecimiento, actúa para resistir la estricción en el material y posponer el fallo en las operaciones de conformado de las láminas. La microestructura de un acero TRIP puede alterar en gran medida sus propiedades mecánicas. Los aspectos más importantes de la microestructura de 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 en martensita cuando el acero se deforma. Hay varias formas de estabilizar químicamente la austenita a temperatura ambiente. En los aceros TRIP de baja aleación, la austenita se estabiliza a través de su contenido de carbono y el pequeño tamaño de los granos de austenita. El contenido de carbono necesario para estabilizar la austenita es de aproximadamente 1 % en peso. Sin embargo, un alto contenido de carbono en el acero no puede usarse para muchas aplicaciones debido a su deficiente soldabilidad.

Por lo tanto, se requieren rutas de procesamiento específicas para concentrar el carbono en la austenita a fin de estabilizarla a temperatura ambiente. Una química de acero TRIP común también contiene pequeñas adiciones de otros elementos para ayudar a estabilizar la austenita, así como para ayudar en la creación de microestructuras que separan el 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 bainita, generalmente se considera necesario que el contenido de silicio sea de al menos 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 de la superficie del acero laminado en caliente y de una mala capacidad de recubrimiento del acero laminado en frío. En consecuencia, se ha investigado el reemplazo parcial o completo de silicio por otros elementos y se han registrado resultados prometedores para el diseño de aleaciones basadas en Al. Sin embargo, una desventaja con el uso de aluminio es el comportamiento de segregación durante la fundición, que provoca un agotamiento de Al en la posición central de las planchas, lo que aumenta el riesgo de formación de bandas de martensita en la microestructura final.

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

55 **Acero TRIP TPF con matriz de ferrita poligonal**

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

65 **Acero TRIP TBF con matriz de ferrita bainítica**

Los aceros TBF se conocen desde hace mucho tiempo y atraen mucho interés porque la matriz de ferrita bainítica permite una excelente capacidad de estiramiento. 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 estiramiento.

Acero TRIP TMF con matriz de ferrita martensítica

5 Los aceros TMF también contienen pequeñas islas de austenita retenida metaestable incrustada en una matriz martensítica fuerte, lo que permite que estos aceros logren una mejor capacidad de estiramiento 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

10 Los aceros TAM contienen la matriz de ferrita en forma de aguja obtenida por recocido de martensita fresca. Un efecto TRIP pronunciado se habilita nuevamente mediante la transformación de las inclusiones de austenita retenida metaestable en martensita bajo esfuerzo. A pesar de su prometedora combinación de resistencia, capacidad de embutición y capacidad de estiramiento, estos aceros no han ganado un interés industrial notable debido a su complicado y costoso ciclo de doble calentamiento.

15 Divulgación de la invención

20 La presente invención se refiere a una lámina de acero de alta resistencia laminada en frío que tiene una resistencia a la tracción de al menos 780 MPa y que tiene una excelente capacidad de conformación y a un procedimiento para producir la misma a escala industrial. En particular, la invención se refiere a una lámina de acero TPF laminada en frío que tiene propiedades adaptadas para la producción en una línea de recocido industrial convencional. Por consiguiente, el acero no solo poseerá buenas propiedades de conformación, sino que, al mismo tiempo, se optimizará con respecto a la temperatura- A_{c3} , la temperatura- M_s , el tiempo y la temperatura de temple bainítico y otros factores como la escala adhesiva que influye en la calidad de la superficie de la lámina de acero laminada en caliente y la procesabilidad de la lámina de acero en la línea de recocido industrial.

Descripción detallada

30 La invención se describe en las reivindicaciones.

En la siguiente memoria descriptiva, aparecen las siguientes abreviaturas:

35 PF = ferrita poligonal
 B = bainita
 BF = ferrita bainítica
 TM = martensita templada
 RA = austenita retenida
 R_m = resistencia a la tracción (MPa)
 Ag = elongación uniforme, UEI (%)
 40 A_{80} = elongación total (%)
 $R_{p0.2}$ = límite elástico (MPa)
 HR = reducción de laminación en caliente (%)
 T_{an} = temperatura de recocido (°C)
 t_{an} = tiempo(s) de recocido (s)
 45 CR1 = velocidad de enfriamiento (°C/s)
 T_Q = temperatura de temple (°C)
 CR2 = velocidad de enfriamiento (°C/s)
 T_{RJ} = temperatura de parada de enfriamiento rápido (°C)
 T_{OA} = temperatura de sobrevejecimiento/temple bainítico (°C)
 50 t_{OA} = tiempo(s) de sobrevejecimiento/temple bainítico
 CR3 = velocidad de enfriamiento (°C/s)

55 La lámina de acero TPF de alta resistencia laminada en frío tiene una composición que consta de los siguientes elementos (en % en peso):

C	0,1 - 0,3
Mn	1,4 - 2,7
Si	0,4 - 1,0
Cr	0,1 - 0,9
Si + Cr	≥ 0,9

Al	≤ 0,8
Nb	< 0,1

(continuación)

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

siendo el resto Fe aparte de impurezas.

5

Las razones de la limitación de los elementos se explican a continuación.

Los elementos C, Mn, Si y Cr son esenciales para la invención por las razones que se exponen a continuación:

10 C: 0,1 - 0,3 %

El 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 % de C. Cuando C es inferior al 0,1 %, entonces es difícil alcanzar una resistencia a la tracción de 780 MPa. Si C excede el 0,3 %, entonces la soldabilidad se ve afectada. Por esta razón, los intervalos preferidos son 0,1 - 0,25 %, 0,13 - 0,17 %, 0,15 - 0,19 % o 0,19-0,23 % dependiendo del nivel de resistencia deseado.

15

Mn: 1,4 - 2,7 %

20

El manganeso es un elemento de refuerzo de solución sólida, que estabiliza la austenita al reducir la temperatura de M_s y evita que se forme perlita durante el enfriamiento. Además, Mn baja la temperatura de A_{c3} . Con un contenido inferior al 1,4 %, puede ser difícil obtener una resistencia a la tracción de al menos 780 MPa. Puede ser difícil obtener una resistencia a la tracción de al menos 780 MPa ya con un contenido inferior al 1,7 %. Sin embargo, si la cantidad de Mn es superior al 2,7 %, pueden producirse problemas de segregación y la trabajabilidad puede deteriorarse. El límite superior también está determinado por la influencia de Mn en la microestructura durante el enfriamiento en la mesa de acabado y en la bobina, ya que un alto contenido de Mn puede dar lugar a la formación de una fracción de martensita que es desfavorable para el laminado en frío. Por lo tanto, los intervalos preferidos son 1,5 - 2,5 %, 1,5 - 1,7 %, 1,5 - 2,3 %, 1,7 - 2,3 %, 1,8 - 2,2 %, 1,9 - 2,3 % y 2,3 - 2,5 %.

25

30

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 lámina de acero delgada. El Si es insoluble en cementita y, por lo tanto, actuará para retrasar en gran medida la formación de carburos durante la transformación de bainita, ya que se debe dar tiempo al Si para difundirse de la cementita precipitante. Si mejora las propiedades mecánicas de la lámina de acero. Sin embargo, el alto contenido de Si forma óxidos de Si en la superficie, lo que puede dar como resultado decapados en los rollos y provocar defectos en la superficie. Además, la galvanización es muy difícil para altos contenidos de Si, es decir, aumenta el riesgo de defectos en la superficie. Por lo tanto, el Si está limitado al 1,0 %. En consecuencia, los intervalos preferidos son 0,4 - 0,9 %, 0,4 - 0,8 %, 0,5 - 0,9 %, 0,5 - 0,7 % y 0,75 - 0,90 %.

35

40

Cr: 0,1 - 0,9 %

El Cr es efectivo para aumentar la resistencia de la lámina de acero. Cr es un elemento que forma ferrita y retarda la formación de perlita y bainita. La temperatura de A_{c3} y la temperatura de M_s solo se reducen ligeramente al aumentar el contenido de Cr. En este tipo de acero, la cantidad de austenita retenida aumenta con el contenido de cromo. Sin embargo, debido al retraso de la transformación de bainita, se requieren tiempos de retención más largos, de modo que el procesamiento en una línea de recocido industrial convencional se vuelve difícil o imposible, cuando se usan velocidades de línea normales. Por esta razón, la cantidad de Cr se limita preferiblemente al 0,8 %. Los intervalos preferidos son, por lo tanto, 0,15 - 0,6 %, 0,15 - 0,35 %, 0,3 - 0,7 %, 0,5 - 0,7 %, 0,4 - 0,8 % y 0,25 - 0,35 %.

45

50

Si + Cr: $\geq 0,9$

El Si y el Cr también son eficaces para reducir el riesgo de bandas de martensita, ya que contrarrestan el efecto de la segregación de manganeso durante la colada. Además, y de manera completamente imprevista, se ha descubierto que la provisión combinada de Si y Cr da como resultado una mayor cantidad de austenita residual, lo que a su vez da como resultado una ductilidad mejorada. Por estas razones, la cantidad de Si + Cr debe ser $\geq 0,9$.

55

ES 2 746 285 T3

Sin embargo, cantidades demasiado grandes de Si + Cr podrían dar como resultado un fuerte retraso en la formación de bainita y, por lo tanto, Si + Cr se limita preferiblemente al 1,4 %. En consecuencia, los intervalos preferidos son 1,0 - 1,4 %, 1,05 - 1,30 % y 1,1 - 1,2 %.

5 Si/Cr = 1 - 5

El Si debe estar presente en el acero en al menos la misma cantidad que Cr para obtener un equilibrio entre un fuerte retraso de la precipitación de cementita y un pequeño retraso de la cinética de formación de bainita, ya que Si y Cr retardan la formación de cementita y Cr tiene un fuerte efecto retardador sobre la cinética de la formación de bainita. Preferiblemente, el Si está presente en una cantidad mayor que Cr. Los intervalos preferidos para Si/Cr son, por lo tanto, 1 - 5, 1,5 - 3, 1,7 - 3, 1,7 - 2,8, 2 - 3 y 2,1 - 2,8.

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

15 Al: $\leq 0,8$

El Al promueve la formación de ferrita y también se usa comúnmente como desoxidante. El Al, al igual que el Si, no es soluble en la cementita y, por lo tanto, retrasa considerablemente la formación de cementita durante la formación de bainita. Las adiciones de Al dan como resultado un aumento notable en el contenido de carbono en la austenita retenida. Sin embargo, la temperatura de M_s aumenta al aumentar el contenido de Al. Otro inconveniente de Al es que resulta en un aumento drástico de la temperatura A_{c3} . Sin embargo, dado que las aleaciones de TPF de la invención se pueden recocer en la zona de dos fases, se pueden usar cantidades sustanciales de Al. Al se utiliza con éxito para la sustitución de Si en calidades de acero TRIP. Sin embargo, una desventaja principal de Al es su comportamiento de segregación durante la colada. Durante la colada, Mn se enriquece en la parte central de las planchas y el contenido de Al disminuye. Por lo tanto, en el medio se forma una significativa banda o zona estabilizada de austenita. Esto da como resultado bandas de martensita al final del procesamiento y que a baja tensión se formen grietas internas en la banda de martensita. Por otro lado, Si y Cr también se enriquecen durante la colada. Por lo tanto, la propensión a las bandas de martensita puede reducirse aleando con Si y Cr, ya que la estabilización de austenita debido al enriquecimiento de Mn es contrarrestada por estos elementos. Por estas razones, el contenido de Al se limita preferiblemente al 0,6 %, preferiblemente al 0,1 %, más preferiblemente a menos del 0,06 %.

35 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 la resistencia del equilibrio de elongación al refinar la microestructura de la matriz y la fase de austenita retenida debido a la precipitación de NbC. Por lo tanto, las adiciones de Nb pueden usarse para obtener una lámina de acero de alta resistencia que tenga una buena capacidad de embutición. Con 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 %. Incluso los intervalos más preferidos son 0,02-0,08 %, 0,02-0,04 % y 0,02-0,03 %.

45 Mo: $< 0,3$

Se puede añadir Mo para mejorar la resistencia. La adición de Mo junto con Nb da como resultado la precipitación de carburos finos de NbMoC, lo que da lugar a una mejora adicional en la combinación de resistencia y ductilidad.

50 Ti: $< 0,2$; V: $< 0,2$

Estos elementos son efectivos para el endurecimiento por precipitación. Se puede añadir Ti en cantidades preferidas de 0,01 - 0,1 %, 0,02 - 0,08 % o 0,02 - 0,05 %. Se puede añadir V 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 pueden añadir 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 lámina de acero. Para tener un efecto notable, se debe añadir al menos 0,0002 %. Sin embargo, cantidades excesivas, deterioran la trabajabilidad.

65

ES 2 746 285 T3

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

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

- 5 Se pueden añadir estos elementos para controlar la morfología de las inclusiones en el acero y mejorar así la capacidad de expansión del agujero y la capacidad de estiramiento de la lámina de acero.

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

- 10 Si > Al

La lámina de acero de alta resistencia laminada en frío de acuerdo con 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.

- 15 Mn + 3Cr

Para evitar un retardo demasiado fuerte de la formación de bainita en la lámina de acero de la presente invención, se prefiere controlar la relación de Mn + 3Cr ≤ 3,8, preferiblemente ≤ 3,6 y más preferiblemente ≤ 3,4.

- 20 $(Rp_{0,2})/(R_m)$

En la lámina de acero de la presente invención, se prefiere controlar la relación de rendimiento de $(Rp_{0,2})/(R_m) \leq 0,7$, preferiblemente $(Rp_{0,2})/(R_m) \leq 0,75$, para obtener la capacidad de conformación deseada.

- 25 La lámina de acero TPF de alta resistencia laminada en frío tiene una microestructura multifásica que comprende (en % en volumen)

austenita retenida	5 - 22
bainita + ferrita bainítica + martensita templada	≤ 80
ferrita poligonal	≥ 10

- 30 La cantidad de austenita retenida (RA) es del 5 al 22 %, preferiblemente del 6 al 22 %, y más preferiblemente del 6 al 16 %. Debido al efecto TRIP, la austenita retenida es un requisito previo cuando se necesita una alta elongación. Gran cantidad de austenita residual disminuye la capacidad de estiramiento. En estas láminas de acero, la matriz consiste principalmente en la ferrita poligonal blanda (PF) con una cantidad generalmente superior al 50 %. Solo una pequeña cantidad de ferrita bainítica (BF) está generalmente presente en la microestructura final. Como consecuencia de la insuficiente estabilidad local de austenita, la estructura también puede contener algunas cantidades menores de martensita fresca que se forma durante el enfriamiento a temperatura ambiente.
- 35

La lámina de acero TPF de alta resistencia laminada en frío tiene las siguientes propiedades mecánicas

resistencia a la tracción (R_m)	≥ 780 MPa
elongación total (A_{80})	≥ 12 %, preferiblemente ≥ 13 %, más preferiblemente ≥ 14 %

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

- 45 La capacidad de conformación de la lámina de acero se evaluó mediante el equilibrio resistencia-elongación ($R_m \times A_{80}$).

La lámina de acero de la presente invención cumple la siguiente condición:

$$R_m \times A_{80} \geq 13\,000 \quad \text{MPa}\%$$

- 50 Las propiedades mecánicas de la lámina de acero de la presente invención se pueden ajustar en gran medida mediante la composición y la microestructura de la aleación.

En una realización preferida, la lámina de acero de alta resistencia laminada en frío tiene una resistencia a la tracción de al menos 780MPa, comprendiendo el acero:

- 55
- | | |
|----|--------------------------------------|
| C | 0,17 - 0,23 |
| Mn | 1,5 - 1,8, preferiblemente 1,5 - 1,7 |
| Si | 0,4 - 0,8, preferiblemente 0,4 - 1,7 |
| Cr | 0,3 - 0,7, preferiblemente 0,4 - 0,7 |

ES 2 746 285 T3

opcionalmente

Nb 0,01- 0,03, preferiblemente 0,02 - 0,03

5

o

C 0,13 - 0,17
Mn 1,7 - 2,3
Si 0,5 - 0,9
Cr 0,3 - 0,7

opcionalmente

Nb 0,01- 0,03, preferiblemente 0,02 - 0,03

10

y en la que la lámina de acero cumple al menos uno de los siguientes requisitos:

(R_m) 780 - 1200 MPa
(A₈₀) ≥ 15 %

15

y

R_m x A₈₀ ≥ 14 000 MPa %, preferiblemente, ≥ 16 000 MPa %

Las composiciones típicas para la lámina de acero de alta resistencia laminada en frío que tiene una resistencia a la tracción de al menos 780 MPa podrían ser

20

C ~ 0,2 %, Mn ~ 1,6 %, Si ~ 0,6 %, Cr ~ 0,6 %, Nb ~ 0 or 0,025 %, o
C ~ 0,15 %, Mn ~ 1,8 %, Si ~ 0,7 %, Cr ~ 0,4 %, Nb ~ 0 o 0,025 %, siendo el resto hierro aparte de las impurezas.

25

En otra realización preferida, la lámina de acero de alta resistencia laminada en frío tiene una resistencia a la tracción de al menos 980 MPa, comprendiendo el acero:

C 0,18 - 0,22
Mn 1,7 - 2,3
Si 0,5 - 0,9
Cr 0,3 - 0,8

opcionalmente

Si + Cr ≥ 1,0
Nb 0,01- 0,03

30

o

C 0,14 - 0,20
Mn 1,9 - 2,5
Si 0,5 - 0,9
Cr 0,3 - 0,8

opcionalmente

Si + Cr ≥ 1,0
Nb 0,01- 0,03

35

y en la que la lámina de acero cumple al menos uno de los siguientes requisitos:

(R_m) 980 - 1200 MPa
(A₈₀) ≥ 13 %

40

y

R_m x A₈₀ ≥ 13 000 MPa%

Las composiciones típicas para la lámina de acero de alta resistencia laminada en frío que tiene una resistencia a la

ES 2 746 285 T3

tracción de al menos 980 MPa podrían ser C ~ 0,18 %, Mn ~ 2,2 %, Si ~ 0,8 %, Cr ~ 0,5 %, Nb ~ 0 o 0,025 %, siendo el resto hierro aparte de impurezas.

5 En otra realización preferida más, la lámina de acero de alta resistencia laminada en frío tiene una resistencia a la tracción (R_m) de al menos 1180 MPa. En esta realización, el acero comprende

C	0,18 - 0,22
Mn	1,7 - 2,5, preferiblemente 1,7 - 2,3
Si	0,5 - 0,9
Cr	0,4 - 0,8

opcionalmente

Si + Cr	$\geq 1,1$
Nb	0,01- 0,03, preferiblemente 0,02 - 0,03

10 y cumple al menos uno de los siguientes requisitos:

(R_m)	1000 - 1400	MPa, preferiblemente 1180 - 1400 MPa
(A_{80})	≥ 10	%, preferiblemente ≥ 14 %

y

$$R_m \times A_{80} \geq 12\,000 \text{ MPa}\%, \quad \text{preferiblemente, } \geq 15\,000 \text{ MPa}\%$$

15 Una composición típica para la lámina de acero de alta resistencia laminada en frío que tiene una resistencia a la tracción de al menos 1180 MPa podría ser:

20 C ~ 0,2 %, Mn ~ 2,2 %, Si ~ 0,8 %, Cr ~ 0,6 %, Nb ~ 0 o 0,025 %, siendo el resto hierro aparte de impurezas, o
C ~ 0,2 %, Mn ~ 2 %, Si ~ 0,6 %, Cr ~ 0,6 %, Nb ~ 0 o 0,025 %, siendo el resto hierro aparte de impurezas.

La lámina de acero de alta resistencia laminada en frío de la presente invención se puede producir usando una línea de recocido industrial convencional. El procesamiento comprende las etapas de:

- 25 a) proporcionar una tira laminada en frío que tiene una composición según se establece anteriormente,
- b) recocer la tira laminada en frío a una temperatura de recocido, T_{an} , que está entre 760 °C y $A_{c3} + 20$ °C, seguida de
- 30 c) enfriar la tira laminada en frío desde la temperatura de recocido, T_{an} , hasta una temperatura de parada de enfriamiento, T_{RJ} , que está entre 300 y 475 °C, preferiblemente 350 y 475 °C a una velocidad de enfriamiento que es suficiente para evitar la formación de perlita, seguida de
- 35 d) temple bainítico de la tira laminada en frío a una temperatura de sobreenviejamiento/temple bainítico, T_{OA} , que está entre 320 y 480 °C, y
- e) enfriar la tira laminada en frío a temperatura ambiente.

Preferiblemente, el proceso comprenderá, además, las etapas de:

40 en la etapa b) el recocido se realiza a una temperatura de recocido, T_{an} , que está entre 760 y 820 °C, durante un tiempo de mantenimiento de recocido, t_{an} , de hasta 100 s, preferiblemente 60 s,

45 en la etapa c) el enfriamiento puede realizarse de acuerdo con un patrón de enfriamiento que tiene dos velocidades de enfriamiento separadas; una primera velocidad de enfriamiento, CR1, de aproximadamente 3 - 20 °C/s, desde la temperatura de recocido, T_{an} , hasta una temperatura de temple, T_Q , que está entre 600 y 750 °C, y una segunda velocidad de enfriamiento, CR2, de aproximadamente 20 - 100 °C/s, desde la temperatura de enfriamiento, T_Q , hasta la temperatura de parada de enfriamiento rápido, T_{RJ} y

50 en la etapa d) el temple bainítico de la lámina de acero se realiza a una temperatura de sobreenviejamiento/temple bainítico, T_{OA} , que está entre 350 y 475 °C y un tiempo de sobreenviejamiento/temple bainítico, t_{OA} , que está entre 50 y 600 s.

Preferiblemente, no se aplica calentamiento externo a la lámina de acero entre las etapas c) y d).

En un procedimiento concebible para producir la lámina de acero de alta resistencia laminada en frío de la invención, el temple bainítico de la etapa d) se realiza a una temperatura de sobre-envejecimiento/temple bainítico, T_{OA} , que está entre 375 y 475 °C para un tiempo de sobre-envejecimiento/temple bainítico, t_{OA} , de ≤ 200 s.

En otro procedimiento concebible para producir la lámina de acero de alta resistencia laminada en frío de la invención, el temple bainítico de la etapa d) se realiza a una temperatura de sobre-envejecimiento/temple bainítico, T_{OA} , que está entre 350 y 450 °C para un tiempo se realiza a una temperatura de sobre-envejecimiento/temple bainítico, t_{OA} , de ≥ 200 s.

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

Temperatura de recocido, T_{an} , = 760 °C a temperatura $A_{c3} + 20$ °C:

La temperatura de recocido controla la recristalización, la disolución de cementita y la cantidad de ferrita y austenita durante el recocido. Una temperatura de recocido baja, T_{an} , da como resultado una microestructura no cristalizada y una disolución insuficiente de cementita. Altas temperaturas de recocido dan como resultado una austenización completa y el crecimiento del grano. Esto puede provocar una formación insuficiente de ferrita durante el enfriamiento.

Temperatura de temple bainítico, T_{OA} , entre 320 y 480 °C:

Mediante el control de la temperatura de temple bainítico, T_{OA} , dentro del intervalo mencionado, se puede controlar la cantidad de bainita, la precipitación indeseable de cementita y, por lo tanto, la cantidad y estabilidad de austenita retenida, RA. Una temperatura de temple bainítico más baja, T_{OA} , disminuirá la cinética de formación de bainita y una cantidad demasiado pequeña de bainita puede dar como resultado una austenita retenida estabilizada insatisfactoria. Una temperatura de temple bainítico más alta, T_{OA} , aumenta la cinética de formación de bainita, pero generalmente la cantidad de bainita se reduce y esto puede dar como resultado una austenita retenida estabilizada insatisfactoria. Un aumento adicional de la temperatura de temple bainítico podría dar lugar a una precipitación indeseable de cementita.

Temperatura de parada de enfriamiento del enfriamiento rápido, T_{RJ} , entre 300 y 475 °C

Mediante el control de la temperatura de parada de enfriamiento del enfriamiento rápido, T_{RJ} , es posible un control adicional de la transformación antes del temple bainítico y esto puede aplicarse para un ajuste fino de las cantidades obtenidas de los diferentes componentes.

Primera y segunda velocidades de enfriamiento, CR1, CR2:

Un patrón de enfriamiento para enfriar la tira recocida desde la temperatura de recocido, T_{an} , hasta la temperatura de parada de enfriamiento rápido, T_{RJ} , puede tener dos pasos de enfriamiento separados. Al controlar la primera velocidad de enfriamiento, CR1 a aproximadamente 3 - 20 °C/s desde la temperatura de recocido, T_{an} , a una temperatura de temple, T_Q , que está entre 600 y 750 °C y una segunda velocidad de enfriamiento, CR2, de aproximadamente 20 - 100 °C/s desde la temperatura de temple, T_Q , hasta la temperatura de parada de enfriamiento rápido, T_{RJ} , la cantidad de ferrita poligonal y, por extensión, la cantidad de austenita puede controlarse. Además, mediante este patrón de enfriamiento se evita la formación de perlita, ya que la perlita deteriora las propiedades de capacidad de conformación de la lámina de acero. Sin embargo, una pequeña cantidad de perlita puede estar presente en la tira templada. Puede estar presente hasta el 1 % de perlita, aunque se prefiere que la tira templada no tenga perlita.

Tercera velocidad de enfriamiento CR3:

El programa de enfriamiento desde la temperatura de temple bainítico, T_{OA} , hasta la temperatura ambiente aplicada normalmente en líneas de recocido tiene un impacto despreciable en la microestructura y las propiedades mecánicas de la lámina de acero.

Ejemplos

Se fabricaron varias aleaciones de prueba A-Q que tenían composiciones químicas de acuerdo con la Tabla I. Se fabricaron láminas de acero y se sometieron a tratamiento térmico usando una línea de recocido industrial convencional de acuerdo con los parámetros especificados en la Tabla II. Las microestructuras de las láminas de acero se examinaron junto con una serie de otras propiedades mecánicas y el resultado se presenta en la Tabla III. En la Tabla I y la Tabla III, los ejemplos de acuerdo con la invención o al margen de la invención están marcados con Y o N, respectivamente.

Tabla I

Acero	C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	Ni	Mo	Cu	V	Nb	Ti	B	N	A _{c3}	Ms	Inventación
A	0,200	0,65	1,55	0,0048	0,0041	0,069	0,015	0,009	<0,001	0,014	<0,001	<0,001	<0,001	0,0004	0,0035	802	400	N
B	0,198	0,64	1,56	0,0047	0,0034	0,063	0,300	0,009	0,001	0,013	<0,001	<0,001	<0,001	0,0003	0,0038	801	397	Y
C	0,197	0,65	1,51	0,0039	0,0021	0,060	0,550	0,014	<0,001	0,014	<0,001	<0,001	0,001	0,0003	0,0037	803	396	Y
D	0,197	0,62	1,98	0,0056	0,0065	0,055	0,014	0,010	0,003	0,015	0,002	<0,002	0,003	0,0003	0,0046	788	388	N
E	0,199	0,85	2,25	0,0076	0,0068	0,046	0,120	0,011	0,003	0,017	0,002	0,027	0,003	0,0003	0,0040	790	375	Y
F	0,220	0,87	2,30	0,0070	0,0054	0,045	0,320	0,009	0,002	0,017	0,002	0,027	0,003	0,0004	0,0037	785	362	Y
G	0,200	0,84	2,26	0,0081	0,0049	0,046	0,580	0,011	0,003	0,016	0,002	0,027	0,003	0,0003	0,0047	789	369	Y
H	0,210	0,84	2,00	0,0077	0,0050	0,050	0,310	0,010	0,003	0,017	0,002	0,026	0,003	0,0003	0,0046	794	376	Y
I	0,210	0,84	2,24	0,0079	0,0051	0,048	0,320	0,011	0,003	0,017	0,002	<0,002	0,002	0,0004	0,0051	787	369	Y
J	0,220	0,84	2,23	0,0082	0,0040	0,054	0,320	0,011	0,003	0,017	0,002	0,049	0,003	0,0003	0,0051	785	365	Y
K	0,198	0,55	1,51	0,0066	0,0042	0,044	0,017	0,010	0,004	0,015	0,002	<0,002	0,003	0,0003	0,0046	799	403	N
L	0,196	0,72	1,49	0,0065	0,0043	0,045	0,017	0,010	0,004	0,015	0,002	<0,002	0,003	0,0003	0,0047	807	402	N
M	0,200	1,09	1,52	0,0062	0,0039	0,043	0,018	0,010	0,004	0,015	0,002	<0,002	0,002	0,0003	0,0045	822	396	N
N	0,200	1,52	1,50	0,0068	0,0041	0,042	0,017	0,010	0,004	0,015	0,002	<0,002	0,003	0,0002	0,0048	842	392	N
O	0,131	0,84	2,31	0,0076	0,0037	0,038	0,290	0,012	0,003	0,018	0,002	<0,001	0,002	0,0003	0,0038	805	400	Y
P	0,250	0,82	2,34	0,0078	0,0039	0,041	0,300	0,012	0,003	0,018	0,002	<0,001	0,002	0,0003	0,0042	775	349	Y
Q	0,145	0,65	1,9	0,009	0,0022	0,045	0,35	0,015	0,004	0,016	0,002	0,025	0,003	0,0002	0,0046	808	415	Y

Tabla II

Ciclo de calor n.º	HR	T _{an}	t _{an}	CR1	T _Q	CR2	T _{RJ}	T _{oA}	t _{oA}	CR3
1	20	800	60	5	720	50	325	325	600	30
2	20	800	60	5	720	50	350	350	600	30
3	20	800	60	5	720	50	375	375	600	30
4	20	800	60	5	720	50	400	400	600	30
5	20	800	60	5	720	50	425	425	600	30
6	20	800	60	5	720	50	450	450	600	30
7	20	800	60	5	720	50	400	400	120	30
8	20	800	60	5	720	50	425	425	120	30
9	20	800	60	5	720	50	450	450	120	30
10	20	800	60	5	720	50	475	475	120	30
11	20	800	60	5	720	50	425	425	60	30
12	20	780	60	5	720	50	400	400	600	30
13	20	820	60	5	720	50	400	400	600	30
14	20	880	60	5	720	50	400	400	600	30

Tabla III

Ejemplo	Composición química	Ciclo de calor n.º	PF	B + BF + TM	RA	Rp0,2	Rm	Ag	A80	Rm x A80	Invencción	Rp0,2/Rm
1	A	4	72	24,0	4,0	562	713	13,5	17,5	12478	N	0,79
2	B	4	63	29,0	8,0	598	821	16,5	21,0	17241	Y	0,73
3	C	4	57	30,0	13,0	604	825	17,5	23,5	19388	Y	0,73
4	D	4	38	54,5	7,5	634	911	9,3	13,3	12116	N	0,70
5	E	4	34	53	13,0	613	941	14,8	18,5	17409	Y	0,65
6	F	4	29	59,5	11,5	603	1049	14,6	17,8	18672	Y	0,57
7	G	4	25	65,1	9,9	594	1116	11,3	14,3	15959	Y	0,53
8	H	4	36	53,0	11,0	561	919	17,3	21,1	19391	Y	0,61
9	I	4	27	60,9	12,1	580	1021	12,9	16,4	16744	Y	0,57
10	J	4	30	59,1	10,9	606	990	13,8	17,2	17028	Y	0,61
11	K	4	73	20,8	6,2	523	650	11,3	15,4	10010	N	0,80
12	L	4	67	25,2	7,8	483	702	14,1	17,8	12496	N	0,69
13	M	4	63	25,1	11,9	472	735	17,4	21,5	15803	N	0,64
14	N	4	65	20,5	14,5	504	754	18,9	26,5	19981	N	0,67
15	O	4	43	48,1	8,9	603	945	10,4	14,9	14081	Y	0,64
16	P	4	26	59,7	14,3	667	1129	10,1	12,5	14113	Y	0,59
17	C	1	61	31,6	7,4	663	964	8,6	11,4	10990	N	0,69
18	C	2	59	33,0	8,0	648	903	11,9	16,1	14538	Y	0,72
19	C	3	58	32,5	9,5	624	843	15,1	18,9	15933	Y	0,74
20	C	4	60	29,2	10,8	598	829	15,9	20,5	16995	Y	0,72
21	C	5	62	25,5	12,5	482	823	17,5	21,8	17941	Y	0,59
22	C	6	65	28,5	6,5	513	894	12,8	17,3	15466	Y	0,57
23	C	7	58	28,5	13,5	476	877	15,9	20,2	17715	Y	0,54
24	C	8	62	23,4	14,6	478	842	18,3	24,3	20461	Y	0,57
25	C	9	61	23,8	15,2	422	861	16,2	21,2	18253	Y	0,49

(continuación)

Ejemplo	Composición química	Ciclo de calor n.º	PF	B + BF + TM	RA	Rp0,2	Rm	Ag	A80	Rm x A80	Invencción	Rp0,2/Rm
26	C	10	65	25,9	9,1	427	891	15,2	18,8	16751	Y	0,48
27	Q	8	38	50,1	11,9	512	821	17,8	22,6	18555	Y	0,62
28	Q	11	36	52,5	11,5	498	835	16,4	20,6	17201	Y	0,60
29	H	12	39	50,6	10,4	516,6	889,2	17,1	20,7	18406	Y	0,58
30	H	13	31	58,8	10,2	681,2	968,1	12,5	16,8	16264	Y	0,70
31	H	14	<5	> 86	9,0	784,2	973,6	8,7	12	11683	N	0,81

Aplicabilidad industrial

La presente invención puede ser ampliamente aplicada a láminas de acero de alta resistencia que tienen una excelente capacidad de conformación para vehículos tales como automóviles.

5

REIVINDICACIONES

1. Lámina de acero de alta resistencia laminada en frío que comprende:

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

C	0,1 - 0,3
Mn	1,4 - 2,7
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
S	≤ 0,01
P	≤ 0,02
N	≤ 0,02
B	< 0,005
Ca	< 0,005
Mg	< 0,005
REM	< 0,005

siendo el resto Fe aparte de impurezas.

10 b) una microestructura multifásica que comprende (en % en volumen)

austenita retenida	5 - 22
bainita + bainita ferrítica + martensita templada	≤ 80
ferrita poligonal	≥ 10

c) las siguientes propiedades mecánicas

resistencia a la tracción (R_m)	≥ 780 MPa
elongación $t(A_{80})$	≥ 12 %, preferiblemente ≥ 13 %,

15 y opcionalmente cumple la siguiente condición

$$R_m \times A_{80} \geq 13\,000 \quad \text{MPa \%}$$

2. Lámina de acero de alta resistencia laminada en frío de acuerdo con la reivindicación 1 que cumple al menos uno de:

20

C	0,13 - 0,25
Mn	1,5 - 2,5, preferiblemente 1,5 - 2,3, incluso más preferiblemente 1,7 - 2,3
Si	0,4 - 0,9
Cr	0,2 - 0,6

3. Lámina de acero de alta resistencia laminada en frío de acuerdo con una cualquiera de las anteriores reivindicaciones que cumple al menos uno de:

Al	≤ 0,1, preferiblemente ≤ 0,06
Nb	0,02 - 0,08
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	0,0002 - 0,003
Ca	0,0005 - 0,005
Mg	0,0005 - 0,005
REM	0,0005 - 0,005

25

ES 2 746 285 T3

4. Lámina de acero de alta resistencia laminada en frío de acuerdo con una cualquiera de las anteriores reivindicaciones que cumple al menos uno de:

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

5 5. Lámina de acero de alta resistencia laminada en frío de acuerdo con una cualquiera de las anteriores reivindicaciones, en la que el tamaño máximo de la austenita retenida (RA) es ≤ 6 μm, preferiblemente ≤ 3 μm.

6. Lámina de acero de alta resistencia laminada en frío de acuerdo con una cualquiera de las anteriores reivindicaciones, en la que la microestructura multifásica comprende (en % en volumen).

10

austenita retenida	6-16
bainita + bainita ferrítica + martensita templada	≤ 80
ferrita poligonal	≥ 10

7. Lámina de acero de alta resistencia laminada en frío de acuerdo con una cualquiera de las anteriores reivindicaciones en la que el acero comprende:

15

C	0,17 - 0,23
Mn	1,5 - 1,8, preferiblemente 1,5 - 1,7
Si	0,4 - 0,8, preferiblemente 0,4 - 0,7
Cr	0,3 - 0,7, preferiblemente 0,4 - 0,7

opcionalmente

20

Nb	0,01- 0,03, preferiblemente 0,02 - 0,03
----	---

y en la que la lámina de acero cumple al menos uno de los siguientes requisitos:

25

Y

(R _m)	780 - 1200	MPa
(A ₈₀)	≥ 15	%

R _m x A ₈₀	≥ 16 000	MPa%
----------------------------------	----------	------

30 8. Lámina de acero de alta resistencia laminada en frío de acuerdo con una cualquiera de las reivindicaciones 1-6, en la que el acero comprende:

C	0,13 - 0,17
Mn	1,7 - 2,3
Si	0,5 - 0,9
Cr	0,3 - 0,7

opcionalmente

35

Nb	0,01- 0,03, preferiblemente 0,02 - 0,03
----	---

y en la que la lámina de acero cumple al menos uno de los siguientes requisitos:

40

y

(R _m)	780 - 1200	MPa
(A ₈₀)	≥ 15	%

R _m x A ₈₀	≥ 14 000	MPa%, preferiblemente ≥ 16 000 MPa%
----------------------------------	----------	-------------------------------------

ES 2 746 285 T3

9. Lámina de acero de alta resistencia laminada en frío de acuerdo con una cualquiera de las reivindicaciones 1-6, en la que el acero comprende:

C	0,18 - 0,22
Mn	1,7 - 2,3
Si	0,5 - 0,9
Cr	0,3 - 0,8

5

opcionalmente

Si + Cr	≥ 1,0
Nb	0,01 - 0,03

10

y en la que la lámina de acero cumple al menos uno de los siguientes requisitos:

(R_m)	980 - 1200	MPa
(A_{80})	≥ 13	%

y

$$R_m \times A_{80} \geq 13\,000 \quad \text{MPa}\%$$

15

10. Lámina de acero de alta resistencia laminada en frío de acuerdo con una cualquiera de las reivindicaciones 1-6, en la que el acero comprende:

C	0,14 - 0,20
Mn	1,9 - 2,5
Si	0,5 - 0,9
Cr	0,3 - 0,8

20

opcionalmente

Si + Cr	≥ 1,0
Nb	0,01 - 0,03

25

y en la que la lámina de acero cumple al menos uno de los siguientes requisitos:

(R_m)	980 - 1200	MPa
(A_{80})	≥ 13	%

y

$$R_m \times A_{80} \geq 13\,000 \quad \text{MPa}\%$$

30

11. Lámina de acero de alta resistencia laminada en frío de acuerdo con una cualquiera de las reivindicaciones 1-6, en la que el acero comprende:

C	0,18 - 0,22
Mn	1,7 - 2,5, preferiblemente 1,7 - 2,3
Si	0,5 - 0,9
Cr	0,4 - 0,8

35

opcionalmente

Si + Cr	≥ 1,1
Nb	0,01 - 0,03, preferiblemente 0,02 - 0,03

40

y en la que la lámina de acero cumple al menos uno de los siguientes requisitos:

ES 2 746 285 T3

(R _m)	1000 - 1400	MPa, preferiblemente 1180 - 1400 MPa
(A ₈₀)	≥ 10	%, preferiblemente ≥ 14 %

y

R_m x A₈₀ ≥ 12 000 MPa %, preferiblemente, ≥ 15 000 MPa %

- 5
12. Lámina de acero de alta resistencia laminada en frío de acuerdo con una cualquiera de las anteriores reivindicaciones, en la que la relación Mn + 3 x Cr ≤ 3,8, preferiblemente ≤ 3,6, más preferiblemente ≤ 3,4.
- 10
13. Lámina de acero de alta resistencia laminada en frío de acuerdo con una cualquiera de las anteriores reivindicaciones, en la que la cantidad de Si > Al, preferiblemente Si > 1.3 Al, más preferiblemente Si > 5Al, más preferiblemente Si > 10Al.
- 15
14. Lámina de acero de alta resistencia laminada en frío de acuerdo con una cualquiera de las anteriores reivindicaciones, en la que la relación de Si/Cr = 1 - 5, preferiblemente 1,5 - 3, más preferiblemente 1,7 - 3, más preferiblemente 1,7-2,8.
- 20
15. Lámina de acero de alta resistencia laminada en frío de acuerdo con una cualquiera de las anteriores reivindicaciones que no está provista de una capa de galvanizado por inmersión en caliente.
- 20
16. Procedimiento para producir una lámina de acero alta resistencia laminada en frío de de acuerdo con cualquiera de las reivindicaciones anteriores que comprende las etapas de:
- 25
- a) suministro de una tira de acero laminada en frío que tiene una composición como se establece en cualquiera de las reivindicaciones anteriores,
- b) recocido de la tira de acero laminada en frío a una temperatura de recocido, T_{an}, que está entre 760 °C y A_{c3} +20 °C, seguido de
- 30
- c) enfriamiento de la tira de acero laminada en frío desde la temperatura de recocido, T_{an}, hasta una temperatura de parada de enfriamiento de enfriamiento rápido, T_{RJ}, que está entre 300 y 475 °C, preferiblemente 350 y 475 °C a una velocidad de enfriamiento suficiente para evitar formación de perlita, seguido de
- 35
- d) temple bainítico de la tira de acero laminada en frío a una temperatura de sobre-envejecimiento/temple bainítico, T_{OA}, que está entre 320 y 480 °C, seguido de
- e) enfriamiento de la tira de acero laminada en frío a temperatura ambiente.
- 35
17. Procedimiento para producir una lámina de acero de alta resistencia laminada en frío de acuerdo con la reivindicación 16, en el que el temple bainítico de la etapa d) se realiza a una temperatura de sobre-envejecimiento/temple bainítico, T_{OA}, que está entre 375 y 475 °C durante un tiempo de ≤ 200 s.
- 40
18. Procedimiento para producir una lámina de acero de alta resistencia laminada en frío de acuerdo con la reivindicación 16, en el que el temple bainítico de la etapa d) se realiza a una temperatura de sobre-envejecimiento/temple bainítico, T_{OA}, que está entre 350 y 450 °C durante un tiempo de ≥ 200 s.