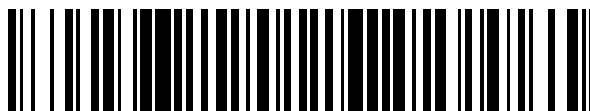


19



OFICINA ESPAÑOLA DE
PATENTES Y MARCAS

ESPAÑA



11 Número de publicación: **2 725 005**

51 Int. Cl.:

C22C 38/00	(2006.01) C21D 8/00	(2006.01)
C22C 38/02	(2006.01) C21D 8/02	(2006.01)
C22C 38/04	(2006.01) C21D 9/46	(2006.01)
C22C 38/06	(2006.01) C22C 38/32	(2006.01)
C22C 38/12	(2006.01) C22C 38/38	(2006.01)
C22C 38/14	(2006.01)	
C22C 38/22	(2006.01)	
C22C 38/24	(2006.01)	
C22C 38/26	(2006.01)	
C22C 38/28	(2006.01)	

12

TRADUCCIÓN DE PATENTE EUROPEA

T3

96 Fecha de presentación y número de la solicitud europea: **22.09.2016** **E 16190033 (7)**

97 Fecha y número de publicación de la concesión europea: **17.04.2019** **EP 3147381**

54 Título: **Una lámina de acero laminable de alta resistencia laminada en caliente con excelente capacidad de conformado de abocardado y un método de producción de dicho acero**

30 Prioridad:
22.09.2015 EP 15186309

45 Fecha de publicación y mención en BOPI de la traducción de la patente:
18.09.2019

73 Titular/es:
TATA STEEL IJMUIDEN B.V. (100.0%)
Wenckebachstraat 1
1951 JZ Velsen-Noord, NL

72 Inventor/es:
RIJKENBERG, ROLF ARJAN y
AARNTS, MAXIM PETER

74 Agente/Representante:
SÁEZ MAESO, Ana

ES 2 725 005 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

Una lámina de acero laminable de alta resistencia laminada en caliente con excelente capacidad de conformado de abocardado y un método de producción de dicho acero

5

Esta invención se refiere a una banda o lámina de acero de alta resistencia enrollada en caliente con excelentes características de formación de rollo y una excelente combinación de capacidad de alargamiento total, capacidad de conformado del abocardado y resistencia a la fatiga y a un método para elaborar dicha banda o lámina de metal y al uso de dicha banda o lámina en una parte.

10

La presión continua en la industria automotriz para reducir el peso del vehículo impulsa el desarrollo de tecnología de materiales avanzados que permite soluciones de peso liviano rentables. Los aceros avanzados de alta resistencia (AHSS) han brindado oportunidades para emplear su mayor resistencia para disminuir el espesor y, por lo tanto, para ahorrar peso del vehículo sin comprometer la seguridad.

15

Sin embargo, las calificaciones de AHSS pueden imponer desafíos con respecto a la solidez de la fabricación y/o el rendimiento en servicio. En particular, los grados AHSS como los aceros de fase doble (DP) o de plasticidad inducida por transformación (TRIP) con sus microestructuras que consisten en ferrita blanda dúctil con componentes de fase de transformación de baja temperatura incrustados y/o islas de austenita retenida pueden tener problemas con respecto a la capacidad de conformado del abocardado o la ductilidad de los bordes durante las operaciones de fabricación. Además, las grandes diferencias en la dureza entre los diversos componentes de fase en AHSS también pueden deteriorar la durabilidad en servicio cuando se baja la resistencia a la fatiga durante la carga cíclica.

20

Para superar estas limitaciones, se desarrollaron los aceros de ferrita-bainita (FB) y fase compleja (CP). Estos ofrecen una mejor capacidad de conformado del abocardado y una mejor resistencia a la fatiga sobre los aceros DP y TRIP, a la vez que ofrecen un comportamiento continuo de endurecimiento en el trabajo y un buen alargamiento uniforme y de tracción. Sin embargo, el mecanismo de fortalecimiento de incluir más islas de martensita en la microestructura CP final se realiza a expensas de la capacidad de conformado del abocardado y puede llevar a una capacidad de conformado del abocardado demasiado baja para la fabricación de componentes de chasis de automóviles basados en un diseño complejo e intrincado de peso ligero. Los aceros CP también generalmente muestran un mayor límite elástico antes de la formación que los aceros DP y TRIP.

25

30

Los aceros ferríticos de alta resistencia, reforzados con nanoprecipitaciones, son conocidos por su combinación superior de capacidad de estirabilidad en frío y capacidad de conformado del abocardado, y ofrecen una alta resistencia a la fatiga. Responsable de su excelente desempeño es una microestructura ferrítica dúctil monofásica, que está libre de constituyentes de fase dura como cementita (gruesa), perlita, bainita y/o martensita. Esta microestructura homogénea evita el inicio temprano de la localización de la tensión y su alta tolerancia al daño resultante conduce tanto al alargamiento a la tracción como a la gran capacidad de expansión de los huecos. Este último es considerado como una buena medida para la capacidad de conformado del abocardado. Desafortunadamente, estos aceros exhiben un alto límite elástico y un alto rendimiento, y en condición de laminado ellos muestran un comportamiento de rendimiento discontinuo y un alargamiento de límite elástico pronunciado que conduce a bandas localizadas de deformación plástica. Estas bandas pueden tener un impacto negativo en el aspecto de la superficie o pueden perjudicar la resistencia a la fatiga, por ejemplo, cuando el material se dobla y/o se estira, o se forma en rollo para fabricar componentes del chasis.

35

40

El documento WO2013167572 divulga una lámina de acero ferrítica monofásica reforzada por precipitación laminada en caliente. Los precipitados en la microestructura comprenden precipitados finos de carburos de material compuesto que contienen Mo y V y opcionalmente Nb. El documento JP2005146301 divulga un acero TRIP de lámina de acero de alta resistencia que comprende 20% de austenita retenida, 20% o más de ferrita poligonal es 20% o más y 30% o más de ferrita bainítica es 30% o más, y la relación de área total de la ferrita y la ferrita bainítica es 60% o más. El documento JP2004197114 divulga una lámina de acero microaleado de Nb ferrítica, ferrítica-bainítica o bainítica con un contenido de Nb de al menos 0.10 que reivindica tener excelentes propiedades de rebordado por esbandamiento. JP2004225109 divulga una ferrita bainítica y una Lámina de acero microaleada en Ti ferrita poligonal con un contenido de Ti de al menos 0.09, que reivindica tener excelentes propiedades de abocardado.

50

Un objeto de la invención es proporcionar un acero de alta resistencia que tenga excelentes características de formación de lámina y una excelente capacidad de conformado del abocardado adecuado para la parte del chasis del automóvil o similar, combinada con un buen alargamiento total, capacidad de conformado del abocardado y resistencia a la fatiga

55

Otro objeto de la invención es proporcionar un acero de alta resistencia que tenga excelentes características de formación de lámina y una excelente capacidad de conformado del abocardado adecuado para la parte del chasis del automóvil o similar, combinado con un buen alargamiento total, la capacidad de conformado del abocardado y la resistencia a la fatiga con un continuo comportamiento de rendimiento en condición de laminado.

60

Otro objeto de la invención es proporcionar un acero de alta resistencia que tenga excelentes características de formación de lámina y una excelente capacidad de conformado del abocardado adecuada para la parte del chasis del automóvil o

65

similar, combinada con un buen alargamiento total, la capacidad de conformado del abocardado y la resistencia a la fatiga con un alto límite elástico y un alto rendimiento.

5 Otro objeto de la invención es proporcionar un acero de alta resistencia que tenga una resistencia a la tracción de 780 MPa o superior.

Otro objeto de la invención es proporcionar un acero de alta resistencia que tenga una resistencia a la tracción de 950 MPa o superior.

10 Otro objeto de la invención es proporcionar un método para fabricar dicha banda o lámina de acero.

15 De acuerdo con un primer aspecto, uno o más de estos objetos pueden alcanzarse mediante una banda o lámina de acero laminado en caliente de alta resistencia con una resistencia a la tracción de 780 MPa o más con un comportamiento de rendimiento continuo y una excelente combinación de alargamiento total, Capacidad de conformado del abocardado, y resistencia a la fatiga, que consiste de (en % en peso):

- entre 0.05 y 0.15% de C;

20 - entre 1.0 y 2.0% de Mn;

- entre 0.05 y 0.7% de Mo;

- entre 0.10 y 0.40% de V;

25 - entre 0.1 y 1.2% de Cr;

- opcionalmente uno o más de

- al menos 0.01 y máximo 0.14% de Ti;

30 - al menos 0.01 y a lo sumo 0.10% de Nb;

- al menos 0.05 y a lo sumo 0.5% de Si;

35 - a lo sumo 0.04% de P;

- a lo sumo 0.008% S;

- a lo sumo 0.1% de Al_{sol};

40 - a lo sumo 0.020% de N;

- a lo sumo 0.003% de B;

45 - opcionalmente Ca en una cantidad consistente con un tratamiento con calcio para el control de inclusión;

- equilibrio Fe e impurezas inevitables;

50 en el que la banda o lámina de acero tiene una microestructura que contiene una matriz que consiste en una mezcla de ferrita poligonal (PF) y ferrita bainítica (BF) y al menos 0.5% en vol. y a lo sumo 5% en vol. de Σ (martensita y austenita retenida), donde PF y BF son reforzados por precipitación con carburos compuestos finos y/o carbonitruros de V y/o de Mo y opcionalmente de Ti y/o de Nb, con una relación de rendimiento (YR) de al menos 0.7 y una relación de expansión de hueco (λ) de 40% o mayor.

55 El acero de acuerdo con la invención tiene una microestructura con suficiente martensita (M) para mejorar el incremento en dureza y resistencia y para suprimir el rendimiento discontinuo y el alargamiento del límite elástico por un lado, pero la cantidad de constituyentes de la fase secundaria dura, incluida la martensita, no es demasiado alta para arriesgar promover la localización de la tensión extensa tras la deformación, lo que perjudicaría la capacidad de conformado del abocardado y/o la resistencia a la fatiga. Además, para compensar la consiguiente posibilidad limitada de utilizar el endurecimiento por transformación para aumentar la resistencia del acero mediante la incorporación de martensita, se obtiene una matriz bien diseñada que proporciona un límite elástico alto ($R_{p0.2}$) combinada con una alta relación de rendimiento (YR = relación de rendimiento = límite elástico/resistencia a la tracción = $R_{p0.2}/R_m$). La matriz consiste en una mezcla de ferrita poligonal (PF) y ferrita bainítica (BF) en donde el PF y el BF se refuerzan por precipitación con carburos compuestos finos y/o carbonitruros de V y/o de Mo y opcionalmente de Ti y/o de Nb. Los precipitados de tamaño nanométrico alcanzan el nivel de resistencia deseado y suprimen la formación de cementita (gruesa) o perlita mediante la unión de C en los precipitados.

60

65

La matriz conforma al menos 95 % en vol. de la microestructura global. Incrustado en y entre los constituyentes de ferrita bainítica de la matriz hay una cantidad pequeña pero significativa de al menos 0.5% en vol. y a lo sumo 5% en vol. de la microestructura global de los constituyentes de la fase de martensita (M) y austenita retenida (RA) (es decir, $\Sigma (M + RA)$ es $\geq 0.5\%$ en vol. y $\leq 5\%$ en vol.), que suprimen el rendimiento discontinuo y el alargamiento del límite elástico sin un deterioro significativo de la capacidad de expansión del hueco (o la capacidad de conformado del abocardado) o la resistencia a la fatiga. Esta combinación de la matriz con las pequeñas islas M y/o RA se puede identificar como bainita granular. Para obtener el equilibrio correcto entre el rendimiento continuo por un lado y la buena capacidad de expansión del hueco y la resistencia a la fatiga por el otro, la cantidad de M y/o RA debe limitarse a un máximo de 5% en vol. Una cantidad mínima preferible es 0.8% en vol. Una cantidad máxima preferible es 4% en vol. Es importante garantizar que la formación de los constituyentes BF se realice a temperaturas en las que la cinética de precipitación de los elementos de microaleación, incluido V, sea lo suficientemente rápida como para permitir un importante endurecimiento por precipitación y para suprimir la formación de cementita (gruesa) o incluso perlita, que podría afectar la capacidad de expansión del hueco. Para lograr esto, se necesita una cantidad suficiente de Mo y el Cr además de otros elementos de aleación que puedan promover suficientemente la transformación bainítica. Debe observarse que la microestructura global consiste en la matriz, M y RA, en donde la matriz consiste en (PF y BF) (endurecido por precipitación). Por lo tanto, es la intención de que el acero de acuerdo con la invención tenga una microestructura general que consiste en PF, BF, M y RA, en donde $\Sigma(PF, BF, M, RA)=100\%$ en vol. Por lo tanto, la microestructura general está libre de otros componentes microestructurales y, en particular, está exenta de componentes microestructurales ricos en carbono tales como cementita gruesa o perlita. Sin embargo, pueden permitirse cantidades insignificantes y/o inevitables de estos otros componentes microestructurales que no afectan materialmente a las propiedades o al rendimiento del acero de acuerdo con la invención.

En una realización, la banda o lámina de acero tiene una resistencia a la tracción de 950 MPa o superior.

En una realización, la banda o lámina de acero comprende (en % en peso):

- al menos 0.08%, y/o a lo sumo 0.14% de C, y/o

- al menos 0.15% de Mo, y/o

- al menos 0.15 % de Cr o al menos 0.20 % de Cr, y/o

- al menos 0.02 % de Nb.

En una realización, la microestructura de la banda o lámina de acero de acuerdo con la invención contiene al menos el 0.8% de $\Sigma(M + RA)$ y/o la matriz contiene (en porcentaje en volumen de la matriz) al menos 40% de BF y a lo sumo el 60% de PF, preferiblemente al menos 60% de BF y a lo sumo el 40% de PF, más preferiblemente al menos 80% de BF y a lo sumo 20% de PF.

Se puede tolerar una cantidad sustancial de PF endurecido por precipitación en la matriz porque puede proporcionar un alargamiento a la tracción aumentado. Sin embargo, se prefiere que su fracción de volumen sea a lo sumo 60% en vol. de la matriz, o más preferiblemente a lo sumo 40% en vol., o más preferiblemente a lo sumo 20% en vol., ya que una fracción demasiado alta de PF conducirá a una pérdida de resistencia y puede además introducir el rendimiento discontinuo y el alargamiento del límite elástico, lo que debe evitarse en la presente invención.

En una realización de la invención, la suma de la intensidad de los ángulos de desorientación entre 20° y 50° en un perfil normalizado de Distribución de Ángulo de Desorientación (MOD) de la microestructura medida con la técnica de Difracción de Electrones Retroproyectados es a lo sumo 0.50, preferiblemente a lo sumo 0.40, más preferiblemente a lo sumo 0.20.

En una realización, el índice de Distribución del Ángulo de Desorientación (MOD) de la microestructura medido con la técnica de Difracción de Electrones Retroproyectados es al menos 0.45, preferiblemente al menos 0.65, más preferiblemente al menos 0.85.

En una realización, la composición de la banda o lámina de acero de acuerdo con la invención en el caso de que Ti sea al menos 0.01% satisface las siguientes ecuaciones:

$$0.2 \leq \left(\frac{(Mo/96)}{\left(\frac{Nb}{93} \right) + \left(\frac{Ti^*}{48} \right) + \left(\frac{V}{51} \right)} \right) \leq 2.0$$

y

60

$$0.7 \leq \left(\frac{(Nb/93) + (Ti^*/48) + (V/51) + (Mo/96)}{(C/12)} \right) \leq 2.2$$

con

$$Ti^* = Ti_{total} - \left(\left(\frac{N}{14} \times 48 \right) + \left(\frac{S}{32} \times 48 \right) \right).$$

5

Preferiblemente en el que

$$0.2 \leq \left(\frac{(Mo/96)}{(Nb/93) + (Ti^*/48) + (V/51)} \right) \leq 2.0$$

10

y

$$1.0 \leq \left(\frac{(Nb/93) + (Ti^*/48) + (V/51) + (Mo/96)}{(C/12)} \right) \leq 2.2$$

15

con

$$Ti^* = Ti_{total} - \left(\left(\frac{N}{14} \times 48 \right) + \left(\frac{S}{32} \times 48 \right) \right).$$

20

En estas ecuaciones, y las que siguen, si un elemento se indica con el código tal como se usa en la Tabla periódica, como por ejemplo Mo, entonces esto significa que él % en peso de ese elemento tiene que ser ingresado en la ecuación.

En una realización, la composición de la banda o lámina de acero de acuerdo con la invención en el caso de Ti es a lo sumo de 0,005% (es decir, Ti es una impureza inevitable y no un elemento de aleación deliberado) satisface las siguientes ecuaciones:

25

$$Al_{sol} - \left(\frac{N}{14} \times 27 \right) \geq 0,$$

y

$$0.2 \leq \left(\frac{(Mo/96)}{(Nb/93) + (V/51)} \right) \leq 2.0,$$

30

y

$$0.7 \leq \left(\frac{(Nb/93) + (V/51) + (Mo/96)}{(C/12)} \right) \leq 2.2.$$

35

Preferiblemente en el que

$$Al_{sol} - \left(\frac{N}{14} \times 27 \right) \geq 0,$$

y

$$0.2 \leq \left(\frac{(Mo/96)}{(Nb/93) + (V/51)} \right) \leq 2.0,$$

5

y

$$1.0 \leq \left(\frac{(Nb/93) + (V/51) + (Mo/96)}{(C/12)} \right) \leq 2.2.$$

10 En una realización, la composición de la banda o lámina de acero de acuerdo con la invención en el caso de Ti es a lo sumo de 0.005% (es decir, Ti es una impureza inevitable y no un elemento de aleación deliberado) satisface las siguientes ecuaciones:

$$Al_{sol} - \left(\frac{N}{14} \times 27 \right) < 0,$$

15

y

$$0.2 \leq \left(\frac{(Mo/96)}{(X/51)} \right) \leq 2.0,$$

$$0.7 \leq \left(\frac{(X/51) + (Mo/96)}{(C/12)} \right) \leq 2.2, \quad \text{con} \quad X = V + \left(\frac{Nb}{93} \times 51 \right) - \left(\frac{N^*}{14} \times 51 \right)$$

20

y

con

y

$$N^* = N - \left(\frac{Al_{sol}}{27} \times 14 \right)$$

25 Preferiblemente en donde

$$Al_{sol} - \left(\frac{N}{14} \times 27 \right) < 0,$$

30

y

$$0.2 \leq \left(\frac{(Mo/96)}{(X/51)} \right) \leq 2.0,$$

y

$$1.0 \leq \left(\frac{\left(\frac{X}{51} \right) + \left(\frac{Mo}{96} \right)}{\left(\frac{C}{12} \right)} \right) \leq 2.2$$

con

$$X = V + \left(\frac{Nb}{93} \times 51 \right) - \left(\frac{N^*}{14} \times 51 \right) \quad \text{y} \quad N^* = N - \left(\frac{Al_{sol}}{27} \times 14 \right)$$

5

En una realización, la banda o lámina de acero laminado en caliente de alta resistencia según la invención tiene una resistencia a la tracción (TS), el alargamiento total (EI) y el espesor t de la lámina (mm) que satisface la ecuación de $(TS \times EI)/t^{0.2} > 12000$ y uno de los siguientes (i a vi):

10

i. un YR de al menos 0.7 y un HER de 40% o más, o

ii. un YR de al menos 0.8 y un HER del 40% o superior, o

15

iii. un YR de al menos 0.7 y un HER de 50% o más, o

iv. un YR de al menos 0.8 y un HER del 50% o superior, o

v. un YR de al menos 0.7 y un HER de 60% o más, o

20

vi. un YR de al menos 0.8 y un HER del 60% o superior.

25

En una realización, la banda o lámina de acero de acuerdo con la invención está provista de un recubrimiento metálico en la superficie superior y/o inferior, preferiblemente un recubrimiento a base de zinc. El recubrimiento de la banda laminada en caliente con un recubrimiento metálico puede por ejemplo, ser hecho en un proceso de deposición electrolítica, o mediante inmersión en caliente en un ciclo de calor a capa (HTC) donde la temperatura durante el ciclo de HTC se mantiene lo más baja posible para evitar una influencia adversa en las propiedades del acero. El término superficie superior y/o inferior se refiere a las superficies principales de la banda.

30

En una realización, el grosor de la banda o lámina laminada en caliente es de al menos 1.0 mm, y a lo sumo 5.0 mm. Un grosor máximo adecuado es de 3.7 mm. Preferiblemente, el grosor es de al menos 1.25 mm y/o a lo sumo 3.5 mm. Un grosor máximo adecuado es de 3.2 mm. Más preferiblemente, el grosor es de al menos 1.50 mm y/o a lo sumo 3.0 mm.

35

El rendimiento continuo se puede definir como un acero que tiene un valor de Ae de a lo sumo 0.1%, y preferiblemente que tiene un valor de 0. Preferiblemente YR es al menos 0.70.

Ahora se describirá el papel de los elementos de aleación individuales. Todas las composiciones se dan en % en peso, a menos que se indique lo contrario.

40

El carbono (C) se agrega para formar precipitados de carburo y/o carbonitruro con V y Mo, y opcionalmente con Ti y/o Nb y para promover una pequeña pero significativa fracción de M y/o RA incrustada en la ferrita bainítica (BF), que puede definirse como una matriz de bainita granular. Este $\Sigma (M + RA)$ es $\geq 0.5\%$ en vol. y $\leq 5\%$ en vol. y es crucial para suprimir el rendimiento discontinuo y el alargamiento del límite elástico, lo que se considera positivo para el desempeño de formación de lámina de la banda o lámina de acero. La cantidad de C debe ser lo suficientemente alta para promover una cantidad suficiente de bainita granular a temperaturas de transformación que aún proporcionen una cinética de precipitación suficiente para lograr un endurecimiento por precipitación sustancial basado en V, Mo y, opcionalmente, Ti y/o Nb. Al mismo tiempo, la cantidad de C depende de la cantidad de endurecimiento por precipitación que se desea para lograr una banda o lámina de acero con una resistencia a la tracción de al menos 780 MPa. Además, la formación de cementita (gruesa) y/o perlita debe suprimirse, ya que la presencia de estos constituyentes de fase puede afectar la capacidad de expansión del hueco. Esto significa que la cantidad de C debe ser lo suficientemente alta para formar precipitados con V, Mo y, opcionalmente, Ti y/o Nb, y lo suficientemente baja para evitar la formación de cementita y/o perlita. Por lo tanto, la cantidad de C debe estar entre 0.05% y 0.15%. Preferiblemente, el contenido de C es al menos 0.08% y a lo sumo 0.14%

55

El silicio (Si) es beneficioso para el fortalecimiento de la solución sólida y la supresión de la formación de cementita y/o perlita. Este último es altamente relevante ya que la perlita y/o la cementita deterioran la capacidad de conformado del abocardado y la resistencia a la fatiga. Sin embargo, se desea un bajo contenido de Si para reducir las cargas de laminado y evitar problemas de escala, lo que puede perjudicar las propiedades de fatiga de la banda o lámina de acero. Por lo tanto, el contenido de Si no debe superar el 0.5%. Un contenido mínimo adecuado de Si es 0.05%. Un contenido máximo adecuado de Si es de 0.3%.

ES 2 725 005 T3

- 5 El manganeso (Mn) es importante ya que proporciona un refuerzo de la solución sólida de la matriz y disminuye la temperatura de transformación de Ar_3 , promoviendo así el refinamiento del grano y estimulando, en combinación con otros elementos de aleación como Mo y/o Cr, la formación de productos de transformación a temperatura baja que incluyen bainita granular que consiste en M y/o RA incrustados en una matriz bainítica (BF). Además, el Mn reduce la velocidad de transformación, lo que puede contribuir a la precipitación de la interfase y, por lo tanto, una distribución relativamente homogénea y fina de precipitados de carburo y/o carbonitruro para optimizar el endurecimiento por precipitación. Por lo tanto, el contenido de Mn debe ser al menos del 1.0%. Sin embargo, un contenido demasiado alto de Mn conducirá a la segregación (línea central), lo que promoverá la división al punzonar o cortar la banda o lámina de acero y, a su vez, perjudica la capacidad de conformado del abocardado de la banda o lámina de acero. Por lo tanto, el contenido de Mn debe estar en el rango de 1.0 y 2.0%. Un contenido mínimo adecuado de Mn es 1.20%. Un contenido máximo adecuado de Mn es 1.9%.
- 10
- 15 Un bajo contenido de azufre (S) es beneficioso para la capacidad de conformado. Por lo tanto, se necesita un bajo contenido de S para obtener una alta capacidad de expansión de huecos. Se puede desear un tratamiento con calcio (Ca) para el control de la inclusión para mejorar la capacidad de fundición y modificar el MnS. El contenido de S debe ser a lo sumo de 0.008%, preferiblemente a lo sumo de 0.005%. Si se usa un tratamiento con calcio, el contenido de calcio de la banda o lámina de acero generalmente no excede de 100 ppm, y generalmente está entre 5 y 70 ppm.
- 20 El fósforo (P) es un potente elemento de fortalecimiento de solución sólida. Sin embargo, en niveles altos, la segregación de la línea central P puede promover la división al punzonar y promover la escisión intergranular cuando se segrega a los límites de grano. Como tal, los niveles altos de P afectarán la capacidad de conformado del abocardado. Por lo tanto, el contenido de P debe ser de 0.04% o menos, preferiblemente a lo sumo 0.01%, más preferiblemente a lo sumo 0.005%.
- 25 El aluminio (Al) se agrega como desoxidante y puede contribuir al control del tamaño de grano durante el recalentamiento y el laminado en caliente de la banda o lámina de acero por la presencia de precipitados de AlN en la fase austenita. El contenido de Al en el acero (Al_tot) consiste en Al unido a los óxidos (Al_ox) como resultado de la desoxidación del acero, y que no se han eliminado de la masa fundida durante la fabricación de acero y la fundición, y un resto de Al, ya sea en solución sólida en la matriz de acero o presente como precipitados de nitruro de aluminio. El Al en solución sólida en la matriz de acero y el Al presente como precipitados de nitruro se pueden disolver en ácido para medir su contenido y esto se define como aluminio soluble (Al_sol). Un Al_sol demasiado alto impedirá la capacidad de conformado del abocardado. Por lo tanto, la cantidad de Al_sol debe ser a lo sumo de 0.1%. La cantidad preferida de Al_sol depende de la presencia y el contenido de V y Ti como elementos de refuerzo de la precipitación en el acero.
- 30
- 35 El efecto de fortalecimiento de la precipitación de V puede aumentarse promoviendo la formación de precipitados de nitruro (VN) y/o carbonitruro (VCN) a expensas de los precipitados de carburo (VC) utilizando niveles elevados de N. La razón de esto es el hecho que los precipitados de VN y VCN debido a su producto de menor solubilidad son térmicamente más estables que los VC y, por lo tanto, son menos propensos a engrosarse durante el enrollamiento. En consecuencia, el menor tamaño de los precipitados de VN y VCN contribuirá a un mayor grado de fortalecimiento de la precipitación. Para tener N tanto como sea posible disponible para la precipitación de VN y VCN, se recomienda usar un nivel bajo de Al porque Al es un eliminador de N efectivo. En este caso, se prefiere usar un nivel de Al_sol relativamente bajo de a lo sumo 0.07% o más preferiblemente de a lo sumo 0.025%.
- 40
- 45 Además de V, también se puede agregar Ti para lograr un fortalecimiento sustancial de la precipitación (es decir, la cantidad de Ti agregado es más alta que la impureza típica e inevitable en la banda o lámina de acero producida industrialmente). En ese caso, debe evitarse el uso de niveles elevados de N ya que esto promoverá la formación de TiN o TiVN, que no se disolverá o solo se disolverá parcialmente durante las condiciones de recalentamiento de losas industriales en un laminador de bandas en caliente. Además, el TiN tiende a precipitar en forma de grandes inclusiones cuboides, que pueden actuar como elevadores de tensión y, por lo tanto, constituyen sitios de nucleación potenciales para la formación de huecos y micro fisuras en la banda o lámina de acero en la deformación, lo que conduce a una degradación de la capacidad de conformado del abocardado/o resistencia a la fatiga. Por lo tanto, si tanto V como Ti se usan para el reforzamiento por precipitación de la banda o lámina de acero, entonces no existe la necesidad de usar un nivel bajo de Al. En este caso, se prefiere usar un contenido de Al_sol entre 0.025 y 0.1%.
- 50
- 55 El nitrógeno (N) es un elemento beneficioso para promover la precipitación de carbonitruro a expensas de la precipitación de carburo. Por lo tanto, en el caso de fortalecimiento de la precipitación V, un nivel elevado de N es beneficioso para aumentar la contribución de V al fortalecimiento de la precipitación de la matriz de la banda o lámina de acero. Como se indicó anteriormente, esto no se aplica cuando además de V también se agrega Ti para el fortalecimiento de la precipitación. Una combinación de un nivel elevado de Ti y N promoverá TiN y TiVN. Estos tipos de precipitados de nitruro tienen un producto de solubilidad relativamente baja en la fase de austenita y, por lo tanto, no se disolverán solo o parcialmente durante el recalentamiento de losas industriales en el rango de temperatura de 1050 a 1250°C. Esto reduce la eficacia tanto de V como de Ti a crear un reforzamiento por precipitación de la microestructura final de la banda o lámina de acero. Además, los niveles elevados de N en combinación con Ti conducen a la formación mencionada de grandes inclusiones de TiN cuboides, que pueden afectar la capacidad de conformado y la resistencia a la fatiga. Si aparte de una cantidad moderada opcional de Nb para el refinamiento predominantemente de grano, se usa V sin adiciones de Ti, entonces se prefiere usar un nivel de N relativamente alto de, a lo sumo, el 0.02%. Si se agrega Ti para el fortalecimiento
- 60
- 65

de la precipitación en combinación con V, entonces se prefiere usar un nivel relativamente bajo de N a lo sumo de 0.006%, preferiblemente 0.003%, o lo más preferiblemente a lo sumo 0.001%.

5 El niobio (Nb) proporciona refinamiento del grano y, en menor medida, un poco de endurecimiento por precipitación. El refinamiento del grano es importante para un buen equilibrio entre resistencia y capacidad de conformado y se cree que contribuye a mejorar la resistencia a la fatiga. Por otro lado, Nb también retarda la recrystalización durante la laminación en caliente y, por lo tanto, niveles elevados de Nb pueden llevar a fuerzas de laminado (demasiado) altas. Su presencia en esta invención es, por lo tanto, opcional y, si se usa, se limita a una cantidad de 0.1%, y preferiblemente al menos 0.02%, más preferiblemente al menos 0.035%.

10 El vanadio (V) proporciona un reforzamiento de la precipitación. El reforzamiento de la precipitación basado en precipitados de carburo fino y/o carbonitruro fino es crucial para lograr el nivel de resistencia deseado basado en una microestructura de bainita (granular) en combinación con un alto alargamiento y una alta capacidad de expansión de huecos. Con respecto a la capacidad de conformado, V es uno de los elementos de microaleación que es crucial para 15 atar sustancialmente a C en el proceso de precipitación de carburo y/o carbonitruro y para suprimir la formación de cementita (gruesa) inter e intralath en la matriz bainítica, que puede perjudicar la capacidad de conformado. Para esto el contenido mínimo de V es 0.1%. Demasiada V puede llevar a la segregación (línea central), lo que puede promover la división al punzonar o cortar la banda o lámina de acero, lo que dificulta la capacidad de conformado del abocardado de la banda o la lámina de acero. Por lo tanto, el contenido de V debe estar en el rango de 0.10 a 0.40%. Un contenido 20 mínimo de V adecuado es al menos 0.15%. Un contenido máximo de V adecuado es a lo sumo 0.35%, más preferiblemente a lo sumo 0.32% y lo más preferiblemente a lo sumo 0.25%.

25 El titanio (Ti) combina el refinamiento del grano con el fortalecimiento de la precipitación. El refinamiento del grano es importante para un buen equilibrio entre el refuerzo y el alargamiento. Además, puede desearse un reforzamiento por precipitación de Ti para lograr un fortalecimiento suficiente de la microestructura de bainita (granular) y, por lo tanto, lograr el rendimiento y la resistencia a la tracción deseados de la banda o lámina de acero. Sin embargo, su uso puede conducir a la formación de inclusiones de TiN cuboides relativamente grandes, que pueden afectar la capacidad de conformado, en particular con respecto a la capacidad de expansión de los huecos y/o la resistencia a la fatiga. Además, al igual que Nb, Ti también retarda la recrystalización durante la laminación en caliente y, por lo tanto, puede evitar un refinamiento 30 suficiente de los granos de austenita durante la laminación en caliente austenítica, lo que conduce potencialmente a fuerzas de laminado demasiado altas. Por lo tanto, el uso de Ti es opcional en la presente invención y cuando se usa para lograr un fortalecimiento de la precipitación suficiente, un rango adecuado para Ti es de 0.01 a 0.14%. Un contenido máximo adecuado de Ti, si se usa, es de 0.12%, o más preferiblemente de 0.08%, o más preferiblemente de 0.05%. Un contenido mínimo adecuado de Ti, si se usa, es de 0.02%.

35 El molibdeno (Mo) suprime la formación de cementita y perlita y ofrece endurecimiento al promover una microestructura bainítica, en particular cuando se combina con el uso de Cr. Mo promueve la formación de una microestructura bainítica a temperaturas elevadas, permitiendo así enrollar a temperaturas más altas. Estas temperaturas más altas proporcionan una cinética de precipitación suficiente para estimular un fortalecimiento sustancial de la precipitación. Como formador de 40 carburo, Mo desempeña un papel relevante en la formación de precipitados de carburo y/o carbonitruro de material compuesto que contienen, además de Mo-V y, opcionalmente, Ti y/o Nb en la presente invención. Además, Mo retrasa fuertemente la velocidad de migración de la interfaz de transformación de austenita a ferrita ($\gamma \rightarrow \alpha$) y, por lo tanto, disminuye la transformación de la fase $\gamma \rightarrow \alpha$ de la banda o lámina de acero durante el enfriamiento y el enrollado. Cuando se usa en niveles elevados, esto permite que la precipitación, que es inherentemente un proceso relativamente lento, siga la transformación de fase, promoviendo la precipitación en interfase. Se cree que Mo contribuye a la estabilidad térmica de los precipitados de carburo y/o carbonitruro que contienen V y, opcionalmente, Ti y/o Nb, lo que reduce la velocidad de engrosamiento de los precipitados durante el laminado en el laminador de bandas en caliente una vez que los precipitados de carburos y/o carbonitruro de material compuesto se forman. Como tal, el Mo es beneficioso para suprimir la pérdida en el fortalecimiento de la precipitación durante el enrollamiento, lo que permite un uso más eficiente de los 50 elementos de microaleación V, Ti y/o Nb. Por lo tanto, el contenido de Mo debe estar en el rango de 0.05 y 0.7%. Un contenido mínimo de Mo adecuado es 0.15%, o más preferiblemente 0.25%. Preferiblemente, el contenido de Mo es a lo sumo del 0.55%, o más preferiblemente a lo sumo del 0.45%.

55 El cromo (Cr) proporciona capacidad de endurecimiento y promueve una microestructura bainítica, en particular cuando se combina con Mn y Mo. Para lograr una microestructura bainítica en condiciones de enfriamiento y enrollamiento industrialmente relevantes, que también permiten un importante endurecimiento por precipitación a base de precipitados de carburo y/o carbonitruros, se requiere el uso de Cr además de Mn y Mo. La razón de esto es que los altos niveles de Mn pueden conducir a la segregación y por lo tanto pueden conducir al deterioro de la capacidad de conformado. Por otro lado, niveles de Mo demasiado altos pueden no ser igualmente deseados ya que esto conduce a altos costos de aleación. Por lo tanto, el uso de Cr es opcional y, cuando se usa, debe estar en el rango de 0.1 a 1.2%. Un contenido mínimo 60 adecuado de Cr es de 0.20%. Un contenido máximo adecuado de Cr es del 1.0%, más preferiblemente del 0.73% o incluso más preferiblemente del 0.45%.

65 El boro (B) proporciona endurecimiento y su uso es opcional para la presente invención. Si se usa, el contenido de B debe ser a lo sumo de 0.003%.

De acuerdo con un segundo aspecto, un método para fabricar una banda o lámina de acero laminado en caliente de alta resistencia con una resistencia a la tracción de 780 MPa o más con un comportamiento de rendimiento continuo y una excelente combinación de alargamiento total, capacidad de conformado del abocardado y resistencia a la fatiga, método que comprende la etapa de moldear una losa gruesa o delgada, que consiste de (en % en peso):

- 5 - entre 0.05 y 0.15% de C;
- entre 1.0 y 2.0% de Mn;
- 10 - entre 0.05 y 0.7% de Mo;
- entre 0.10 y 0.40% de V;
- entre 0.1 y 1.2% de Cr;
- 15 - opcionalmente uno o más de
- al menos 0.01 y a lo sumo 0.14% de Ti;
- 20 - al menos 0.01 y a lo sumo 0.10% de Nb;
- al menos 0.05 y a lo sumo 0.5% de Si;
- a lo sumo 0.04% de P;
- 25 - a lo sumo 0.008% de S;
- a lo sumo 0.1% de Al_sol;
- 30 - a lo sumo 0.020% de N;
- a lo sumo 0.003% de B;
- opcionalmente Ca en una cantidad consistente con un tratamiento con calcio para el control de inclusión;
- 35 - equilibrio Fe e impurezas inevitables;

seguido del paso de recalentar la losa solidificada a una temperatura de entre 1050 y 1250°C, laminar en caliente la placa de acero y terminar dicho laminado en caliente a la temperatura de Ar₃ o mayor, y enrollar la banda o lamina de acero laminado en caliente en el rango de temperatura entre 450 y 620°C, en donde la banda o lámina de acero laminado en caliente se enfría a la temperatura de enrollado a una velocidad de enfriamiento promedio de al menos 10°C/s y a lo sumo 150°C/s para producir una microestructura que contiene una matriz que consiste en una mezcla de ferrita poligonal (PF) y ferrita bainítica (BF) y al menos 0.5% en volumen y a lo sumo 5% en volumen de Σ (martensita y austenita retenida), en donde el PF y BF están reforzados por precipitación con carburos compuestos finos y/o carbonitruros de V y/o de Mo y opcionalmente de Ti y/o de Nb. Preferiblemente, la temperatura de enrollado es de al menos 500°C y/o a lo sumo 610°C. Más preferiblemente, la temperatura de enrollamiento es de al menos 520 y/o a lo sumo 600°C.

Preferiblemente esta velocidad de enfriamiento promedio es al menos 40°C/s.

50 En una realización, la banda o lámina de acero laminada en caliente enrollada se somete a enfriamiento sumergiendo la bobina en un depósito de agua después de enrollarla o enfriando activamente la bobina después de enrollarla, por ejemplo, con un spray de agua.

55 En vista de la microestructura que contiene al menos el 95% de una mezcla de PF y BF reforzados por precipitación (matriz) y hasta el 5% de M y/o RA para lograr un comportamiento de rendimiento continuo y suprimir el alargamiento del límite elástico sin disminuir sustancialmente el límite elástico o YR y sin perjudicar la capacidad de conformado del abocardado y/o la resistencia a la fatiga, la composición de la aleación y las condiciones del proceso con respecto al run-out-table y/o al enrollador deben ajustarse de manera tal que la cinética de transformación y precipitación estén bien controladas y puedan actuar en paralelo para permitir la microestructura deseada. La combinación elegida de temperatura de recalentamiento, condiciones de laminado de acabado, temperatura de enrollado y condiciones de enfriamiento permite lograr esto.

65 De acuerdo con un tercer aspecto, se proporciona una parte, preferiblemente una parte automotriz, más preferiblemente una parte de chasis, o lo más preferiblemente una parte de chasis automotriz en forma de rollo, utilizando la banda o lámina de acero laminado en caliente de alta resistencia de acuerdo con cualquiera de las reivindicaciones 1 a 10 y 14, preferiblemente en las que la banda de acero tiene una resistencia a la tracción (TS), alargamiento total (EI) y espesor de

la lámina t (mm) que satisface la ecuación de $(TS \times EI)/t^{0.2} > 12000$ y uno de los siguientes (i a vi), preferiblemente en el que la banda de acero tiene y

- 5 i un YR de al menos 0.7 y un λ de 40% o más, o
 ii. un YR de al menos 0.8 y un λ de 40% o más, o
 iii. un YR de al menos 0.7 y un λ de 50% o más, o
 10 iv. un YR de al menos 0.8 y un λ de 50% o más, o
 v. un YR de al menos 0.7 y un λ de 60% o más, o
 15 vi. un YR de al menos 0.8 y un λ de 60% o más.

La invención se explicará ahora más detalladamente por medio de los siguientes ejemplos no limitativos.

20 EJEMPLO 1: Los aceros A a E que tienen las composiciones químicas mostradas en la Tabla 1 se laminaron en caliente en las condiciones dadas en la Tabla 2 y 3. Antes de las pruebas de tracción para láminas de acero 1A a 4B, las láminas laminadas en caliente se decaparon y la rugosidad superficial pronunciada de las láminas debida a la laminación en el laboratorio se eliminó adelgazando las láminas con un grosor inicial laminado de alrededor de 3,5 mm utilizando un suave pulido hasta un espesor final como se muestra en la Tabla 2.

25 Las propiedades de tracción informadas de las láminas 1A a 4B en la Tabla 2 se basan en la geometría de tracción JIS5, mientras que las propiedades de tracción informadas de las láminas 5C a 9E en la Tabla 3 se basan en la geometría de tracción A50. En todos los casos, la prueba de tracción se realizó paralelamente a la dirección de laminado según EN 10002-1/ISO 6892-1 (2009) (Rp0.2 = prueba de offset o límite elástico del 0.2%; Rm = resistencia a la tracción final; YR = relación de rendimiento definida como Rp0.2 sobre Rm; A = elongación a la tracción; ReH = prueba superior o límite elástico; ReL = prueba inferior o límite elástico; Ae = alargamiento del límite elástico). Para determinar la relación de expansión de hueco λ , que es un criterio para el abocardado, se cortaron tres muestras cuadradas (90 x 90 mm²) de cada lámina, seguido de un hueco de 10 mm de diámetro en la muestra. La prueba de expansión del hueco de las muestras se realizó con rebabas superiores. Un punzón cónico de 60° se empujó hacia arriba desde abajo y el diámetro del hueco d_f se midió cuando se formó una grieta del espesor total. La relación de expansión del hueco λ se calculó utilizando la siguiente fórmula con $d_0 = 10$ mm:

$$\lambda = \frac{d_f - d_0}{d_0} \times 100\%$$

Los valores de λ se reportan en las Tablas 2 y 3.

40 Las microestructuras se caracterizaron con Difracción de electrones retroproyectados (EBSD) para identificar el carácter prevalente de la microestructura y para determinar sus constituyentes y fracciones de fase. Para este propósito, se siguieron los siguientes procedimientos con respecto a la preparación de la muestra, la recopilación de datos de EBSD y la evaluación de datos de EBSD.

45 Las medidas de EBSD se realizaron en secciones transversales paralelas a la dirección de laminado (plano RD-ND) montadas en una resina conductora y pulidas mecánicamente a 1 μ m. Para obtener una superficie totalmente libre de deformación, la etapa de pulido final se realizó con sílice coloidal (OPS).

50 El microscopio electrónico de barrido (SEM) utilizado para las mediciones de EBSD es una máquina Zeiss Ultra 55 equipada con una pistola de emisión de campo (FEG-SEM) y un sistema EBSD EDAX PEGASUS XM 4 HIKARI. Los escaneos de EBSD se recolectaron en el plano RD-ND de las láminas. Las muestras se colocaron bajo un ángulo de 70° en el SEM. El voltaje de aceleración fue de 15 kV con la opción de corriente alta activada. Se utilizó una apertura de 120 μ m y la distancia de trabajo fue de 17 mm durante el escaneo. Para compensar el alto ángulo de inclinación de la muestra, se utilizó la corrección de enfoque dinámico durante el escaneo.

55 Los escaneos de EBSD se capturaron utilizando recolección de datos OIM (Microscopía de Imágenes de Orientación) del software TexSEM Laboratories (TSL) versión 7.0.1. Típicamente, se utilizaron los siguientes ajustes de recopilación de datos: cámara Hikari con un binning de 6 x 6 combinados con la sustracción de fondo estándar. En todos los casos, el área de escaneo se ubicó en una posición de ¼ del espesor de la muestra y se tuvo cuidado de no incluir inclusiones no metálicas en el área de escaneo.

60 El tamaño de escaneo de EBSD fue en todos los casos 100 x 100 μ m, con un tamaño de paso de 0,1 mm y una velocidad de escaneo de 80 cuadros por segundo. Para las mediciones de EBSD, se incluyeron Fe(a) y Fe(y) durante el escaneo. Los ajustes de Hough utilizados durante la recopilación de datos fueron: Tamaño de patrón en intervalos de alrededor de

96; tamaño de ajuste de teta de 1; rho fracción de alrededor de 90; conteo máximo del pico de 13; conteo mínimo de pico 5; Tipo de Hough ajustado a clásico; resolución de Hough ajustada a bajo; Máscara de convolución de mariposa de 9 x 9; simetría de pico de 0.5; magnitud de pico mínima de 5; distancia de pico máxima de 15.

5 Los escaneos de EBSD se evaluaron con el software TSL OIM Analysis versión 7.1.0. x64. Típicamente, los conjuntos de datos se giraron 90° sobre el eje RD para obtener los escaneos en la orientación correcta con respecto a la orientación de la medición. Se realizó una limpieza de dilatación de grano estándar (ángulo de tolerancia de grano (GTA) de 5°, un tamaño de grano mínimo de 5 píxeles, según el criterio de que un grano debe contener varias filas para una única limpieza de iteración de dilatación). Para las muestras de láminas enrolladas a 600°C, el porcentaje de puntos limpiados fue típicamente del 0.5%, mientras que, para las muestras de láminas enrolladas a 630° C, el porcentaje de puntos limpiados fue típicamente del 1%. El primer paso en la evaluación de los datos de EBSD se realizó creando dos particiones, es decir, Fe(a) y Fe(y). Este último fue identificado como austenita retenida (AR). El siguiente paso consistió en dividir la partición de Fe(a) en una partición de Fe(a) con una calidad de imagen (IQ) promedio alta y una partición de Fe(a) con un IQ promedio bajo. Con las condiciones experimentales dadas, esto fue IQ > 1250 e IQ ≤ 1250, respectivamente. La partición Fe(a) de IQ bajo se identificó como martensita (M), la partición Fe(a) de IQ alto se identificó como una mezcla de BF y PF.

El índice de distribución del ángulo de desorientación (MOD) de la partición Fe(a) de IQ alto se calculó utilizando el siguiente método: la distribución normalizada del ángulo de desorientación, que incluye todos los límites, varía de ángulos de desorientación de 5° a 65° con un binning de 1°, se calculó a partir del conjunto de datos de EBSD particionado utilizando el software TSL OIM Analysis. De manera similar, la distribución del ángulo de desviación teórico normalizado de la PF recristalizada aleatoriamente se calculó con el mismo rango de ángulo de desorientación y binning que la curva medida. En la práctica, esta es la así llamada distribución de ángulo de desorientación basado en "MacKenzie" incluido en el software TSL OIM Analysis. La normalización de la distribución del ángulo de desorientación significa que el área debajo de la distribución del ángulo de desorientación se define como 1. El índice MOD se define como el área entre la curva teórica (la línea discontinua) y la curva medida (la línea continua) en la Figura 1a (figura superior) y 1b (figura inferior) - y puede definirse como:

$$\text{índice MOD} = \sum_{i=5}^{65} |R_{MOD,i} - M_{MOD,i}|$$

30 con $M_{MOD,i}$ como la intensidad en el ángulo i (que varía de 5° a 65°) de la distribución medida del ángulo de desorientación y $R_{MOD,i}$ como la intensidad en el ángulo i de la distribución teórica del ángulo de desorientación o basada en "McKenzie" del PF recristalizado aleatoriamente.

35 La línea continua en la Figura 1a y 1b representa la distribución del ángulo de desorientación medida y la curva discontinua representa la curva del ángulo de desorientación teórica para una estructura ferrítica poligonal aleatoriamente recristalizada. La Figura 1a muestra una curva de distribución del ángulo de desorientación de una muestra con una microestructura que tiene un carácter ferrítico predominantemente poligonal. La Figura 1b muestra una curva de distribución del ángulo de desorientación de una muestra con una microestructura que tiene un carácter predominantemente bainítico. El índice MOD varía por definición de 0 a casi 2: cuando la curva medida es igual a la curva teórica, las áreas entre las dos curvas son 0 (el índice MOD será 0), mientras que si hay (casi) ninguna superposición de intensidad entre las dos curvas de distribución, el índice MOD es (casi) 2.

45 Así, como se ilustra en la Figura 1, la distribución del ángulo de desorientación contiene información sobre la naturaleza de la microestructura y el índice MOD se puede usar para evaluar el carácter de una microestructura basada en un enfoque cuantitativo y, por lo tanto, más inequívoco que el basado en métodos tal como la microscopía óptica de luz. Una microestructura completamente PF tendrá una distribución de ángulo de desorientación unimodal con la mayor parte de la intensidad en el rango de 20°-50° y una intensidad pico de alrededor de 45°. En contraste, una microestructura completamente bainítica tendrá una fuerte distribución de ángulo de desviación bimodal con intensidades de pico entre 5°-10° y 50°-60° y poca intensidad en el rango de 20°-50°. Por lo tanto, un índice MOD bajo y una intensidad MOD alta 20°-50° en el presente ejemplo es una firma clara de una microestructura ferrítica predominantemente poligonal, mientras que un índice MOD alto y una intensidad MOD baja 20°-50° es una firma clara de una microestructura predominantemente bainítica.

55 Además de una evaluación cualitativa del carácter de la matriz en términos de BF versus PF, el índice MOD también se usó para determinar cuantitativamente las fracciones de volumen de BF y PF. La Figura 2 muestra una gráfica con la fracción de volumen BF (% en vol.) Representada en función del índice MOD, en la que se supone una relación lineal entre la fracción de volumen BF y el índice MOD. La línea negra continua con círculos abiertos en 0 y 100% BF ilustra la relación teórica de la cantidad de BF en función del índice MOD. Sin embargo, los inventores han encontrado que una microestructura con un índice MOD en el rango de 1.1 a 1.2 ya se puede clasificar en base a la microscopía óptica de luz convencional como exclusiva o 100% BF. Por lo tanto, en el presente ejemplo, se encontró una relación más empírica entre la fracción de volumen BF y el índice MOD, donde un tipo de microestructura del 100% PF tiene un índice MOD de

0 y un tipo de microestructura del 100% BF tiene un índice MOD de 1.15. Esta relación se ilustra con la línea discontinua en la Figura 2 con símbolos de triángulos cerrados en 0 y 100% BF y viene dada por:

$$BF_{matriz} = 86.96 \times \text{índice MOD}$$

5

En el presente caso, se supone que la cantidad de PF es

$$PF_{matriz} = 100 - BF_{matriz}$$

10

con BF_{matriz} y PF_{matriz} expresado en porcentaje en volumen de la matriz. Las fracciones de volumen total en porcentaje de la microestructura global para BF y PF se calculan escalando BF_{matriz} y PF_{matriz} por

$$BF = BF_{matriz} \times f_{matriz} \quad \text{y} \quad PF = PF_{matriz} \times f_{matriz}$$

15

con f_{matriz} definido como la fracción de volumen de la matriz en porcentaje de la microestructura global (es decir, al menos 0.95 (o 95%)).

20

El procedimiento de EBSD como se describe aquí se usó para identificar el carácter de la microestructura en base al índice de MOD mencionado anteriormente y la intensidad de MOD de 20°-50°. Además, la partición Fe(a) de IQ alto se usó para cuantificar la fracción de la suma de ferrita poligonal y ferrita bainítica (PF+BF), y la suma de la partición de Fe(a) de IQ bajo y la partición de Fe(y) se utilizó para cuantificar la fracción total de martensita y austenita retenida (M + RA). Las fracciones calculadas (PF+BF), (M+RA), así como el índice MOD y la intensidad MOD de 20°-50° se muestran en las Tablas 2 y 3, así como las fracciones de volumen de BF y PF expresadas en volumen porcentual de la microestructura global según lo determinado en función del índice MOD.

25

Los resultados proporcionados en las Tablas 2 y 3 muestran que el rendimiento discontinuo y el alargamiento del límite elástico pueden suprimirse eficazmente disminuyendo el enrollamiento de 630°C a 600°C. A medida que la temperatura de enrollamiento disminuye de 630 a 600°C, se produce un pequeño pero significativo aumento en la fracción de M+RA. A su vez, esta presencia de los constituyentes de la fase M+RA en la microestructura final suprime efectivamente el rendimiento discontinuo y el alargamiento del límite elástico (Ae) y promueve una respuesta continua de endurecimiento del trabajo. Al mismo tiempo, la pérdida en la relación de rendimiento (=YR) se mantiene a un mínimo con la reducción de la temperatura de enrollado en 30°C de 630 a 600°C y el YR obtenido con el enrollado a 600°C sigue siendo relativamente alto con valores típicos por encima de 0.7.

30

35

Los resultados mostrados en las Tablas 2 y 3 indican que los niveles elevados de Mo y Cr son beneficiosos para promover un tipo de microestructura bainítica más granular, con bainita granular definida como un tipo de microestructura que consiste en constituyentes de una fase BF que comprenden pequeños constituyentes de la fase M+RA. Los resultados muestran que con las composiciones Mo+Cr A, C y E, una temperatura de enrollado relativamente alta de 600°C ya puede promover una microestructura bainítica sustancial o incluso predominantemente (granular). El beneficio de esto es que con estas temperaturas de enrollado, la cinética de precipitación todavía permite que se logre un considerable endurecimiento por precipitación con elementos de microaleación como Nb y, principalmente, V y Ti, lo que permite alcanzar niveles de resistencia elevados con un tipo bainítico (granular) de la microestructura por un lado y al mismo tiempo para atar C en el proceso de precipitación para suprimir la formación de cementita (gruesa), ya sea en BF o en la parte PF de la matriz. Esto, a su vez, es favorable para optimizar el equilibrio entre la capacidad de expansión del hueco y el alargamiento a la tracción junto con una alta resistencia.

40

45

50

El beneficio de las adiciones sustanciales de microaleación y el hecho de que C en gran medida está relacionado con el proceso de precipitación de carburo y/o carbonitruro que conduce a una disminución de la cantidad de cementita (inter e intralath) en los constituyentes de la fase bainítica y/o disminuyen la cantidad de cementita de límite de grano o perlita entre los granos de PF, se pueden racionalizar de la siguiente manera. Los constituyentes de cementita o perlita pueden actuar como posibles sitios de nucleación para la formación de (micro) vacíos en la formación y, por lo tanto, reducir su cantidad tendrá un efecto positivo tanto en el alargamiento de la tracción como en el rendimiento de la relación de expansión del hueco. Esto ilustra una de las principales características metalúrgicas de la presente invención, que es que se puede lograr una microestructura bainítica sustancial o predominantemente (granular), que se obtiene comúnmente con temperaturas de enrollamiento alrededor o por debajo de 550°C, se puede lograr usando niveles adecuados de Mo y Cr a temperaturas de enrollado elevadas en el rango de 550 a 600°C, donde la cinética de la precipitación es todavía suficiente para lograr, por un lado, un endurecimiento sustancial de la precipitación y, por otro lado, para atar C a través de la precipitación de carburo y/o carbonitruro para suprimir cementita inter e intralath. Esto permite combinar niveles de resistencia relativamente altos con una alta formabilidad, tanto en términos de alargamiento por tracción como en relación de expansión de huecos.

55

60

Una comparación entre 5C y 7D enrollada a 600°C muestra el efecto y la importancia de la aleación de V en el equilibrio entre la resistencia y la capacidad de conformado. El límite elástico y la resistencia a la tracción de la lámina de acero 5C aleada con V son 956 y 1050 MPa, respectivamente, mientras que el límite elástico y la resistencia a la tracción de la lámina de acero 7D sin aleación de V son mucho menores con valores de aproximadamente 638 y 749 MPa, respectivamente. La diferencia en rendimiento y resistencia a la tracción entre 5C y 7D es de alrededor de 300 MPa. Este aumento de la resistencia se obtiene principalmente mediante la adición de V al 0.3% utilizada para la lámina 5C. Al mismo tiempo, los valores de alargamiento por tracción A50 y λ reportados de 5C y 7D muestran que el aumento de 300 MPa en la resistencia no está asociado con una pérdida importante en el alargamiento por tracción o la capacidad de expansión del hueco. De hecho, los valores de λ de 5C y 7D son bastante similares, es decir, alrededor de 40 a 50%. Dada su alta resistencia, la relación de expansión de huecos relativamente alta de 5C en comparación con 7D será en gran medida el resultado del hecho de que la formación de cementita en la microestructura de bainita (granular) se suprime al atar C en el proceso de precipitación de carburo y/o carbonitruro. Dado que la cementita puede actuar como sitios potenciales para la nucleación de huecos y microgrietas durante el punzonado o la prueba de fatiga, reducir la cantidad de cementita utilizando niveles adecuados de elementos de microaleación para atar C total o parcialmente contribuirá a mejorar el desempeño de relación de la expansión del hueco y resistencia a la fatiga mejorada. A su vez, esto contribuirá a mejorar las características de fabricación de las láminas inventivas para aplicaciones de chasis y suspensión automotrices y tendrá un impacto positivo en el rendimiento en servicio de estas láminas inventivas cuando se trata de resistencia a la fatiga.

Estas observaciones muestran que la presente invención permite una excelente compensación entre la resistencia por un lado y la capacidad de conformado expresada en términos tanto de estirabilidad en frío, así como abocardado en el otro. Este equilibrio superior entre resistencia y formabilidad se logra con una microestructura de bainita sustancial o, preferiblemente, predominantemente (granular) que, debido al uso adecuado de las adiciones de Mo y Cr, se puede formar a temperaturas de enrollado relativamente elevadas, por ejemplo, en el rango de 550 a 600°C. Este rango de temperaturas de enrollamiento aún permite una cinética de precipitación suficiente para obtener un endurecimiento por precipitación sustancial para lograr niveles de resistencia a la tracción de al menos 780 MPa, o preferiblemente de al menos 950 MPa, en base a una microestructura bainítica sustancial o preferiblemente predominantemente (granular). Las adiciones Mo y opcionales de Cr son cruciales para proporcionar capacidad de endurecimiento y para promover una microestructura bainítica que contendrá una cantidad pequeña pero significativa de constituyentes de la fase M+RA. Como tales, las microestructuras de las láminas inventivas de la presente invención se pueden clasificar, al menos en parte, como bainita granular. La presencia de estas islas de la segunda fase incrustadas entre los constituyentes de la fase BF es beneficiosa para suprimir el rendimiento discontinuo y el alargamiento del límite elástico y, por lo tanto, para promover un comportamiento de endurecimiento continuo en el trabajo combinado con un límite elástico relativamente alto y una relación de rendimiento YR, lo cual es favorable para aplicaciones de laminado. Sin embargo, la cantidad de constituyentes de la fase M+RA puede no ser demasiado alta, ya que esto será a expensas de la capacidad de expansión del hueco y dará lugar a una pérdida en el límite elástico. En cambio, la cantidad de constituyentes de la fase M+RA se debe equilibrar de tal manera que su fracción sea lo suficientemente alta para proporcionar un endurecimiento continuo en el trabajo y un límite elástico relativamente alto por un lado, pero no conduzca a una pérdida sustancial en el límite elástico y relación de rendimiento (YR) y un deterioro sustancial de la capacidad de expansión del hueco. Se requiere una fracción en volumen de hasta el 5% para la presente invención. Preferiblemente, la cantidad de constituyentes de la fase M+RA es al menos 0,8% y/o a lo sumo 4%.

Los datos de la Tabla 2 también indican el impacto cuando el elemento de endurecimiento por precipitación con V se reemplaza por un alto nivel de Ti. Es bien sabido que la aleación de Ti promueve la presencia de grandes inclusiones de TiN cuboides, que a su vez pueden actuar como elevadores de tensión durante las operaciones de punzonado y/o conformado, lo que lleva a la formación de vacíos y/o pequeñas fracturas en la microestructura. Estos defectos microestructurales pueden perjudicar la capacidad de conformado del abocardado y pueden deteriorar la resistencia a la fatiga. Los resultados mostrados en la Tabla 2 confirman esto. La capacidad de conformado del abocardado expresada por la relación de expansión del hueco λ para las láminas de acero 1A y 2A con aleación de V inventiva es sustancialmente mayor que la de las láminas 3B y 4B comparadas con aleación de Ti. Sin embargo, los resultados también muestran que el Ti es un potente agente de endurecimiento por precipitación, en particular cuando se desea una alta resistencia a la tracción de al menos 780 MPa, o preferiblemente de 950 MPa. Por lo tanto, el Ti se considera en la presente invención como un elemento de aleación opcional y, cuando se usa, su contenido se debe limitar a un máximo de 0.14% y, preferiblemente, se usa en combinación con un bajo contenido de N para evitar en la medida de lo posible la presencia de inclusiones de TiN cuboides (gruesas).

Los resultados del presente ejemplo muestran que para lograr un equilibrio óptimo entre una buena capacidad de conformado de abocardado por un lado y las buenas características de rendimiento de tracción para las operaciones de laminado (alta tensión/relación de rendimiento y alargamiento del límite elástico), una microestructura con una matriz sustancial o predominantemente bainítica y una pequeña cantidad de constituyentes de fase M+RA, o la denominada microestructura bainítica granular, ofrece una buena compensación entre estas propiedades, haciendo estos tipo de aceros de alta resistencia excelentes candidatos para aplicaciones de chasis y suspensiones para automóviles en las que es importante tener un excelente rendimiento de conformación en frío relacionado con la capacidad de estiramiento en frío y el abocardado así como un buen rendimiento de laminado en relación con las propiedades de tracción mencionadas anteriormente.

tabla 1: composición de aceros.

Acero	Composición química (en % en peso)											Relac. atómicas				
	C	Mn	Si	P	S	Al_sol	Nb	V	Ti	Mo	Cr	N	Mo+Cr	A	B	Ej.
A	0.101	1.808	0.207	0.001	0.002	0.022	0.081	0.305	0.002	0.349	0.302	0.0139	0.651	1.22	0.53	I
B	0.094	1.787	0.211	0.002	0.002	0.050	0.012	0.008	0.202	0.494	0.030	0.0021	0.524	1.20	1.20	C
C	0.112	1.639	0.207	0.003	0.002	0.055	0.061	0.296	0.002	0.384	0.305	0.0062	0.689	1.12	0.62	I
D	0.107	1.608	0.198	0.003	0.003	0.043	0.058	0.002	0.004	0.387	0.010	0.0055	0.397	0.53	6.08	C
E	0.099	1.480	0.200	0.012	0.001	0.045	0.056	0.290	0.003	0.240	0.490	0.0050	0.730	1.07	0.40	I

Relación atómica A
$$\frac{\left(\frac{X}{51}\right) + \left(\frac{Ti^*}{48}\right) + \left(\frac{Mo}{96}\right)}{\left(\frac{C}{12}\right)}$$

y relación atómica B:
$$\frac{\left(\frac{Nb}{93}\right) + \left(\frac{V}{51}\right) + \left(\frac{Ti^*}{48}\right)}{\left(\frac{Mo}{96}\right)}$$

con

$$Ti^* = Ti - \left(\left(\frac{N}{14} \times 48 \right) + \left(\frac{S}{32} \times 48 \right) \right)$$

para $Ti \geq 0.01\%$ o $Ti^* = 0$ para $Ti \leq 0.005\%$

y

$$X = V + \left(\frac{Nb}{93} \times 51\right) \text{ para } Al_{tot} - \left(\frac{N}{14} \times 27\right) \geq 0 \text{ o } X = V + \left(\frac{Nb}{93} \times 51\right) - \left(\frac{N^*}{14} \times 51\right) \text{ con } N^* = N - \left(\frac{Al_{tot} \times 14}{27}\right) \text{ para } Al_{tot} - \left(\frac{N}{14} \times 27\right) < 0$$

I = Inventivo, C= Comparativo

Tabla 2: condiciones de proceso, propiedades (datos de tracción para geometría JIS5), y microestructura.

Lámina	Acero	Condiciones de laminado en caliente (realción de enfriado promedio después de laminado en caliente = 45°C/s)						Propiedades de tracción (geometría de tracción JIS5)								HEC					Microestructura				Ej.
		RHT (°C)	FRT (°C)	CT (°C)	t (mm)	Rp0.2 (MPa)	Rm (MPa)	YR (%)	A (%)	ReH (MPa)	ReL (MPa)	Ae (%)	λ (%)	M+RA (%)	PF+BF (%)	PF (%)	BF (%)	índice MOD	20- 50						
1	A	1240	880	600	1.67	760	1028	0.74	13.7	No	No	No	No	No	67	3.9	96.1	5.0	91.1	1.09	0.171	I			
2	A	1240	865	630	2.35	862	940	0.92	16.7	875	869	2.7	82	0.5	67.5	32.0	0.37	0.531	C						
3	B	1240	875	600	1.65	971	1076	0.90	14.1	No	No	47	0.3	99.7	42.5	57.2	0.66	0.391	C						
4	B	1240	885	630	1.65	892	989	0.90	13.5	908	907	1.9	61	0.1	63.4	36.5	0.42	0.502	C						

Tabla 3: condiciones de proceso, propiedades (datos de tracción para geometría A50), y microestructura.

Lámina	Acero	(realción de enfriado promedio después de laminado en caliente = 45°C/s)					Propiedades de tracción (geometría de tracción A50)							HEC					Microestructura					Ej.
		RHT (°C)	FRT (°C)	CT (°C)	t (mm)	Rp0.2 (MPa)	Rm (MPa)	YR	A (%)	ReH (MPa)	ReL (MPa)	Ae (%)	λ (%)	M+RA (%)	PF+BF (%)	PF (%)	BF (%)	índice MOD	20-50					
5	C	1240	855	600	3.41	956	1050	0.91	12.2	No	No	No	46	1.5	98.5	48.0	50.5	0.59	0.428	I				
6	C	1240	890	630	3.66	878	942	0.93	14.3	882	875	74	0.1	99.9	64.3	35.6	0.41	0.511	C					
7	D	1240	900	600	3.65	638	749	0.85	13.9	No	No	41	1.4	98.6	0.9	97.7	1.14	0.160	C					
8	D	1240	850	630	3.74	630	695	0.91	18.3	642	622	42	0.6	99.4	44.9	54.5	0.63	0.399	C					
9	E	1240	860	600	3.72	985	1045	0.94	13.4	No	No	47	1.4	98.6	53.2	45.4	0.53	0.450	I					

REIVINDICACIONES

- 5 1. Una banda o lámina de acero laminado en caliente de alta resistencia con una resistencia a la tracción de 780 MPa o superior con comportamiento de rendimiento continuo y una excelente combinación de alargamiento total, capacidad de conformado del abocardado y resistencia a la fatiga, consistente en % en peso:
- entre 0.05 y 0.15% de C;
 - 10 • entre 1.0 y 2.0% de Mn;
 - entre 0.05 y 0.7% de Mo;
 - entre 0.10 y 0.40% de V;
 - 15 • entre 0.1 y 1.2% de Cr;
 - opcionalmente uno o más de
 - al menos 0.01 y a lo sumo 0.14% de Ti;
 - 20 - al menos 0.01 y a lo sumo 0.10% de Nb;
 - al menos 0.05 y a lo sumo 0.5% de Si;
 - 25 • a lo sumo 0.04% de P;
 - a lo sumo 0,008% de S;
 - a lo sumo 0.1% de Al_sol;
 - 30 • a lo sumo 0.020% de N;
 - a lo sumo el 0.003% de B;
 - 35 • opcionalmente Ca en una cantidad consistente con un tratamiento de calcio para el control de inclusión;
 - equilibrio de Fe e impurezas inevitables;
- 40 en donde la banda o lámina de acero tiene una microestructura que contiene una matriz que consiste en una mezcla de ferrita poligonal (PF) y ferrita bainítica (BF) y al menos 0.5% en volumen y a lo sumo 5% en volumen de Σ (martensita y austenita retenida), en donde el PF y el BF son reforzados por precipitación con carburos compuestos finos y/o carbonitruros de V y/o de Mo y opcionalmente de Ti y/o de Nb, con una relación de rendimiento (YR) de al menos 0.7 y una relación de expansión del hueco (λ) de 40% o más.
- 45 2. Banda o lámina de acero de acuerdo con la reivindicación 1, que tiene una resistencia a la tracción de 950 MPa o superior.
3. Banda o lámina de acero de acuerdo con una cualquiera de las reivindicaciones precedentes, en la que el acero comprende en % en peso:
- 50 • al menos 0.08% y/o a lo sumo 0.14% de C, y/o
 - al menos 0.15% de Mo, y/o
 - 55 • al menos 0.20% de Cr, y/o
 - al menos 0.02% de Nb.
- 60 4. Banda o lámina de acero de acuerdo con una cualquiera de las reivindicaciones precedentes, en la que la microestructura global contiene al menos un 0.8% de $\Sigma(M+RA)$ y en la que la matriz contiene en porcentaje en volumen de la matriz al menos un 40% de BF y a lo sumo 60 % de PF.
- 65 5. Banda o lámina de acero de acuerdo con una cualquiera de las reivindicaciones anteriores, en la que la suma de la intensidad de los ángulos de desorientación entre 20° y 50° en un perfil normalizado de distribución de ángulo de desorientación (MOD) de la microestructura, medido con la técnica de difracción de electrones retroproyectados es a lo sumo 0.50

6. Banda o lámina de acero de acuerdo con una cualquiera de las reivindicaciones precedentes, en la que el índice de distribución del ángulo de desorientación (MOD) de la microestructura, medido con la técnica de difracción de Electrones retroproyectados de al menos 0.45.

5

7. Banda o lámina de acero de acuerdo con una cualquiera de las reivindicaciones precedentes, en donde Ti es al menos 0.01%, y

$$0,2 \leq \left(\frac{(Mo/96)}{(Nb/93) + (Ti^*/48) + (V/51)} \right) \leq 2,0,$$

10

y

$$0,7 \leq \left(\frac{(Nb/93) + (Ti^*/48) + (V/51) + (Mo/96)}{(C/12)} \right) \leq 2,2,$$

$$Ti^* = Ti_{total} - \left(\left(\frac{N}{14} \times 48 \right) + \left(\frac{S}{32} \times 48 \right) \right).$$

15

con

8. Banda o lámina de acero de acuerdo con una cualquiera de las reivindicaciones 1 a 6, en donde Ti es a lo sumo 0.005%, y

$$Al_{sol} - \left(\frac{N}{14} \times 27 \right) \geq 0,$$

20

y

$$0,2 \leq \left(\frac{(Mo/96)}{(Nb/93) + (V/51)} \right) \leq 2,0,$$

25

y

$$0,7 \leq \left(\frac{(Nb/93) + (V/51) + (Mo/96)}{(C/12)} \right) \leq 2,2 .$$

30

9. Banda o lámina de acero de acuerdo con una cualquiera de las reivindicaciones 1 a 6, en donde Ti es a lo sumo 0.005%, y

$$Al_{sol} - \left(\frac{N}{14} \times 27 \right) < 0,$$

y

$$0,2 \leq \left(\frac{(Mo/96)}{(Nb/93) + (V/51)} \right) \leq 2,0,$$

35

y

$$0.7 \leq \left(\frac{(Nb/93) + (V/51) + (Mo/96)}{(C/12)} \right) \leq 2.2 .$$

$$X = V + \left(\frac{Nb}{93} \times 51 \right) - \left(\frac{N^*}{14} \times 51 \right) \quad N^* = N - \left(\frac{Al_{sol}}{27} \times 14 \right)$$

con

y

5 10. Banda o lámina de acero de acuerdo con una cualquiera de las reivindicaciones precedentes.

- con un YR de al menos 0.8 y un λ de 40% o más, o
- con un YR de al menos 0.7 y un λ de 50% o más, o
- con un YR de al menos 0.8 y un λ de 50% o más, o
- con un YR de al menos 0.7 y un λ de 60% o más alto, o
- con un YR de al menos 0.8 y un λ de 60% o más,

y en donde la resistencia a la tracción (TS), el alargamiento total (EI) y el espesor de la lámina t en mm satisfacen la ecuación de $(TS \times EI)/t^{0.2} > 12000$.

20 11. Banda o lámina de acero de acuerdo con una cualquiera de las reivindicaciones precedentes, en la que la banda o lámina de acero está provista de un revestimiento a base de zinc en la superficie superior y/o inferior.

12. Un método para fabricar una banda o lámina de acero laminado en caliente de alta resistencia de la reivindicación 1 con una resistencia a la tracción de 780 MPa o superior con comportamiento de rendimiento continuo y una excelente combinación de alargamiento total, capacidad de conformado del abocardado y resistencia a la fatiga, el método que comprende el paso de moldear una losa gruesa o delgada, que consiste en % en peso:

- entre 0.05 y 0.15% de C;
- entre 1.0 y 2.0% de Mn;
- entre 0.05 y 0.7% de Mo;
- entre 0.10 y 0.40% de V;
- entre 0.1 y 1.2% de Cr;
- opcionalmente uno o más de
 - al menos 0.01 y a lo sumo 0.14% de Ti;
 - al menos 0.01 y a lo sumo 0.10% de Nb;
 - al menos 0.05 y a lo sumo 0.5% de Si;
 - a lo sumo 0.04% de P;
 - a lo sumo 0.008% de S;
 - a lo sumo 0.1% de Al_sol;
 - a lo sumo 0.020% de N;
 - a lo sumo 0.003% de B;
- opcionalmente Ca en una cantidad consistente con un tratamiento de calcio para el control de inclusión;
- equilibrio de Fe e impurezas inevitables;

- 5 seguido por el paso de recalentar la losa solidificada a una temperatura de entre 1050 y 1250°C, laminar en caliente la losa de acero y terminar dicha laminación en caliente a una temperatura de laminación en caliente a la temperatura Ar3 o superior, y enrollar la banda o lámina el acero laminado en caliente en el rango de temperatura entre 450 y 620°C, en donde la banda o lámina de acero laminado en caliente se enfría a la temperatura de enrollado a una velocidad de enfriamiento promedio de al menos 10°C/s y a lo sumo 150°C/s para producir una microestructura que contiene una matriz que consiste en una mezcla de ferrita poligonal (PF) y ferrita bainítica (BF) y al menos 0.5% en volumen y a lo sumo 5% en volumen de Σ (martensita y austenita retenida), en donde PF y BF son reforzados por precipitación con carburos compuestos finos y/o carbonitruros de V y/o de Mo y opcionalmente de Ti y/o de Nb.
- 10 13. Un método de acuerdo con la reivindicación 12, en el que la banda o lámina de acero laminada en caliente se enfría a la temperatura de enrollado a una velocidad de enfriamiento promedio de al menos 40°C/s.
- 15 14. Un método de acuerdo con la reivindicación 12 o 13, en el que la banda o lámina de acero laminada en caliente enrollada se somete a enfriamiento sumergiendo la bobina en una cubeta de agua o enfriando activamente la bobina con una pulverización de agua.
- 20 15. Una parte producida a partir de la banda o lámina de acero laminado en caliente de alta resistencia de acuerdo con una cualquiera de las reivindicaciones 1 a 11, en la que la banda de acero tiene un YR de al menos 0.7 y un λ de 40% o más y en donde la resistencia a la tracción (TS), el alargamiento total (EI) y el espesor de la lámina t en mm satisfacen la ecuación de $(TS \times EI)/t^{0.2} > 12000$.

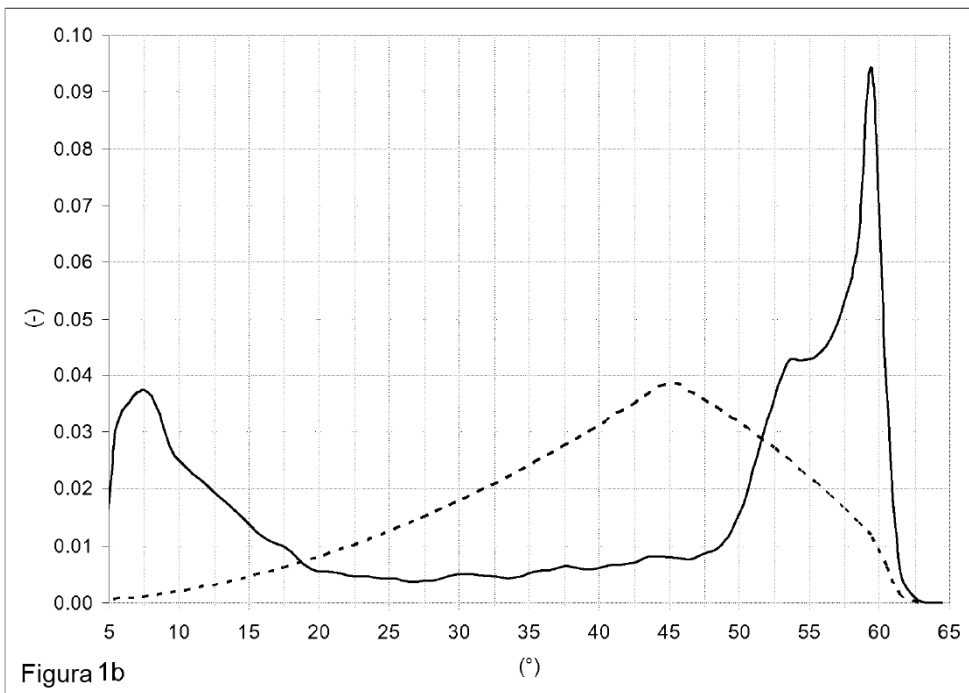
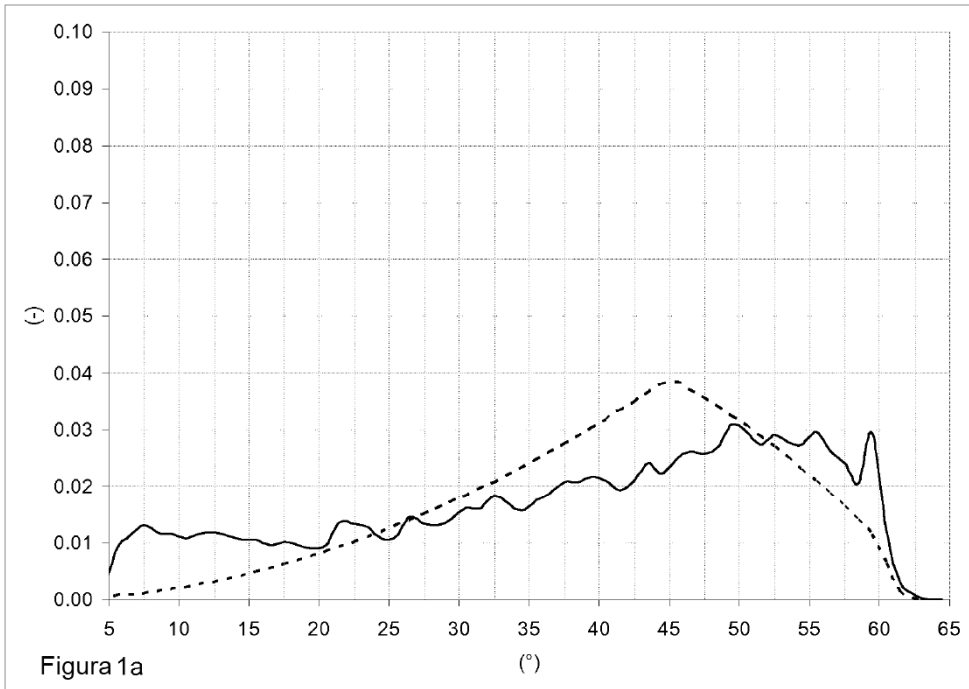


Figura 1

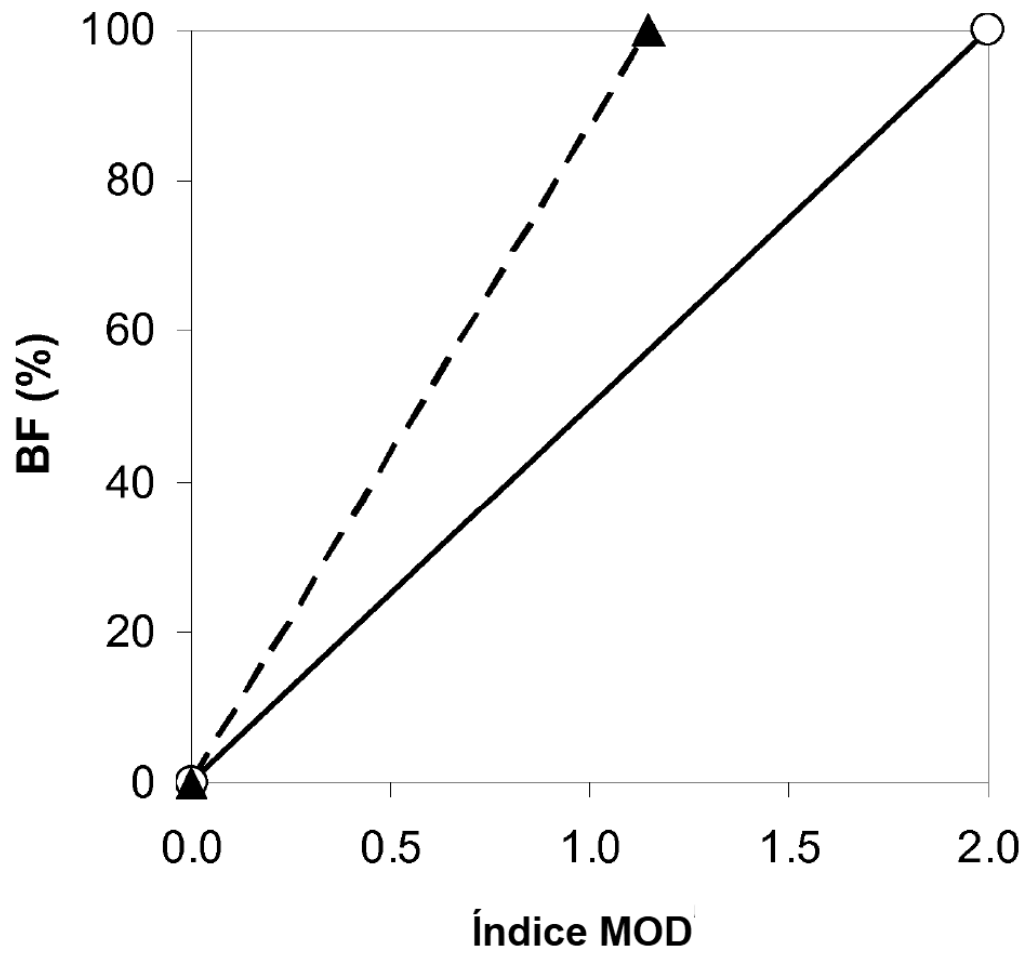


Figura 2