(19) OFICINA ESPAÑOLA DE PATENTES Y MARCAS

ESPAÑA

(11) Número de publicación: **2 911 661**

(51) Int. CI.:

C21D 8/02 (2006.01)

(12) TRADUCCIÓN DE PATENTE EUROPEA T3

(96) Fecha de presentación y número de la solicitud europea: **17.06.2019 E 19180701 (5)**

(97) Fecha y número de publicación de la concesión europea: **02.03.2022 EP 3754036**

(54) Título: **Tratamiento térmico de un fleje de acero laminado en frío de alta resistencia**

(45) Fecha de publicación y mención en BOPI de la traducción de la patente:
20.05.2022

(73) Titular/es:

TATA STEEL IJMUIDEN B.V. (100.0%)
Wenckebachstraat 1
1951 JZ Velsen-Noord, NL

(72) Inventor/es:

CHEN, SHANGPING;
MOSTERT, RICHARD;
AARNTS, MAXIM, PETER y
VAN BOHEMEN, STEFANUS MATHEUS CORNELIS

(74) Agente/Representante:

SÁEZ MAESO, Ana

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

Tratamiento térmico de un fleje de acero laminado en frío de alta resistencia

La presente invención se refiere a un método de tratamiento térmico de un fleje de acero laminado en frío de alta resistencia.

En la técnica se han propuesto varios tipos de aceros laminados en frío y procesos de fabricación para cumplir los requisitos en aplicaciones para automóviles. Por ejemplo, el acero extra bajo en carbono se utiliza en flejes de acero para automóviles en vista de su conformabilidad. Este tipo de acero muestra una resistencia a la tracción en el rango de 280-380 MPa.

Los aceros HSLA (alta resistencia y baja aleación) contienen elementos de microaleación. Se endurecen mediante una combinación de precipitación y refinado de granos.

Los aceros avanzados de alta resistencia (AHSS), tales como los aceros de doble fase (DP), y los aceros de plasticidad inducida por transformación (TRIP), son actualmente típicos de los aceros de alta ductilidad y alta resistencia que se utilizan en la industria de fabricación de automóviles. En los aceros DP, la presencia de martensita dentro de una matriz de ferrita permite obtener una resistencia a la tracción superior a 450 MPa combinada con una buena conformabilidad en frío.

Para lograr simultáneamente una alta relación de límite elástico/resistencia a la tracción y una resistencia a la tracción aún mayor, es decir, por encima de 800 MPa, se han desarrollado aceros que tienen microestructuras complejas (CP) que incluyen ferrita, bainita, martensita y/o austenita retenida. Sin embargo, debido a la diferencia de capacidades de deformación entre las estructuras de ferrita, bainita o martensita y la estructura de austenita retenida, estos aceros son generalmente inferiores en la conformabilidad de la brida o ala por estiramiento. Por lo tanto, su uso se limita a las piezas de automóvil que no requieren una alta conformabilidad.

El acero martensítico templado tipo TRIP (acero Q&P mediante templado y partición) que consiste en martensita templada como fase matriz y austenita residual, y acero ferrita bainítico tipo TRIP, (acero TBF mediante temple bainítico), que consiste en ferrita bainítica como fase matriz y austenita residual tienen ventajas tales como la capacidad de proporcionar alta resistencia debido a la estructura de ferrita bainítica y/o martensita templada dura, y la capacidad de mostrar un alargamiento sobresaliente porque la matriz no contiene carburo, y los granos finos de austenita residual se pueden formar fácilmente en el límite de ferrita bainítica en forma de listón en la estructura de ferrita bainítica. Por lo tanto, se espera que la ferrita bainítica sin carburo o los aceros martensíticos templados logren una buena capacidad de rebordeado o de formación de brida por estiramiento debido a su estructura de listón o malla fina uniforme. Las heterogeneidades de dureza debidas a la presencia de solo una pequeña cantidad de martensita en estas microestructuras permitirán que estos tipos de acero logren una buena capacidad de estirado.

Sin embargo, debido a las limitaciones de las líneas de producción continuas actuales, no se pudo obtener la combinación beneficiosa esperada de las propiedades de resistencia y ductilidad con las recetas de acero disponibles en la actualidad. Estas limitaciones comprenden, entre otras cosas, que el horno de recalentamiento de las instalaciones actuales de líneas de recocido continuo (CA) y galvanizado continuo (CG), a menudo solo son adecuadas para someter los flejes de acero a un tratamiento térmico intercrítico o de recristalización. Por ejemplo, en algunas líneas de recocido actuales, la temperatura máxima de recocido está limitada a 890°C. Además, las velocidades de enfriamiento en las líneas CA/CG actuales están limitadas dentro de un rango fijo. Además, el tiempo de sobreenvejecimiento o excedente disponible para muchas líneas CA/CG es limitado, por ejemplo, este lapso de tiempo es inferior a aproximadamente 160 segundos, lo que pone límites de tiempo importantes para la finalización de cualquier transformación deseada durante el sobreenvejecimiento.

Por ejemplo, el documento WO2013/144373A1 ha divulgado un acero TRIP laminado en frío con una matriz de ferrita poligonal que tiene una composición específica que comprende cromo y una microestructura particular, y que tiene una resistencia a la tracción de al menos 780 MPa, que se dice permite la producción del mismo en una línea de recocido industrial convencional que tiene una sección de sobreenvejecimiento/austemperización. Es decir, para una temperatura de sobreenvejecimiento/austemperización relativamente alta, el tiempo de austemperización o templado puede ser inferior a 200 segundos.

Los documentos EP2831296B1 y EP2831299 han divulgado aceros TBF, que tienen una resistencia a la tracción de al menos 980 MPa que también podrían producirse en una línea de producción convencional. Sin embargo, los tiempos de sobreenvejecimiento/austemperización o templado preferidos, que son de 280-320 segundos, son demasiado largos para permitir la producción en un gran número de líneas de producción convencionales. En otras palabras, la cinética de transformación bainítica es demasiado lenta para completar la transformación bainítica en el lapso de tiempo limitado en la sección de sobreenvejecimiento para obtener la microestructura requerida en una línea de producción convencional. El documento WO 2018115936 divulga un acero para piezas de vehículos que tiene un 3-20 % de austenita residual, al menos 15 % de ferrita, un 40-85 % de bainita y un mínimo de un 5 % de martensita templada, donde las cantidades de martensita templada y austenita residual están entre 10 y 30%.

Un objeto de la invención es proporcionar un fleje de acero laminado en frío que tenga una combinación deseada de

propiedades de alta resistencia a la tracción (TS), y alto alargamiento total (TE) con un límite elástico razonable (YS), tal como TS ≥ 850 MPa; TE ≥ 14%, y/o YS ≥ 500 MPa, en particular un fleje de acero para uso en aplicaciones automotrices, o una alternativa adecuada.

Otro objeto de la invención es proporcionar un método para el tratamiento térmico de un fleje o fleje de acero laminado en frío para obtener la combinación deseada de propiedades como se mencionó anteriormente, en particular un tratamiento térmico que se puede llevar a cabo utilizando líneas de producción existentes, o una alternativa adecuada. Otro objeto de la invención es proporcionar un fleje de acero laminado en frío con alto contenido de silicio que tenga una combinación deseada de propiedades, que se pueda fabricar en líneas de producción industrial convencionales.

Otro objeto más de la invención es proporcionar una composición de acero para un fleje de acero laminado en frío de alta resistencia, y su tratamiento térmico, que permita completar la transformación bainítica en una línea de producción convencional con el fin de obtener una microestructura deseada.

En vista de ello, la invención proporciona un método de tratamiento térmico de un fleje de acero laminado en frío, cuyo método comprende las etapas de:

a) remojar un fleje de acero laminado en frío por arriba de (Ac3 - 60) durante un tiempo de remojo t2 de 1 - 150 segundos, para así obtener un fleje de acero laminado en frío que tiene una microestructura al menos parcialmente austenítica;

b) enfriar el fleje de acero empapado resultante de la etapa a) a una temperatura T4 en el rango de Bn -Ms;

c) tratar térmicamente el fleje enfriado obtenido en la etapa b) en un rango de temperatura de Bs - T4, durante un período de tiempo t5 de 30 - 300 segundos;

d) enfriar el fleje de acero tratado térmicamente a temperatura ambiente;

de manera que el fleje de acero tenga una microestructura (en % en vol.) que comprende

ferrita poligonal (PF) + ferrita acicular (AF) + ferrita bainítica superior (HBF):	20 - 55;
en donde ferrita poligonal (PF):	0 - 45;
ferrita bainítica inferior (LBF):	20 - 65;
austenita retenida (RA):	5 - 20;
martensita (M):	0 - 20;

en el que el fleje de acero tiene una composición (% en masa) que comprende

C:	0.15 - 0.35;
Mn:	1.50 - 3.00;
Si:	0.50 - 2.00;
Al:	0.01 - 1.50;
P:	menos de 0.050;
S:	menos de 0.020;
N:	menos de 0.0080;

en el que la suma (Si + Al) es ≥ 0.60; y

opcionalmente uno o más elementos seleccionados entre

0	<	Cr	≤	0.35;
0	<	Cu	≤	0.20;
0	<	Ni	≤	0.50;
0	<	Mo	≤	5 0.30;
0	<	Nb	≤	0.10;
0	<	V	≤	0.10;
0	<	Ti	≤	0.10;
0	<	B	≤	0.0030;

0 < Ca ≤ 0.0050;

0 < REM ≤ 0.0100, en donde REM es uno o más metales de tierras raras;

y el resto es hierro e impurezas inevitables.

El método de la invención permite producir un fleje de acero laminado en frío que tiene una composición y microestructura específicas, y una combinación de propiedades deseables para piezas de automóviles que requieren alta resistencia, conformabilidad y soldabilidad.

La invención resuelve el problema de la cinética de transformación bainítica lenta, introduciendo una cantidad adecuada de ferrita pro-eutectoide y controlando la morfología de la misma, obteniendo granos finos de la austenita controlando la temperatura y el tiempo de recocido superior, y utilizando un proceso de sobreenvejecimiento modificado en una línea de producción.

Este método de acuerdo con la invención se puede realizar utilizando líneas de recocido y galvanizado continuas existentes dentro de las limitaciones con respecto a la temperatura en la sección de recocido, rangos de velocidad de enfriamiento y ventana de tiempo de sobreenvejecimiento a velocidades de producción que son típicas de estas líneas de producción.

El fleje de acero laminado en frío tratado térmicamente puede recubrirse con Zn, por ejemplo, mediante galvanizado o electrogalvanizado por inmersión en caliente. Una etapa de galvanizado por inmersión en caliente se puede integrar fácilmente en el tratamiento térmico de acuerdo con la invención.

Los términos utilizados para describir las temperaturas críticas de transformación de un acero se dan a continuación, como bien conoce un experto en la técnica.

Ae3: Temperatura de equilibrio para la transformación de ferrita en austenita y de austenita en ferrita.

Ac3: Temperatura a la que, durante el calentamiento, termina la transformación de la ferrita en austenita. Ac3 suele ser más alta que Ae3, pero tiende hacia Ae3, ya que la velocidad de calentamiento tiende a cero. En esta invención, Ac3 se mide a una velocidad de calentamiento de 3°C/s.

Ar3: Temperatura a la que la austenita comienza a transformarse en ferrita durante el enfriamiento.

Bs: Temperatura a la que, durante el enfriamiento, se inicia la transformación de la austenita en bainita.

Bn: temperatura de nariz de la transformación bainítica en la curva de transformación tiempo-temperatura (TTT) de un acero, en la que la transformación de la austenita en bainita tiene la cinética más rápida.

Ms: Temperatura a la que, durante el enfriamiento, se inicia la transformación de la austenita en martensita.

Mf: Temperatura a la que, durante el enfriamiento, termina la transformación de la austenita en martensita. Un problema práctico con Mf es que la fracción de martensita durante el enfriamiento se acerca a la cantidad máxima alcanzable solo asintóticamente, lo que significa que la formación de martensita continúa a temperaturas muy bajas. Por razones prácticas y en el contexto de esta invención, se toma Mf por lo tanto como la temperatura a la cual se ha formado el 90% de la cantidad máxima alcanzable de martensita.

Estas temperaturas críticas de transformación de fase se pueden determinar mediante experimentos con dilatómetro. Alternativamente, los puntos Ac3, Bs y Ms del acero de acuerdo con la invención se pueden calcular previamente en función de su composición, utilizando software comercial, tal como JmatPro, o utilizando las siguientes fórmulas empíricas:

$$Ac3\ (°C) = 942 - 260C + 35Si - 35Mn + 125Al - 11Cr - 14Cu$$

$$Bs\ (°C) = 839 - 86Mn - 23Si - 67Cr + 35\sqrt{Al} - 270(1-\exp(-1.33C))$$

$$Ms\ (°C) = 539 - 423C - 30.4Mn - 7.5Si + 30Al$$

En estas fórmulas, el componente X de la composición del acero se representa en % en peso.

En esta especificación todas las temperaturas se representan en grados Celsius, todas las composiciones se dan en porcentaje en peso (% en peso) y todas las microestructuras se dan en porcentaje en volumen (% en volumen),

excepto donde se indique explícitamente lo contrario.

En las figuras adjuntas:

La Figura 1 es un mapa EBSD que muestra las características de las microestructuras de ferrita bainítica de una ferrita bainítica de baja temperatura, (Figura 1a), y una ferrita bainítica de alta temperatura (Figura 1b), respectivamente.

La Figura 2 es un histograma del ángulo de desorientación de una ferrita bainítica de baja temperatura y una ferrita bainítica de alta temperatura.

La figura 3 es un diagrama que muestra un perfil de tiempo contra temperatura generalmente aplicable de una realización del método de acuerdo con la invención.

A continuación, se presenta una explicación de la composición, las etapas del método y la microestructura de acuerdo con la invención.

Composición

Carbono: 0.15 - 0.35%

Se requiere una cantidad suficiente de carbono para fortalecer y estabilizar la austenita retenida, ofreciendo esta última el efecto TRIP. En vista de ello, la cantidad de carbono es superior al 0.15%, preferiblemente superior al 0.17% para asegurar la resistencia y alargamiento requeridos. El aumento del contenido de carbono da como resultado un aumento de la resistencia del acero, la cantidad de austenita retenida y el contenido de carbono en la austenita retenida. Sin embargo, la soldabilidad del acero se reduce significativamente ya que el contenido de carbono es superior al 0.25%. Para aplicaciones que requieren soldadura, el contenido de carbono es preferiblemente de 0.15 a 0.25%, más preferiblemente de 0.17 a 0.23%.

Silicio: 0.50 - 2.00%

El silicio es un elemento obligatorio en la composición del acero de acuerdo con la invención para obtener la microestructura que se va a describir. Su función principal es evitar que el carbono se precipite en forma de carburos de hierro, (más comúnmente cementita), y suprimir la descomposición de la austenita residual. El silicio contribuye a la propiedad de resistencia y a un comportamiento de transformación adecuado. Además, el silicio contribuye a mejorar la ductilidad, la templabilidad por trabajo, y la conformabilidad de la brida o ala por estiramiento, al restringir el crecimiento del grano de austenita durante el recocido. Se necesita un mínimo de 0.50% de Si para suprimir suficientemente la formación de carburos. Sin embargo, un alto contenido de silicio da como resultado la formación de óxidos de silicio en la superficie del fleje, que deterioran la calidad de la superficie, la capacidad de recubrimiento, y la capacidad de trabajo. Además, la temperatura Ac3 de la composición del acero aumenta a medida que aumenta el contenido de silicio. Esto puede afectar la posibilidad de producir el fleje de acero utilizando las líneas de producción existentes en vista de la temperatura superior máxima que se puede alcanzar en la sección de recocido. En vista de ello, el contenido de silicio es del 2.00% o menos. Preferiblemente, el Si está en el rango de 0.80 -1.80% en vista de la humectabilidad en combinación con la supresión de la formación de carburo y la promoción de la estabilización de austenita. Más preferiblemente, Si es 1.00 - 1.60%.

Aluminio: 0.01 - 1.50%

La función principal del aluminio es desoxidar el acero líquido antes de la fundición. Para la desoxidación del acero líquido se necesita 0.01% de Al o más. Además, el aluminio tiene una función similar al silicio para prevenir la formación de carburos y estabilizar la austenita retenida. Se considera que el Al es menos eficaz en comparación con el Si. No tiene ningún efecto significativo sobre el fortalecimiento. Pueden usarse pequeñas cantidades de Al para reemplazar parcialmente al Si, y para ajustar las temperaturas de transformación y las velocidades de enfriamiento críticas para obtener ferrita acicular (AF), y para acelerar la cinética de transformación bainítica. Al se agrega para estos propósitos. Por tanto, el contenido de Al es preferiblemente superior al 0.03%. Altos niveles de Al pueden incrementar el punto de transformación de ferrita a austenita a niveles que no son compatibles con las instalaciones actuales, por lo que es difícil obtener una microestructura en la que la fase principal sea un producto de transformación a baja temperatura. El riesgo de agrietamiento durante la fundición aumenta a medida que aumenta el contenido de Al. En vista de ello, el límite superior es de 1.50%, preferiblemente de 1.00%, más preferiblemente de 0.70%.

En cuanto a la relación entre las proporciones de Si y Al, la composición cumple la condición Si + Al ≥ 0.60, preferentemente Si + Al ≥ 1.00. Ventajosamente, el contenido de Al es menor de 0.5 veces el contenido de Si.

Manganeso: 1.50 - 3.00%

Se requiere manganeso para obtener la microestructura en el fleje de acero de acuerdo con la invención en vista de la templabilidad y estabilización de la austenita retenida. Mn también tiene un efecto sobre la formación de ferrita pro-eutectoide a temperaturas más altas y la cinética de transformación de ferrita bainítica. Es necesaria una cierta cantidad de Si y/o Al para suprimir la formación de carburo en la ferrita bainítica. La temperatura de Ac3 aumenta a medida que aumenta el contenido de Si y Al. El Mn también se ajusta para equilibrar el punto de transformación de

fase elevado Ac3 como resultado de la presencia de Si y Al. Si el contenido de Mn es de 1.50% o menos, la microestructura a describir es difícil de obtener. Por lo tanto, es necesario agregar Mn al 1.50% o más. Sin embargo, si el Mn está presente en una cantidad excesiva, es probable que se produzca una macro-segregación, lo que da como resultado la formación de bandas desfavorables en los aceros. Además, cantidades excesivas de Mn conducen a una cinética de transformación bainítica lenta, lo que da como resultado una cantidad demasiado grande de martensita fresca y, como consecuencia, también se deteriora la conformabilidad de la brida o ala por estiramiento. Por lo tanto, el contenido de Mn es de 3.00% o menos, preferiblemente de 2.80% o menos, y más preferiblemente de $1.80 \leq Mn \leq 2.60\%$.

Fósforo: < 0.050%

El fósforo es una impureza del acero. Se segrega en los límites de los granos y disminuye la capacidad de trabajo. Su contenido es inferior al 0.050%, preferiblemente inferior al 0.020%.

Azufre: < 0.020%

El azufre también es una impureza en el acero. El S forma inclusiones de sulfuro como MnS que inicia grietas y deteriora la conformabilidad de la brida por estiramiento del acero. El contenido de S es preferiblemente lo más bajo posible, por ejemplo, por debajo del 0.020%, preferiblemente por debajo del 0.010% y más preferiblemente menos del 0.005%.

Nitrógeno: < 0.0080%

El nitrógeno es otra impureza inevitable en el acero. Precipita como nitruros con elementos de microaleación, y está presente en solución sólida para contribuir al fortalecimiento. El exceso de nitruros deteriora el alargamiento, la capacidad de rebordeado por estiramiento y la flexibilidad. Por tanto, ventajosamente el contenido de nitrógeno es de 0.0080% o menos, preferiblemente de 0.0050% o menos, más preferiblemente de 0.0040% o menos.

La composición de acero puede comprender uno o más elementos opcionales como sigue:

Cobre: 0 - 0.20%

El cobre no es necesario en realizaciones de la composición de acero, pero puede estar presente. En algunas realizaciones, dependiendo del proceso de fabricación, la presencia de Cu puede ser inevitable. El cobre por debajo del 0.05% se considera un elemento residual. El cobre como elemento de aleación se puede agregar hasta un 0.20% para facilitar la eliminación de incrustaciones altas de Si formadas en la etapa de laminación en caliente de la fabricación del fleje de acero de partida, y para mejorar la resistencia a la corrosión cuando el fleje de acero laminado en frío se utiliza como tal sin tratamiento de su superficie, o en el caso de un fleje recubierto de Zn para mejorar la humectabilidad por el zinc fundido. El Cu puede promover estructuras bainíticas, causar el endurecimiento de la solución sólida y precipitar fuera de la matriz de ferrita, como ε-cobre, contribuyendo así al endurecimiento por precipitación. El Cu también reduce la cantidad de hidrógeno que penetra en el acero y, por lo tanto, mejora la característica de fractura retardada. Sin embargo, el Cu provoca un déficit de calor si se agrega una cantidad excesiva. Por tanto, cuando se añade Cu, el contenido de Cu es inferior al 0.20%.

Cromo 0 - 0.35%; Níquel 0 - 0.50%; Molibdeno 0 - 0.30%

El cromo, el níquel y el molibdeno no son elementos necesarios, pero pueden estar presentes como elementos residuales en la composición del acero. El nivel permitido de Cr, Ni o Mo como elemento residual es de 0.05% para cada uno. Como elementos de aleación mejoran la templabilidad del acero y facilitan la formación de ferrita de bainita y, al mismo tiempo, tienen una eficacia similar que es útil para estabilizar la austenita retenida. Por tanto, Cr, Ni y Mo son efectivos para el control microestructural. El contenido de Cr, Ni o Mo en el acero es preferiblemente de al menos 0.05% para obtener suficientemente este efecto. Sin embargo, cuando cada uno de ellos se agrega en exceso, el efecto se satura y la cinética de transformación bainítica se vuelve demasiado lenta para obtener la microestructura requerida en la línea de producción con un tiempo de sobreenvejecimiento limitado. Por tanto, la cantidad de Cr y Mo está limitada a un máximo de 0.35% y 0.30% respectivamente. El Ni se usa simplemente para reducir la tendencia a la fragilidad o rotura en caliente cuando se agrega una cantidad relativamente alta de Cu. Este efecto del Ni es apreciable cuando el contenido de Ni es > [Cu(%)/3]. La cantidad de Ni, si está presente, se limita a un máximo de 0.50%.

Niobio 0 - 0.100%; Vanadio 0 - 0.100%; Titanio 0 - 0.100%

El nivel permitido de niobio, vanadio y titanio como elementos residuales es de 0.005% para cada uno. Pueden añadirse uno o más de niobio, vanadio y titanio para refinar la microestructura en el producto intermedio laminado en caliente y los productos terminados. Estos elementos poseen un efecto de fortalecimiento de la precipitación y pueden cambiar la morfología de la ferrita bainítica. También tienen una contribución positiva a la optimización de la aplicación dependiendo de propiedades como la ductilidad del borde estirado y la capacidad de flexión. Para obtener estos efectos, el límite inferior para cualquiera de estos elementos, si están presentes, debe controlarse al 0.005% o más. El efecto se satura cuando el contenido supera el 0.10% para cada uno de Nb y Ti y V. Por lo tanto, cuando se añaden

estos elementos, los contenidos de los mismos se controlan entre 0.005% y 0.100%. Preferiblemente, el límite superior es de 0.050% o menos para Nb y Ti, y de 0.100% o menos para V, porque si se añade en exceso, el carburo precipita demasiado dando como resultado el deterioro de la capacidad de trabajo. Además, la suma de Ti + Nb + V preferiblemente no supera el 0.100% en vista de la capacidad de trabajo y el coste.

Boro 0 - 0.0030%

El boro es otro elemento opcional que, si se añade, se controla entre 0.0003% y 0.0030%. El nivel permitido de B como elemento residual es de 0.0003%. Una adición de boro aumenta la templabilidad por enfriamiento rápido, y también ayuda a aumentar la resistencia a la tracción. A fin de obtener estos efectos de B, se necesita un límite inferior de 0.0003%, preferiblemente de 0.0005%. Sin embargo, cuando se agrega demasiado B, el efecto se satura. Ventajosamente, B se controla a 0.0025% o menos, preferiblemente a 0.0020% o menos.

En otra realización preferida de la invención, no se añaden Ti, y/o Nb, y/o V, y/o Ni, y/o Cu, y/o Cr, y/o Mo, y/o B, como elementos de aleación para reducir el coste del producto final obteniendo al mismo tiempo un fleje de acero de alta resistencia laminado en frío que tiene las propiedades deseadas.

Calcio 0 - 0.0050%; elementos de tierras raras (REM) 0 - 0.0100%

Además, la composición de acuerdo con la invención puede contener opcionalmente uno o dos elementos seleccionados entre Ca y un metal de tierras raras (REM), en una cantidad compatible con un tratamiento para el control de la inclusión de MnS. Si está presente como elemento residual, el nivel permitido es 0.0005%. Si se añade como elemento de aleación, el Ca se controla a un valor inferior al 0.0050% y el REM se controla a un valor inferior al 0.0100%. El Ca y/o REM se combinan con azufre y oxígeno, creando así oxisulfuros que no ejercen un efecto perjudicial sobre la ductilidad, como en el caso de los sulfuros de manganeso alargados que se formarían si no estuvieran presentes el Ca o el REM. Este efecto se satura cuando el contenido de Ca es superior al 0.0050% o el contenido de REM es superior al 0.0100%. Preferiblemente, la cantidad de Ca, si está presente, se controla a un valor por debajo del 0.0030%, más preferiblemente por debajo del 0.0020%. Preferiblemente, la cantidad de REM, si está presente, se controla a un valor por debajo del 0.0080%, más preferiblemente por debajo del 0.0050%.

El resto de la composición del acero comprende hierro e impurezas inevitables.

La composición química de los aceros de acuerdo con la invención coincide con la capacidad de las líneas convencionales de producción en continuo.

Microestructura

El fleje de acero laminado en frío que ha sido tratado térmicamente de acuerdo con la invención tiene una microestructura compleja, que comprende 20 - 55% de ferrita poligonal (PF), ferrita acicular (AF) y ferrita bainítica superior (HBF), en donde PF es como máximo 45%, así como 20 - 65% de ferrita bainítica inferior (LBF), 5 - 20% de austenita retenida (RA) y martensita fresca (M) en una cantidad de 0 - 20%.

En esta invención, las microestructuras están agrupadas funcionalmente de tal manera que podrían observarse usando microscopía óptica y microscopía electrónica de barrido. La ferrita poligonal (PF) se refiere a la ferrita formada en el recocido intercrítico o durante el enfriamiento lento a temperaturas superiores a Bs. La ferrita acicular (AF) se refiere a la ferrita formada durante el enfriamiento a temperaturas entre Bs y Ms. La ferrita bainítica de alta temperatura (HBF) es la ferrita bainítica formada durante el templado a una temperatura entre Bs y Bn. La ferrita bainítica de baja temperatura (LBF) es la ferrita bainítica formada durante el templado a una temperatura entre Bn y Ms.

Estructura de ferrita bainítica

La ferrita bainítica (BF) se forma durante el tratamiento térmico cuando la temperatura de templado está en el rango de temperatura entre Ms y Bs. BF está presente en forma de placas con un tamaño de grano ultrafino. La precipitación de carburos entre los listones ferríticos, que se sabe es perjudicial para la ductilidad, se suprime mediante la aleación con Si y/o Al. La ferrita bainítica no contiene carburos, en contraste con la bainita convencional que contiene carburos. La ferrita bainítica también se diferencia de la ferrita (proeutectoide) que tiene una baja densidad de dislocaciones. Las microestructuras libres de carburo BF proporcionan alta resistencia debido a la estructura intermedia de ferrita bainítica dura con una alta densidad de dislocación y un contenido de carbono sobresaturado. La estructura de ferrita bainítica también contribuye al elevado alargamiento deseado, ya que no contiene carburo y los finos granos de austenita residual pueden estar presentes en los límites de la ferrita bainítica en forma de listón.

En la invención, la ferrita bainítica se divide en dos tipos: ferrita bainítica formada en un rango de temperatura alta entre Bs y Bn, denominada ferrita bainítica alta (HBF), y ferrita bainítica formada en un rango de temperatura baja entre Bn y Ms, denominada como ferrita bainítica baja (LBF). HBF tiene una relación de aspecto promedio (definida como la longitud del eje menor dividida por la longitud del eje mayor) superior a 0.35, y LBF tiene una relación de aspecto promedio inferior a 0.35 cuando la sección transversal del fleje de acero sometido a grabado Nital al 3% se observa mediante microscopía electrónica de barrido con análisis EBSD. La razón para hacer esta distinción es que la ferrita bainítica formada en el rango de temperatura más alto por encima de Bn (HBF) es similar a AF en tamaño y

forma de grano, y es difícil distinguir HBF de AF usando SEM. Al igual que AF, HBF tiene un tamaño de grano más grande, una menor densidad de dislocación y es más suave que LBF, y actúa para aumentar el alargamiento del acero. Por otro lado, LBF tiene una resistencia más alta que la de HBF debido al tamaño de la placa más fina, lo que contribuye a la resistencia del fleje de acero y también mejora la conformabilidad.

Una característica del fleje de acero de alta resistencia según la presente invención es que la ferrita bainítica puede tener una microestructura compuesta que incluye HBF y LBF. Por lo tanto, se puede obtener un fleje de acero laminado en frío de alta resistencia con un alargamiento elevado. Para obtener un buen equilibrio entre alta resistencia y alargamiento, se necesita entre un 20 - 65% de LBF. Si LBF está presente en una cantidad más pequeña, el fleje de acero tiene una resistencia insuficiente. Sin embargo, si LBF está presente en una cantidad excesivamente grande, los efectos de las otras ferritas (PF, AF y HBF) y la austenita retenida con respecto al alargamiento pueden verse comprometidos. Por lo tanto, LBF está en el rango de 20 a 65%, preferiblemente de 30 a 60%.

La formación del HBF en la presente invención se debe al calentamiento del fleje a través del calor latente producido por la transformación bainítica, o debido al calentamiento mediante la aplicación de un proceso de galvanización por inmersión en caliente. La formación de HBF, si existe, en la presente invención permite acelerar la cinética de transformación bainítica si es necesario, de modo que la transformación bainítica se puede completar en el lapso de tiempo limitado en la sección de sobreenvejecimiento en una línea de producción existente. Dependiendo de la cantidad de PF y AF resultante de las etapas de remojo y de enfriamiento, se controla la cantidad de HBF, de modo que la cantidad total de PF, AF y HBF sea del 20 al 55%, preferiblemente del 25 al 50%. Como se describió anteriormente, HBF tiene una función similar a la de PF y AF. Si se han formado cantidades suficientes de PF y AF en las secciones de remojo y enfriamiento anteriores, y con el fin de obtener flejes de acero con una mayor resistencia, la cantidad de HBF debe minimizarse al 0%. En el caso de que la cantidad de PF y AF no sea suficiente, se puede aumentar la cantidad de HBF. Sin embargo, la cantidad de HBF debe controlarse de modo que la cantidad total de PF, AF y HBF sea del 20 al 55%, preferiblemente del 25 al 50%.

Ferrita poligonal y ferrita acicular

La ferrita proeutectoide es más blanda que la ferrita bainítica y aumenta funcionalmente el alargamiento del fleje de acero. Por otro lado, se introduce una cierta cantidad de ferrita proeutectoide y se controlan las características de la ferrita para aumentar la cinética de transformación bainítica y mejorar la estabilidad de la austenita retenida y para aumentar aún más el alargamiento. Se pueden producir dos tipos de ferrita proeutectoide usando la invención durante el recocido dependiendo de la temperatura de formación. La fase de ferrita formada cuando se austenitiza a una temperatura intercrítica, o se forma durante el enfriamiento a una temperatura elevada por arriba de la temperatura Bs, en la sección de enfriamiento lento, es poligonal o en bloques, llamada ferrita poligonal (PF). Se ha demostrado que este tipo de ferrita aumenta el alargamiento, pero disminuye el límite elástico y la conformabilidad en presencia de fases bainíticas o martensíticas. La ferrita formada a temperaturas más bajas en la sección de enfriamiento rápido a una temperatura entre Bs y Ms tiene una forma casi acicular y un tamaño de grano más pequeño que el de PF, y se conoce como ferrita acicular (AF). Es similar al HBF en morfología, pero tiene una cantidad relativamente menor de dislocaciones. La presencia de AF puede aumentar el alargamiento sin sacrificar la resistencia y la conformabilidad.

Como PF, AF y HBF tienen una función similar a las propiedades de tracción en el acero de acuerdo con la invención, pueden estar presentes tres tipos de estas microestructuras ferríticas, o uno o dos de ellas está(n) presente(s). Con el fin de asegurar un alto alargamiento, la fracción de volumen de PF, AF y HBF es de 20% o más, preferiblemente de 25% o más. En cualquier caso, la cantidad total de PF, AF y HBF debe controlarse para que sea inferior al 55%, preferiblemente inferior al 50%. Si el contenido de estas microestructuras ferríticas es demasiado alto y supera el 55%, la microestructura final no contendrá suficiente ferrita bainítica inferior y, por tanto, se reducirá la resistencia.

Cuando el PF está presente en el acero, se debe controlar el tamaño de grano, la morfología y la distribución del PF. El fleje de acero puede tener un alargamiento aún mayor al tener un tamaño de grano más pequeño de PF y tener una distribución dispersa de PF. De acuerdo con esta invención, cuando se observa con SEM o con un microscopio óptico, la estructura de PF se incrusta equiaxialmente entre las estructuras de BF y se dispersa uniformemente como granos más pequeños, mientras que la estructura morfológica de PF en un fleje de acero TRIP convencional se alarga a lo largo de una dirección de laminación. Esta estructura morfológica se considera que permite distribuir uniformemente la tensión durante el procesamiento y permite el máximo aprovechamiento del efecto TRIP de la austenita retenida. Para obtener esta estructura morfológica, la cantidad de PF formado durante el remojo debe ser del 45% o menos, preferiblemente del 10 al 40%. Esta realización es particularmente adecuada para composiciones de acero que contienen cantidades relativamente altas de Mn, Al y Si, en las que la cinética de recristalización de la ferrita es más lenta. El PF es una microestructura parcialmente recristalizada, que tiene una dureza más alta que la ferrita recristalizada. La presencia de PF que tiene una microestructura parcialmente recristalizada es beneficiosa para la ductilidad local. Ventajosamente, el tamaño de grano de PF en la presente invención es de 10 µm o menos, preferiblemente de 8 µm o menos, más preferiblemente de 5 µm o menos.

En una realización de la invención, es preferible que la cantidad de PF sea del 0%. En este caso, la cantidad total de AF y HBF se controla de manera que AF + HBF esté en un rango de 20 a 55%, preferiblemente de 25 a 50%.

Austenita residual

La austenita residual (también conocida como austenita retenida) se refiere a una región que muestra una fase FCC (celosía cúbica centrada en las caras) en la microestructura final. La austenita retenida mejora la ductilidad en parte a través del efecto TRIP, que se manifiesta en un aumento del alargamiento uniforme. La fracción de volumen de austenita residual es de 5% o más, preferiblemente de 7% o más para exhibir el efecto TRIP. Por debajo del 5% no se logrará el nivel deseado de ductilidad y alargamiento uniforme. El límite superior está determinado principalmente por los parámetros de composición y procesamiento en una línea de producción. Para una composición dada, el contenido de carbono en la austenita retenida se vuelve demasiado bajo si la cantidad de austenita retenida es demasiado alta. Entonces, la austenita retenida es insuficientemente estable y la ductilidad local (formabilidad de la brida por estiramiento) podría reducirse a un nivel inaceptable. Por tanto, el límite superior de la fracción de volumen de austenita retenida es de 20%, preferiblemente de 15%.

La concentración de carbono en la austenita residual tiene un impacto en las características del TRIP. La austenita retenida es eficaz para mejorar la propiedad de alargamiento, en particular cuando la concentración de carbono en la austenita retenida es de 0.90% o superior. Si el contenido de carbono es demasiado bajo, la austenita retenida no es lo suficientemente estable como para producir el efecto TRIP. Por tanto, ventajosamente, el contenido de carbono en la austenita retenida es de 0.90% o más, preferiblemente de 0.95% o más. Aunque la concentración de carbono en la austenita retenida es preferiblemente lo más alta posible, las condiciones prácticas de procesamiento imponen generalmente un límite superior de aproximadamente 1.6%. El contenido de carbono y la estabilidad de la austenita retenida se pueden ajustar controlando la cantidad de ferritas.

Martensita

La martensita está recién formada en la sección de enfriamiento final después del austemperizado. Suprime el alargamiento del límite de fluencia y aumenta el coeficiente de endurecimiento por trabajo (valor n), que es deseable para lograr una deformación estable y sin cuello y una uniformidad de deformación en la pieza final prensada. Incluso con un 1% de martensita fresca en el fleje de acero final, se puede lograr una respuesta a la tracción y, por lo tanto, un comportamiento de prensado comparable al de los aceros de doble fase convencionales. Sin embargo, la presencia de martensita fresca afectará la conformabilidad debido a la formación de grietas a lo largo de las interfaces de martensita y LBF/HBF. Por lo tanto, la cantidad de martensita fresca debe controlarse al 20% o menos, preferiblemente al 15% o menos.

Carburos

Los carburos pueden estar presentes como precipitados finos, que se forman durante el templado cuando la temperatura de sobreenvejecimiento es demasiado alta o si el tiempo de sobreenvejecimiento es demasiado largo, o en forma de perlita formada durante el enfriamiento cuando la velocidad de enfriamiento es demasiado lenta. De acuerdo con la invención, la microestructura del acero inventado está libre de perlita y libre de carburo. Libre de perlita significa que la cantidad de microestructura estratificada, incluida la cementita y la ferrita, es inferior al 5%. Libre de carburo significa que la cantidad de carburo está por debajo del límite de detección de las mediciones de rayos X estándar.

Caracterización de microestructuras

Los componentes microestructurales clasificados en el acero de acuerdo con la invención como se describe anteriormente pueden determinarse cuantitativamente mediante técnicas descritas a continuación. La fracción de volumen de los constituyentes se mide equiparando la fracción de volumen con la fracción de área, y midiendo la fracción de área de una superficie pulida usando un programa de procesamiento de imágenes disponible comercialmente, u otra técnica adecuada.

PF, M fresca, RA y perlita se pueden distinguir usando microscopía óptica (OM) y microscopía electrónica de barrido (SEM). Cuando una muestra grabada con metabisulfito de sodio acuoso al 10% (abreviado SMB) se caracteriza bajo OM, la perlita se observa como áreas oscuras, el PF se observa como áreas grises teñidas y la martensita fresca se observa como áreas de color marrón claro. Cuando una muestra grabada con solución de Nital al 3% se caracteriza con SEM, el PF se observa como granos con una superficie más lisa que no incluye la austenita retenida, la perlita se observa como una microestructura en capas que incluye tanto la cementita como la ferrita. El resto de la microestructura se observa como áreas grises, caracterizadas por subestructuras ferríticas como placas o listones, en las que el RA se dispersa en los granos como áreas blancas o gris pálido y no se pueden identificar carburos. Este grupo microestructural se conoce como microestructura similar a ferrita bainítica. Puede incluir una mezcla de HBF, LBF, AF y otra microestructura llamada martensita dividida (PM). La PM se produce cuando la temperatura de templado está por debajo del punto Ms del acero. Algunas formas de martensita durante el enfriamiento rápido y luego se produce una partición de carbono entre la martensita y la austenita retenida durante el templado austenítico. PM está presente con una morfología similar a LBF y puede coexistir con LBF. AF, HBF, LBF y PM en la microestructura similar a la ferrita bainítica no se pueden distinguir claramente usando OM y SEM porque sus morfologías son similares.

En esta invención, la microestructura similar a ferrita bainítica se separa adicionalmente en dos grupos distintos por medio de Difracción de Electrones por Retro-dispersión (EBSD). El primer grupo consiste en PM y LBF y el segundo

grupo consiste en AF y HBF. A partir de los datos de EBSD medidos, la austenita retenida se puede distinguir primero de las otras microestructuras creando una partición de Fe (γ) a partir de Fe (α). La martensita fresca (M) se separa luego de la microestructura similar a ferrita bainítica dividiendo el Fe (α) en una partición con una calidad de imagen (IQ) media alta y una partición con un IQ medio bajo. La partición de bajo IQ se clasifica como martensita y la partición de alto IQ se clasifica como la microestructura similar a ferrita bainítica. El método para distinguir los tipos de dos grupos se describe a continuación con referencia a la Figura 1. En la ferrita bainítica (partición de IQ alto), se identifican regiones que tienen una diferencia de orientación no inferior a 15° en el ángulo de inclinación entre estructuras adyacentes. Se considera que una región tiene la misma orientación cristalina y se define como una placa bainítica en la presente invención. Para las placas bainíticas así detectadas, se determina el diámetro de un círculo que tiene la misma área que una placa bainítica. El diámetro del círculo equivalente de la placa bainítica se determina utilizando la fotografía del análisis EBSD con factor de aumento de 3000. Al ajustar una elipse a una placa bainítica, la relación de aspecto (definida como la longitud del eje menor dividida por la longitud del eje mayor) también se determina. De manera similar, se miden los diámetros de los círculos equivalentes de todas las placas bainíticas y las relaciones de aspecto de las elipses equivalentes de todas las placas bainíticas en el área medida, (aproximadamente 100 por 100 µm), y los valores promedio se definen como el tamaño de grano medio de las placas bainíticas y la relación de aspecto media de las placas bainíticas en la presente invención.

Los inventores han estudiado sistemáticamente el efecto de la temperatura de templado en la microestructura de la ferrita bainítica. La temperatura de templado oscila entre Ms - 200 a Bs. Se ha encontrado que el tamaño medio y la relación media de aspecto de las placas bainíticas aumentan a medida que aumenta la temperatura de templado. Especialmente, se encuentra que la relación de aspecto de las placas bainíticas tiene un cambio brusco entre las muestras austemperadas o templadas por debajo de 440°C, la cual está por debajo de Bn y por encima de 460°C, que está por encima de Bn de la composición de acero utilizada en el método de acuerdo con la invención. Por tanto, el valor medio crítico de la relación de aspecto de 0.35 se define para dividir los dos grupos de microestructura similar a ferrita bainítica. El grupo que consiste en LBF y PM tiene una relación de aspecto de 0.35 o menos, y el grupo que consiste en HBF y AF tiene una relación de aspecto de más de 0.35.

Además de la diferencia en la morfología y el tamaño de las placas bainíticas, las relaciones de desorientación entre las intrincadas placas cristalográficas entre el grupo HBF, AF y el LBF, y el grupo PM, también son diferentes. La distribución del ángulo de desorientación en el acero de acuerdo con la invención se muestra en la Figura 2. El pico a 60° es consistente con las desorientaciones entre granos vecinos, teniendo la relación Kurdjumov-Sachs (KS/KS), que es causada por la relación eje- ángulo 60°<111> y 60°<110> y corresponde a martensita. El pico a 53° - 54° se debe a las desorientaciones entre los granos obtenidos por transformaciones de fase de acuerdo con la relación de Nishiyama- Wassermann y Kurdjumov-Sachs (NW/KS). Según el estado de la técnica, (ver A.-F. Gourgues, H.M. Flower y T.C. Lindley, Materials Science and Technology, enero de 2000, vol. 16, p. 26-40), la ferrita acicular y la bainita superior crecen con las relaciones Nishiyama-Wassermann con la fase de austenita parental, mientras que la bainita inferior y la martensita consisten en paquetes muy intrincados que tienen relaciones Kurdjumov-Sachs con la fase parental. En analogía con estos resultados, se supone que el pico a 53 - 54° corresponde a la formación de HBF y AF, y el pico a 60° corresponde a la formación de LBF y PM. El pico a 53 - 54° se vuelve más distinguible y la altura del pico aumenta, pero la altura del pico a 60° disminuye a medida que aumenta la temperatura de templado. En la presente invención, las cantidades relativas del grupo HBF, AF y del grupo LBF, PM pueden determinarse mediante la relación de la altura de los dos picos.

Como parte de la austenita retenida se dispersa como una película de tamaño muy pequeño entre las placas bainíticas y no puede ser detectada por EBSD, la fracción de la austenita retenida determinada por EBSD es siempre menor que el valor real. Por lo tanto, se puede emplear un método de medición de intensidad basado en difracción de rayos X (XRD) como técnica convencional de medición del contenido de austenita retenida. La fracción de volumen de austenita retenida se determina a ¼ de espesor del fleje de acero. La cantidad de cementita también se mide a partir de este análisis XRD. Una muestra preparada a partir del fleje de acero se pule mecánica y químicamente, y luego se analiza midiendo la intensidad integral de cada uno del plano (200), plano (220), y plano (311) del hierro fcc (cúbico centrado en la cara) y el del plano (200), plano (211), y plano (220) de hierro bcc (cúbico centrado en el cuerpo) con un difractómetro de rayos X utilizando Co-Ka. La cantidad de austenita retenida (RA) y el parámetro de red en la austenita retenida se determinaron mediante análisis de Rietveld. El contenido de C en la austenita retenida se calcula usando la fórmula:

$$C\ (\%\ en\ peso) = (a\ [Å] - 3.572 - 0.0012\ Mn\% + 0.00157\ Si\% - 0.0056\ Al\%)/0.033$$

en la que a es el parámetro de red de la austenita retenida en angstroms.

Propiedades mecánicas

Los flejes de acero laminados en frío con la microestructura y composición anteriores, y tratados térmicamente de acuerdo con la invención tienen las siguientes propiedades:

El límite elástico (YS) es de al menos 500 MPa; y/o

la Resistencia a la tracción (TS) es de al menos 850 MPa; y/o el

Alargamiento total (TE) es de al menos 14%.

Preferiblemente, el fleje laminado en frío y tratado térmicamente posee todas estas propiedades.

Etapas del método

De acuerdo con el método de la invención, un fleje de acero laminado en frío que tiene la composición explicada anteriormente se trata térmicamente para obtener la microestructura y las propiedades. El fleje de acero laminado en frío obtenida mediante laminación en frío se somete a un tratamiento térmico como en una línea de recocido continuo. Un diseño típico del proceso se muestra esquemáticamente en la Figura 3. El fleje de acero laminado en frío se calienta por arriba de la temperatura (Ac3 - 60), por ejemplo, usando una velocidad de calentamiento de al menos 0.5°C/s, preferiblemente en el rango de temperatura de (Ac3 - 60) - (Ac3 + 20), típicamente a una temperatura de austenización predeterminada T2, y se mantiene durante un período de tiempo t2 dentro de este rango de temperatura (etapa a), y luego se enfría, típicamente usando un enfriamiento de dos etapas en velocidades de enfriamiento controladas, a una temperatura T4 en el rango de Ms - Bn (etapa b). después de eso, el fleje de acero es tratado térmicamente, en el rango T4 a Bs para el templado durante un tiempo t5 (etapa c), preferiblemente a una temperatura T5 en el rango de T4 a Bn. Opcionalmente, el fleje de acero se calienta luego a una temperatura T6 en el rango de Bn a Bs durante un período de tiempo t6, que puede ser un tratamiento de galvanización por inmersión en caliente. Finalmente, el fleje de acero se enfría a temperatura ambiente (etapa d). Los parámetros y funciones del proceso en cada etapa se describirán a continuación.

En una primera etapa del mismo, el acero laminado en frío se empapa por arriba de (Ac3 - 60), como dentro de un rango de temperatura de (Ac3 - 60) - (Ac3 + 20) durante un tiempo de remojo t2 de 1-150 segundos para lograr una microestructura al menos parcialmente austenítica. El recocido a una temperatura superior a (Ac3 - 60) es necesario porque el fleje de acero que se trata térmicamente de acuerdo con la invención, necesita tener las cantidades requeridas de las fases transformadas a baja temperatura, tales como ferrita bainítica y austenita retenida que se transforman a partir de austenita de alta temperatura, así como una cantidad predeterminada de ferrita. Si T2 es mayor que (Ac3 + 20), los granos de austenita crecerán, lo que influye en el tamaño y la distribución de la austenita retenida y también ralentiza la cinética de transformación bainítica más adelante en el proceso de sobreenvejecimiento. Se puede formar una cantidad excesiva de martensita fresca formada durante el enfriamiento final como resultado de esta transformación bainítica incompleta, lo que conduce a una mayor resistencia, pero una baja ductilidad y conformabilidad. Además, una estructura uniforme de austenita con tamaños de grano más grandes puede suprimir la formación de PF y AF en la siguiente sección de enfriamiento, de modo que se obtenga una cantidad insuficiente de ferrita dentro del programa de enfriamiento actual en la línea de producción disponible, y puede ocasionar que el fleje de acero tenga un alargamiento insuficiente. Se ha observado que la uniformidad de la austenita tiene un gran efecto sobre la formación de PF y AF en la sección de enfriamiento. Si T2 es menor que (Ac3 - 60), se puede formar PF en una cantidad excesiva superior al 45%, por lo que el fleje de acero puede obtener una resistencia insuficiente. Por otro lado, la cantidad de austenita formada puede no ser suficiente para la formación de LBF y austenita retenida. Por consiguiente, la temperatura de recocido debe ser superior a (Ac3 - 60), pero ventajosamente no excede (Ac3 + 20), preferiblemente en el rango de (Ac3 - 50) a (Ac3 + 10). Si t2 es superior a 150 segundos, los tamaños de grano de austenita y ferrita aumentan, lo que conduce a un alargamiento menor. Si el tiempo de recocido t2 es menor que 1 s, la transformación inversa a austenita puede no proceder suficientemente y/o los carburos en el fleje de acero pueden no haberse disuelto suficientemente. Por lo tanto, el tiempo de recocido t2 es de 1 segundo a 150 segundos, tal como de 10 segundos a 120 segundos, preferiblemente de 1 a 100 segundos.

En una etapa de enfriamiento posterior, el fleje al menos parcialmente austenítico se enfría a una temperatura T4 en el rango de Bn - Ms. El propósito de este enfriamiento es regular las cantidades de ferritas y ferrita bainítica y para prevenir la formación de perlita. Típicamente, esto significa que la tasa de enfriamiento durante el enfriamiento es lo suficientemente alta como para evitar la formación de perlita.

En una realización de la invención, el fleje de acero así tratado se enfría directamente a la temperatura T4 a una velocidad de enfriamiento V4 de al menos 15ºC/s para evitar la formación de perlita. Si la velocidad de enfriamiento es demasiado baja, se puede formar ferrita en una cantidad excesiva o incluso se puede formar perlita. Preferiblemente, V4 es superior a 20°C/s. El límite superior de la velocidad de enfriamiento no está particularmente restringido, a menos que ocurra una variación de temperatura en el fleje de acero cuando se detiene el enfriamiento. La velocidad de enfriamiento es preferiblemente de 100°C/s o inferior en instalaciones estándar para reducir la falta de homogeneidad de temperatura en el fleje de acero. Una variación significativamente grande en la microestructura tanto en la dirección longitudinal como en la dirección a lo ancho del fleje puede ocurrir cuando la tasa de enfriamiento promedio excede los 80°C/s en la mayoría de las instalaciones disponibles. Por consiguiente, una tasa de enfriamiento adecuada V4 está en el rango de 15 a 80°C/s, preferiblemente de 20 a 60°C/s.

En otras realizaciones de la invención, este enfriamiento se puede realizar mediante un enfriamiento de dos etapas para regular la cantidad de ferrita y homogeneizar la temperatura del fleje. Esto se adapta a la mayoría de las líneas de recocido continuo o líneas de galvanizado por inmersión en caliente que incluyen dos secciones de enfriamiento conectadas como las que se utilizan actualmente. El fleje de acero se enfría primero a una temperatura T3 en el rango de 800 - 500°C (denominada sección de enfriamiento lento), preferiblemente en el rango de 750 - 550°C, típicamente a una tasa de enfriamiento de V3 de al menos 1°C/s, tal como 2 - 15°C/s, preferiblemente 3 - 10°C/s. A partir de

entonces, el fleje de acero se enfría más hasta la temperatura T4 (denominada sección de enfriamiento rápido), típicamente a una tasa de enfriamiento V4 de al menos 15°C/s, tal como 15 - 80°C/s, preferiblemente 20 - 60 °C/s. Como la longitud en cada sección en una línea de recocido continuo es fija, las tasas de enfriamiento V3 y V4 para una velocidad de línea dada se pueden controlar ajustando la temperatura T3. Cuanto mayor es el T3, menor es la V3 y mayor es la V4. Durante este enfriamiento, se pueden formar algunos PF en la sección de enfriamiento lento y algo de AF se puede formar en la sección de enfriamiento rápido. Para una velocidad de línea fija, la cantidad de PF que se forma en la sección de enfriamiento lento depende principalmente de T3 y la cantidad de AF depende principalmente de V4. Por lo tanto, se selecciona T3 en un rango adecuado para ajustar la cantidad de ferrita y evitar la formación de perlita. Si T3 es demasiado baja, por ejemplo, inferior a 500°C, se puede formar PF en una cantidad excesiva en la sección de enfriamiento lento, y AF también se puede formar en una cantidad excesiva en la sección de enfriamiento rápido, o incluso se puede formar perlita si la V4 resultante es inferior a 15°C/s. Si T3 es demasiado elevada, por ejemplo, superior a 800°C, es posible que se forme PF de manera insuficiente y se forme menos AF si la V4 resultante es demasiado alta. Por consiguiente, T3 debe estar en el rango de 800 a 500°C, preferiblemente en el rango de 750 a 550°C/s.

Como se mencionó anteriormente, la PF se puede obtener en la etapa de remojo a) y en la sección de enfriamiento lento en la etapa b), mientras que AF se obtiene en la sección de enfriamiento rápido en la etapa b) en una línea de recocido o línea de galvanizado diseñada convencionalmente. La temperatura de remojo T2 y la temperatura intermedia T3 entre la sección de enfriamiento lento y la sección de enfriamiento rápido pueden usarse para regular la cantidad de ferrita. Si se usa una T2 más alta, se produce menos cantidad de PF durante el remojo, entonces se puede seleccionar una T3 más baja para obtener más PF en la sección de enfriamiento lento y más AF en la sección de enfriamiento rápido. Si se usa una T2 más baja, se produce una cantidad suficiente de PF durante el remojo, entonces se selecciona una T3 más alta para limitar la cantidad de PF formada en la sección de enfriamiento lento y la cantidad de AF formada en la sección de enfriamiento rápido.

La temperatura de parada de enfriamiento T4 está entre Bn y Ms para iniciar la transformación bainítica. Si T4 es demasiado alto, se puede obtener demasiado HBF durante el templado posterior y la resistencia del fleje de acero podría ser insuficiente. Si T4 es demasiado bajo y en ausencia de calentamiento activo, el calor latente producido por la transformación bainítica no es suficiente para calentar el fleje de acero a una temperatura lo suficientemente alta para una cinética de transformación bainítica rápida. Preferiblemente, T4 está en el rango entre Bn y Ms + 50°C.

En la etapa c) de tratamiento térmico subsiguiente, el fleje enfriado se trata térmicamente en el rango entre la temperatura T4 y Bs, y preferiblemente entre T4 y Bn durante un tiempo t5 en el rango de 30 - 300 segundos, típicamente al calentar y tratar térmicamente a una temperatura T5 en este rango, durante el cual la austenita se transforma en ferrita bainítica inferior (LBF). Si T5 es demasiado baja, la transformación bainítica es demasiado lenta, la transformación bainítica es insuficiente durante el sobreenvejecimiento, y se puede formar martensita fresca durante el enfriamiento después del sobreenvejecimiento en cantidades en exceso, lo que aumenta la resistencia, pero no puede proporcionar el alargamiento requerido. Por otro lado, la partición del carbono puede ser insuficiente para estabilizar la austenita retenida. Si T5 es demasiado alta, existe el riesgo de que se obtenga demasiado HBF en la sección de sobreenvejecimiento, la cual no puede proporcionar la resistencia requerida. El rango más preferido para la etapa c) es Bn-50 a Bn con el fin de lograr la cinética de transformación bainítica rápida y obtener LBF. Si el tiempo de tratamiento térmico t5 es inferior a 30 s, la transformación bainítica es incompleta y no se forma suficiente LBF. De nuevo el reparto de carbono es insuficiente. Si t5 es superior a 300s, existe el riesgo de que comiencen a formarse carburos y, por lo tanto, disminuya el contenido de carbono en la austenita retenida. El tiempo máximo para t5 está limitado, entre otras cosas, por el tiempo total disponible a una velocidad dada de la línea de producción. Preferiblemente, t5 está en el rango de 40 a 120 segundos.

Posteriormente, el fleje así tratado térmicamente se enfría siguiendo la capacidad de la línea de producción a temperatura ambiente durante la cual se puede formar algo de martensita fresca. El fleje de acero se enfría luego por debajo de 300°C a una velocidad de enfriamiento V7 de al menos 1°C/s, preferiblemente al menos 5°C/s, después de lo cual se enfría adicionalmente a temperatura ambiente. El enfriamiento a temperatura ambiente puede ser un enfriamiento forzado o un enfriamiento natural no controlado. En una realización práctica, el fleje de acero tratado térmicamente se enfría a una temperatura T7 en el rango de (Ms - 50) - Mf a una velocidad de enfriamiento V7 en el rango de 5.0 - 10.0ºC/s. El enfriamiento adicional desde T7 a temperatura ambiente se realiza ventajosamente a una velocidad de enfriamiento V8 de 5.0 - 20.0ºC/s, más preferiblemente de 6.0 - 15.0ºC/s.

En una realización de la invención, la etapa de tratamiento térmico c) se lleva a cabo preferentemente al menos parcialmente por calor latente procedente de la transformación bainítica. Durante esta etapa de tratamiento térmico c) la transformación de bainita inferior produce calor latente. Como el calor latente puede disiparse de forma incompleta en la línea de producción, la temperatura del fleje de acero aumenta automáticamente por el calor latente acumulado. Por lo tanto, la temperatura del fleje de acero que se está tratando térmicamente puede aumentar gradualmente debido al calor latente de la transformación bainítica que se produce. Es decir, la temperatura T5 aumenta durante el transcurso del tratamiento térmico, en particular en tiempos t5 más largos. La temperatura superior de T5 no está particularmente limitada, si el fleje de acero alcanza temperaturas superiores a Bn, se formará ferrita bainítica a alta temperatura.

En una realización, la etapa de remojo se realiza dentro de un rango de temperatura de recocido intercrítico de (Ac3 -

50) - (Ac3 + 10), preferiblemente durante un tiempo de remojo t2 de 1 - 100 segundos para asegurar que se obtenga un fleje laminado en frío parcialmente austenítico que tiene un tamaño de grano fino. La fracción de PF formada a la temperatura de remojo es ventajosamente inferior al 40%.

Ventajosamente, la etapa de calentamiento, antes de la etapa de remojo, se realiza en dos subetapas, que comprenden calentar un fleje laminado en frío a una temperatura T1 en el rango de 680 - 740°C, preferiblemente en el rango de 700 - 720°C, a una velocidad de calentamiento V1 de 10.0 - 30.0ºC/s, preferiblemente de 15.0 - 25.0ºC/s; y calentar adicionalmente el fleje laminado en frío desde la temperatura T1 hasta el rango de temperatura de remojo a una velocidad de calentamiento V2 de 0.5 - 4.0ºC/s, preferiblemente de 1.0 - 3.0ºC/s. Durante el calentamiento lento de T1 a la temperatura de remojo T2, se produce la recuperación y recristalización en la ferrita, así como la disolución de carburos y ferrita durante la transformación de austenita. T1 y V2 afectan el avance de estos procesos, las cuales afectan el tamaño de los granos de austenita y la homogeneidad de la distribución de los elementos de aleación en la fase de austenita. Ventajosamente, el tiempo de remojo t2 se controla, dependiendo de la velocidad de calentamiento V2, para asegurar la disolución de todos los carburos y evitar un tamaño de grano austenítico grueso.

En una realización, el método de acuerdo con la invención comprende una etapa adicional de tratamiento térmico entre la etapa de tratamiento térmico c) y la etapa de enfriamiento d), en donde el fleje de acero resultante de la etapa c) se somete a un tratamiento térmico adicional en el rango de Bs - Bn, preferiblemente (Bs - 50) - Bn, típicamente a una temperatura fija T6. El tiempo de tratamiento adicional t6 es ventajosamente de 5 a 30 segundos, preferiblemente de 10 a 20 segundos. Este tratamiento térmico adicional aumenta la ferrita bainítica mediante la formación de ferrita bainítica a alta temperatura a partir de la austenita restante para completar la transformación bainítica y, por lo tanto, reduce aún más la cantidad de martensita formada en la siguiente sección de enfriamiento, lo que permite mejorar las propiedades de resistencia y ductilidad. El carbono también se divide aún más en la austenita retenida, lo que la hace más estable. Cuando este tratamiento térmico adicional se aplica en una sección de sobreenvejecimiento dada y, por lo tanto, en un lapso de tiempo total dado en la misma, el tiempo t5 se reduce aún más para cumplir con el lapso de tiempo disponible, por ejemplo, la suma de t5 + t6 está en el rango de 30-300 s.

En una realización preferida, este tratamiento térmico adicional comprende un tratamiento de galvanización por inmersión en caliente integrado, en el que el fleje de acero resultante de la etapa c) se recubre con un recubrimiento a base de Zn o aleación de Zn.

El fleje de acero que se ha tratado térmicamente de acuerdo con la invención se puede dotar de un recubrimiento, ventajosamente un recubrimiento a base de zinc o de una aleación de zinc. Ventajosamente, el recubrimiento a base de zinc es un recubrimiento galvanizado o recocido después de la galvanización. El recubrimiento a base de Zn puede comprender una aleación de Zn que contiene Al como elemento de aleación. Una composición de baño de zinc preferida contiene 0.10 a 0.35% de Al, siendo el resto zinc e impurezas inevitables. Otro baño de Zn preferido que comprende Mg y Al como elementos de aleación principales, tiene la composición: 0.5 - 3.8% de Al, 0.5 - 3.0% de Mg, opcionalmente como máximo 0.2% de uno o más elementos adicionales; siendo el resto zinc e impurezas inevitables. Los ejemplos de los elementos adicionales incluyen Pb, Sb, Ti, Ca, Mn, Sn, La, Ce, Cr, Ni, Zr y Bi.

El recubrimiento, tal como un recubrimiento protector de Zn o de aleación de Zn, se puede aplicar en una etapa separada. Preferiblemente, se integra una etapa de galvanización por inmersión en caliente en el método de acuerdo con la invención como se explicó anteriormente.

Opcionalmente se puede realizar un tratamiento de laminado templado con el fleje recocido y recubierto de zinc de acuerdo con la invención con el fin de afinar las propiedades de tracción y modificar el aspecto y rugosidad de la superficie dependiendo de los requisitos específicos resultantes del uso previsto.

El fleje de acero laminado en frío como tal se fabrica típicamente de acuerdo con el siguiente proceso general. Se prepara una composición de acero como se describe anteriormente, y se cuela en una losa. La losa colada se procesa mediante laminación en caliente después de recalentarla a una temperatura en el rango de 1100 a 1300°C. Normalmente, el laminado en caliente de la losa se realiza en 5 a 7 soportes hasta las dimensiones finales que son adecuadas para un laminado en frío adicional. Normalmente, el laminado de acabado se realiza en condiciones totalmente austeníticas por arriba de 800°C, ventajosamente 850°C o más. El fleje así obtenido de las etapas de laminación en caliente se puede laminar, por ejemplo, a una temperatura de laminado de típicamente 700ºC o menor. El fleje laminado en caliente se decapa y lamina en frío para obtener un fleje de acero laminado en frío con los calibres adecuados. Preferiblemente, la reducción de laminación en frío está en el rango de típicamente 30 a 80%. A fin de reducir la fuerza de laminación durante la laminación en frío, el fleje laminado o la mitad del fleje laminado en frío puede someterse a un recocido por lotes en caliente. La temperatura de recocido por lotes debe estar en el rango de 500 - 700°C.

También se puede aplicar fundición de losas finas, fundición en flejes o similares. En este caso, es aceptable que el método de fabricación omita al menos una parte del proceso de laminación en caliente.

La invención también se refiere a un fleje de acero laminado en frío tratado térmicamente que tiene una composición y microestructura como se describe anteriormente.

La invención también reside en un artículo, tal como un componente estructural, de ingeniería o de automóvil, que se

produce a partir del fleje laminado en frío y tratado térmicamente de acuerdo con la invención.

Ejemplos

Se moldearon aceros que tenían las composiciones que se muestran en la Tabla 1 en lingotes de 25 kg de dimensiones de 200 mm x 110 mm x 110 mm usando inducción al vacío. Se utilizó el siguiente programa de proceso para fabricar flejes laminados en frío de 1 mm de espesor:

- Recalentamiento de los lingotes a 1225°C durante 2 horas;
- Laminado rugoso de los lingotes de 140 mm a 35 mm;
- Recalentamiento de los lingotes laminados en bruto a 1200°C durante 30 min;
- Laminado en caliente de 35 mm a 4 mm en 6 pasadas;
- Enfriamiento de la mesa de agotamiento: enfriar desde la temperatura de laminación final (FRT) aproximadamente 850 a 900°C a 600°C a una tasa de 40°C/s;
- Enfriamiento del horno: Los flejes se transfieren a un horno precalentado a 600°C, y luego se enfrían a temperatura ambiente para simular el proceso de enfriamiento;
- Decapado: A continuación, los flejes laminados en caliente se decaparon en HCl a 85°C para eliminar las capas de óxido;
- Laminado en frío: Los flejes laminados en caliente se laminaron en frío a flejes de 1 mm;
- Tratamiento térmico de acuerdo con la invención: Se utilizaron láminas o chapas laminadas en frío de tamaño adecuado para simular el proceso de recocido mediante un simulador de recocido continuo (CASIM).

Se mecanizaron muestras para observaciones de microestructura, ensayos de tracción y ensayos de expansión de orificios a partir de las láminas así tratadas.

Se realizó dilatometría en las muestras laminadas en frío de dimensiones de 10 mm x 5 mm x 1 mm (longitud a lo largo de la dirección de laminación). Las pruebas de dilatación se realizaron en un dilatómetro de Bahr tipo DIL 805. Todas las mediciones se llevaron a cabo de acuerdo con SEP 1680. Los puntos críticos de transformación de fase Ac3, Ms y Mf se determinaron a partir de las curvas de dilatometría apagadas. Se predijeron Bs y Bn usando el software disponible JmatPro 10. Las fracciones de fase durante el recocido para diferentes parámetros del proceso se determinaron a partir de curvas de dilatación que simulaban los ciclos de recocido.

La microestructura se determinó mediante microscopía óptica (OM) y microscopía electrónica de barrido (SEM) utilizando un programa de procesamiento de imágenes disponible comercialmente. Las microestructuras se observaron a ¼ de espesor en la sección transversal de las direcciones de laminado y normales de un fleje de acero. 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 EDAX PEGASUS XM 4 HIKARI EBSD. Los barridos de EBSD se capturaron utilizando el software TexSEM Laboratories (TSL) de recopilación de datos OIM (Orientation Imaging Microscopy). Los barridos de EBSD se evaluaron con el software TSL OIM Analysis. El área de barrido de EBSD fue en todos los casos de 100 x 100 µm, con un tamaño de paso de 0.1 µm y una velocidad de barrido de aproximadamente 80 fotogramas por segundo.

La austenita retenida se determinó mediante XRD según DIN EN 13925 en un D8 Discover GADDS (Bruker AXS) con radiación Co-Kα. La determinación cuantitativa de las proporciones de fase se realizó mediante análisis de Rietveld.

Ensayos de tracción - Se mecanizaron piezas de ensayo JIS5 (longitud de calibre = 50 mm; ancho = 25 mm) a partir de los flejes recocidos de modo que la dirección de tracción fuera paralela a la dirección de laminación. Los ensayos de tracción a temperatura ambiente se realizaron en una máquina de ensayo Schenk TREBEL siguiendo la norma NEN-EN10002-1: 2001 para determinar las propiedades de tracción, (límite elástico YS (MPa), resistencia a la rotura por tracción UTS (MPa), alargamiento total TE (%)). Para cada condición, se realizaron tres ensayos de tracción y se informan los valores medios de las propiedades mecánicas.

Los parámetros del proceso se presentan en la Tabla 2 usando las indicaciones de la Figura 3. En CASIM, el calor latente producido durante la transformación bainítica es compensado por el sistema de enfriamiento activo. La variación de temperatura por calor latente en la sección de sobreenvejecimiento se simula mediante las temperaturas T4, T5 y T6. En los casos en que T4 es igual a T5, t4 es 0. En los casos en que T4 es inferior a T5, t4 es 1 s y el calentamiento posterior a T5 se produce a una velocidad de calentamiento de 5 - 20 °C/s. La velocidad de calentamiento de T5 a T6 es de 5 - 10°C/s. Las microestructuras resultantes y las propiedades de tracción se dan en la Tabla 3. Todas las composiciones de acero son inventivas excepto A79 y alcanzan los requisitos de microestructura y propiedades de tracción bajo parámetros de procesamiento variables especificados. El acero A79 no pudo lograr el alargamiento requerido aunque la resistencia a la tracción es suficientemente alta (ejemplos 26 y 27). La razón es que

A79 contiene 0.5% de Cr, lo que ralentiza significativamente la cinética de transformación bainítica, de tal manera que la transformación bainítica y la partición de C entre BF y la austenita retenida no pueden proceder lo suficiente. En consecuencia, la cantidad de martensita aumenta, pero la cantidad de austenita retenida y el contenido de C en la austenita retenida disminuyen, lo que conduce a un efecto TRIP reducido.

Tabla 1. Composiciones (en % en peso) y puntos de transformación de fase crítica (en °C) de los aceros

Código de aleación	C	Mn	Si	Al	Cr	Cu	Nb	Mo	S	P	Ti	V	N	Ac3	Ms	Mf	Bs	Nota
A16	0.210	2.210	1.170	0.016	0.010	0.005	0.002	0.002	0.002	0.003	0.002	0.002	0.004	855	372	178	560	inv.
A50	0.207	2.290	1.005	0.037	0.010	0.005	0.001	0.002	0.003	0.002	0.002	0.002	0.002	846	385	178	560	inv.
A51	0.177	2.303	1.003	0.037	0.010	0.002	0.001	0.002	0.004	0.001	0.002	0.002	0.004	858	398	185	567	inv.
A53	0.176	2.013	1.003	0.040	0.010	0.005	0.001	0.002	0.005	0.003	0.001	0.002	0.003	862	410	198	593	inv.
A54	0.206	2.279	1.468	0.038	0.010	0.005	0.001	0.002	0.006	0.004	0.001	0.002	0.005	871	381	175	551	inv.
A72	0.207	1.787	1.446	0.039	0.010	0.001	0.001	0.002	0.003	0.003	0.001	0.001	0.003	879	408	205	593	inv.
A73	0.207	2.470	1.525	0.036	0.010	0.001	0.001	0.003	0.005	0.001	0.001	0.002	0.005	865	365	162	532	inv.
A74	0.207	1.774	1.010	0.036	0.310	0.001	0.001	0.002	0.005	0.005	0.001	0.002	0.004	854	392	195	584	inv.
A75	0.209	2.265	1.520	0.037	0.010	0.107	0.001	0.002	0.002	0.002	0.001	0.002	0.003	869	375	178	550	inv.
A79	0.213	1.940	1.470	0.020	0.500	0.002	0.001	0.003	0.005	0.003	0.002	0.003	0.002	860	390	195	543	comp.
A95	0.205	2.442	1.183	0.321	0.010	0.003	0.001	0.004	0.002	0.005	0.001	0.002	0.002	880	391	175	557	inv.
A96	0.211	2.289	0.810	0.303	0.010	0.003	0.001	0.002	0.003	0.004	0.001	0.003	0.003	872	400	185	576	inv.
A97	0.210	2.000	1.470	0.037	0.010	0.003	0.001	0.002	0.003	0.004	0.001	0.001	0.004	875	395	180	573	inv.
A98	0.207	2.272	1.000	0.034	0.010	0.003	0.020	0.002	0.003	0.003	0.001	0.002	0.003	850	382	175	561	inv.
A99	0.250	2.299	1.021	0.036	0.010	0.003	0.001	0.003	0.004	0.003	0.001	0.003	0.002	833	358	155	547	inv.

Tabla 2. Parámetros del proceso

Ejemplo	Código de aleación	Parámetros del proceso indicados en la Figura 3																			
		T1	V2	T2	t2	V3	T3	V4	T4	t4	T5	t5	T6	t6	V7	T7	V8
		°C	°C/s	°C	s	°C/s	°C	s	°C	s	°C	s	°C	s	°C/s	°C	°C/s
1	A16	720	1.34	850	65	3.7	700	41.5	430	0	430	53	455	19	6.3	300	11.3
2	A16	720	1.44	860	65	3.9	700	46	420	0	455	53	455	19	6.3	300	11.3
3	A50	720	1.28	860	73.5	3.5	700	37	440	0	440	60.3	460	21.5	5.8	300	9.3
4	A50	720	1.44	860	65	3.9	700	40	440	0	440	53	460	19	6.5	300	11.3
5	A50	720	1.24	840	65	4.4	660	34	440	0	440	53	460	19	6.5	300	11.3
6	A51	720	1.1	860	86	3	700	30	440	0	440	70.5	460	25.1	5	300	7.9
7	A51	720	1.34	850	65	3.7	700	40	440	0	440	53	460	19	6.5	300	11.3
8	A51	720	1.34	850	65	3.7	700	38.5	450	0	450	53	460	19	6.5	300	11.3
9	A51	720	1.34	850	65	4.7	660	34	440	0	440	53	460	19	6.5	300	11.3
10	A53	720	1.1	860	86	3	700	30	440	0	440	70.5	460	25.1	5	300	7.9
11	A53	720	1.28	860	73.5	3.5	700	37	440	0	440	60.3	460	21.5	5.8	300	9.3
12	A53	720	1.44	860	65	3.9	700	40	440	0	440	53	460	19	6.5	300	11.3
13	A54	720	1.44	860	65	3.9	700	40	440	0	440	53	460	19	6.5	300	11.3
14	A54	720	1.17	870	86	3.17	700	30	440	0	440	70.5	460	25.1	5	300	7.9
15	A54	720	1.55	870	65	4.2	700	40	440	0	440	53	460	19	6.5	300	11.3
16	A54	720	1.34	850	65	4.7	660	34	440	0	440	53	460	19	6.5	300	11.3
17	A72	720	1.65	880	65	4.4	700	40	440	0	440	53	460	19	6.5	300	11.3
18	A73	720	1.34	850	65	3.7	700	40	440	0	440	53	460	19	6.5	300	11.3
19	A73	720	1.3	850	65	6.2	600	25	420	1	440	53	460	19	6.5	300	11.3
20	A74	720	1.4	860	65	6.4	660	34	440	0	440	53	460	19	6.5	300	11.3
21	A75	720	1.65	880	65	8.1	550	17	440	0	440	53	460	19	6.5	300	11.3
22	A75	700	1.1	880	1	5.7	650	32	440	0	440	53	460	19	6.5	300	11.3
23	A75	700	1.1	880	1	8.1	550	17	440	0	440	53	460	19	6.5	300	11.3
24	A75	720	1.24	840	65	4.7	650	32	440	0	440	53	460	19	6.5	300	11.3
25	A75	720	1.1	830	65	3.2	700	40	440	0	440	53	460	19	6.5	300	11.3

Ejemplo	Código de aleación	Parámetros del proceso indicados en la Figura 3																	
		T1	V2	T2	t2	V3	T3	V4	T4	t4	T5	t5	T6	t6	V7	T7	V8
		°C	°C/s	°C	s	°C/s	°C	s	°C	s	°C	s	°C	s	°C/s	°C	°C/s
26	A79	720	1.7	880	65	8.1	550	16.9	440	0	440	53	460	19	6.5	300	11.3
27	A79	720	1.2	840	65	3	720	43	440	0	440	53	460	19	6.5	300	11.3
28	A95	720	1.55	870	65	4.2	700	40	440	0	440	53	460	19	6.5	300	11.3
29	A96	720	1.44	860	65	4.9	660	34	440	0	440	48	460	19	6.5	300	11.3
30	A96	720	1.24	840	65	3.5	700	40	440	0	440	53	460	19	6.5	300	11.3
31	A97	720	1.55	870	65	4.2	700	40	440	0	440	53	460	19	6.5	300	11.3
32	A97	720	1.4	860	65	3.4	720	43	440	0	440	53	460	19	6.5	300	11.3
33	A98	720	1.44	860	65	3.9	700	40	440	0	440	53	460	19	6.5	300	11.3
34	A98	720	1.44	860	65	4.9	660	34	440	0	440	48	460	19	6.5	300	11.3
35	A99	720	1.24	840	65	3.5	700	40	440	0	440	53	460	19	6.5	300	11.3

Tabla 3. Microestructuras y propiedades de tracción

Ejemplo	Código de aleación	Microestructuras						Propiedades de tracción				
		PF	PF+AF+HBF	LBF	M	RA%	C en RA	YS	TS	UE	TE	Nota
		%	%	%	%	%	% en peso	MPa	MPa	%	%	
1	A16	0	27	53	9	11	0.97	696	1133	10.5	14.9	inv.
2	A16	0	20	59	9	12	0.96	735	1155	9.8	15.7	inv.
3	A50	3	20	61.6	6	12.4	1.05	635	1055	11.1	14.9	inv.
4	A50	3	20	57.1	9	13.9	1.07	661	1075	10.8	15.2	inv.
5	A50	2	22.8	58	5	14.2	0.91	601	1041	12	16.8	inv.
6	A51	0	26	59.1	3	11.9	0.95	619	960	12.1	16.7	inv.
7	A51	0	23	62.5	3	11.5	0.96	628	983	11.3	15.7	inv.
8	A51	0	27	59.4	3	10.6	0.91	576	963	13.4	19.4	inv.
9	A51	5	30	57.5	3	9.5	0.96	564	973	12.5	18.6	inv.
10	A53	6	42	48.2	2	7.8	0.95	540	869	14.8	22.1	inv.
11	A53	5	35	53.4	3	8.6	0.97	525	864	15.5	21.1	inv.
12	A53	5	34	53.9	3	9.1	0.98	511	866	15.6	23.4	inv.
13	A54	5	23	53	11	13	0.96	646	1140	11.4	16	inv.
14	A54	5	22	57.1	9	11.9	0.91	639	1127	11.5	16.9	inv.
15	A54	5	20	56.1	11	12.9	0.94	671	1143	10.5	15.2	inv.
16	A54	11	31	43.4	12	13.6	1.02	586	1149	12.3	17.8	inv.
17	A72	6	41	39	8.7	11.3	1.16	600	988	12.7	17.9	inv.
18	A73	3	23	49	18	10	0.94	715	1247	10.2	14.9	inv.
19	A73	19	34	36	20	10.1	0.93	685	1256	10.5	14.8	inv.
20	A74	28	54	35	12.5	8.5	0.97	508	1008	13.1	18.6	inv.
21	A75	25	41	33.6	16	9.4	1.01	681	1194	10.5	16	inv.
22	A75	12	32	46	12.3	9.7	0.90	611	1181	12.2	16.6	inv.
23	A75	43	54	21	17	8.1	0.92	586	1189	11.4	15.2	inv.
24	A75	34	55	21.6	14.5	8.9	0.91	580	1191	11.2	15.9	inv.
25	A75	23	53	26	12	8.8	0.92	550	1216	11.8	15.1	inv.
26	A79	15	28	39	23	10.2	0.89	712	1271	9.1	13.1	comp.
27	A79	9	34	37	24.2	4.8	0.71	686	1347	8.6	11.4	comp.
28	A95	4	20	56	11	13.2	0.99	676	1181	10.5	14.7	inv.
29	A96	5	26	53.6	4	16.4	1.02	575	983	13.7	18.2	inv.
30	A96	2	27	56.8	1	15.2	1.00	552	1009	14.9	19.7	inv.
31	A97	2	22	56.2	8	13.8	1.11	686	1096	12.1	17.6	inv.
32	A97	3	25	51.1	8	15.9	0.98	677	1088	11	15.5	inv.
33	A98	0	25	57	1	17	1.02	631	1058	11	15.7	inv.
34	A98	5	30	52.6	1	16.4	0.92	635	1059	12.6	16.9	inv.
35	A99	0	16	55	15	13.7	1.06	658	1226	12	16.4	inv.

REIVINDICACIONES

1. Un método de tratamiento térmico de un fleje de acero laminado en frío, cuyo método comprende las etapas de:

a) remojar un fleje de acero laminado en frío por arriba de (Ac3 - 60) durante un tiempo de remojo t2 de 1 - 150 segundos, obteniendo así un fleje de acero laminado en frío que tiene una microestructura al menos parcialmente austenítica;
b) enfriar el fleje de acero empapado resultante de la etapa a) a una temperatura T4 en el rango de Bn- Ms;
c) tratamiento térmico del fleje enfriado obtenido en la etapa b) en un rango de temperatura de Bs - T4 durante un período de tiempo t5 de 30 - 300 segundos;
d) enfriar el fleje de acero tratado térmicamente a temperatura ambiente;

de tal manera el fleje de acero tiene una microestructura (en % en vol.) que comprende

ferrita poligonal (PF) + ferrita acicular (AF) + ferrita bainítica superior (HBF):	20 - 55;
en el que ferrita poligonal (PF):	0 - 45;
ferrita bainítica inferior (LBF):	20 - 65;
austenita retenida (RA):	5 - 20;
martensita (M):	0 - 20;

en el que el fleje de acero tiene una composición (en % en masa) que comprende

C:	0.15 - 0.35;
Mn:	1.50 - 3.00;
Si:	0.50 - 2.00;
Al:	0.01 - 1.50;
P:	menos de 0.050;
S:	menos de 0.020;
N:	menos de 0.0080;

en el que la suma (Si + Al) es ≥ 0.60; y
opcionalmente uno o más elementos seleccionados entre

0 < Cr ≤ 0.35;
0 < Cu ≤ 0.20;
0 < Ni ≤ 0.50;
0 < Mo ≤ 5 0.30;
0 < Nb ≤ 0.10;
0 < V ≤ 0.10;
0 < Ti ≤ 0.10;
0 < B ≤ 0.0030;
0 < Ca ≤ 0.0050;
0 < REM ≤ 0.0100, en el que REM es uno o más metales de tierras raras;

y el resto es hierro e impurezas inevitables.

2. El método de acuerdo con la reivindicación 1, en el que la etapa a) comprende remojar un fleje de acero laminado en frío dentro de un rango de temperatura de (Ac3 - 60) - (Ac3 + 20), preferiblemente dentro de un rango de temperatura de (Ac3 - 50) - (Ac3 + 10), preferiblemente durante un tiempo de remojo t2 de 1 - 100 s.

3. El método de acuerdo con la reivindicación 1 o la reivindicación 2, en el que la etapa b) comprende enfriar el fleje de acero empapado de la etapa a) a la temperatura T4 a una tasa de enfriamiento suficiente para evitar la formación de perlita.

4. El método de acuerdo con una cualquiera de las reivindicaciones precedentes, en el que la etapa b) comprende una subetapa de enfriar el fleje de acero empapado de la etapa a) a una temperatura T3 en el rango de 800 - 500°C, preferiblemente en el rango de 750 - 550°C, a una tasa de enfriamiento V3 de al menos 1°C/s, preferiblemente a una tasa de enfriamiento V3 de 2.0 - 15.0°C/s, más preferiblemente a una tasa de enfriamiento V3 de 3.0 - 10.0 °C/s.

5. El método de acuerdo con una cualquiera de las reivindicaciones precedentes, en el que la etapa b) comprende una subetapa de enfriar el fleje de acero empapado desde una temperatura T3 en el rango de 800 - 500°C, preferiblemente en el rango de 750 - 550°C, a T4 a una tasa de enfriamiento V4 de al menos 15°C/s, preferiblemente a una tasa de enfriamiento V4 de 20.0 - 60.0°C/s.

6. El método de acuerdo con una cualquiera de las reivindicaciones precedentes, antes de la etapa a) comprende además calentar un fleje laminado en frío a una temperatura superior a (Ac3 - 60) a una tasa de calentamiento de al

menos 0.5°C/s, preferiblemente que comprende calentar el fleje laminado en frío a una temperatura T1 en el rango de 680 - 740°C, preferiblemente en el rango de 700 - 720°C, a una tasa de calentamiento V1 de 10.0 - 30.0°C/s, preferiblemente a una tasa de calentamiento V1 de 15.0 - 25.0°C/s; y calentar adicionalmente el fleje laminado en frío desde la temperatura T1 a una temperatura superior a (Ac3 - 60), preferiblemente al rango de temperatura de (Ac3 - 60) - (Ac3 + 20), más preferiblemente (Ac3 - 50) - (Ac3 + 10), a una tasa de calentamiento V2 de 0.5 - 4.0°C/s, preferiblemente a una tasa de calentamiento V2 de 1.0 - 3.0°C/s.

7. El método de acuerdo con una cualquiera de las reivindicaciones precedentes, en el que la etapa c) se realiza al menos parcialmente por el calor latente producido por la transformación de la bainita.

8. El método de acuerdo con una cualquiera de las reivindicaciones precedentes, en el que el tratamiento térmico de la etapa c) se realiza en el rango de Bn - (Ms + 50), preferiblemente durante un período de tiempo t5 de 40 - 120 segundos.

9. El método de acuerdo con una cualquiera de las reivindicaciones precedentes, que comprende una etapa de tratamiento térmico adicional entre las etapas c) y d) de tratamiento térmico del fleje de acero resultante de la etapa c) en el rango de Bs - Bn, preferiblemente (Bs-50) - Bn, preferiblemente durante un período de tiempo t6 de 5 - 30 segundos, más preferiblemente durante un período de tiempo t6 de 10 - 20 segundos.

10. El método de acuerdo con la reivindicación 9, en el que la etapa de tratamiento térmico adicional comprende un tratamiento de galvanización por inmersión en caliente.

11. El método de acuerdo con una cualquiera de las reivindicaciones precedentes 1 - 9, que comprende después del tratamiento térmico adicional una etapa de recubrimiento de recubrimiento del fleje de acero tratado térmicamente con un recubrimiento protector, preferiblemente un recubrimiento de Zn o de aleación de Zn.

12. El método de acuerdo con una cualquiera de las reivindicaciones precedentes, en el que la microestructura comprende en % en volumen:

ferrita poligonal (PF) + ferrita acicular (AF) + ferrita bainítica superior (HBF):	25 - 50;
en el que ferrita poligonal (PF):	10 - 40;
ferrita bainítica inferior (LBF):	30 - 60;
austenita retenida (RA):	7 - 15;
martensita (M):	0 - 15;

y/o en el que el contenido de C en la austenita retenida (RA) es de 0.90% en peso o más, preferiblemente de 0.95% en peso o más.

13. El método de acuerdo con una cualquiera de las reivindicaciones precedentes, en el que el fleje de acero resultante tiene al menos una, preferiblemente todas, las siguientes propiedades:

Límite elástico (YS) ≥ 500 MPa; y/o
Resistencia a la tracción (TS) ≥ 850 MPa; y/o
Alargamiento total (TE) ≥ 14%.

14. Fleje de acero laminado en frío tratado térmicamente que tiene una composición (en % en masa) que comprende:

C: 0.15 - 0.35;
Mn: 1.50 - 3.00;
Si: 0.50 - 2.00;
Al: 0.01 - 1.50;
P: menos de 0.050;
S: menos de 0.020;
N: menos de 0.0080;

en el que la suma (Si + Al) es ≥ 0.60; y
opcionalmente uno o más elementos seleccionados de

0 < Cr ≤ 0.35;
0 < Cu ≤ 0.20;
0 < Ni ≤ 0.50;
0 < Mo ≤ 5 0.30;
0 < Nb ≤ 0.10;
0 < V ≤ 0.10;
0 < Ti ≤ 0.10;
0 < B ≤ 0.0030;
0 < Ca ≤ 0.0050;

0 < REM ≤ 0.0100, en el que REM es uno o más metales de tierras raras;

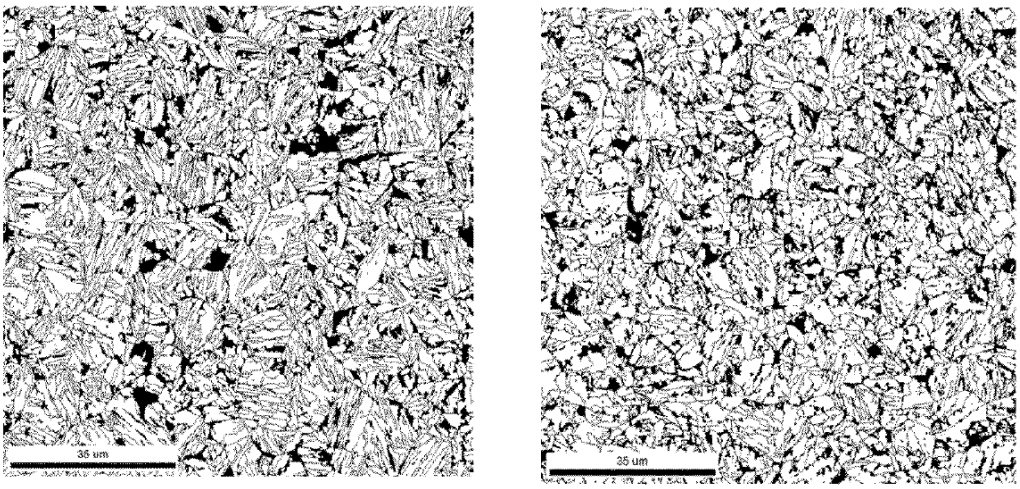
y el resto es hierro e impurezas inevitables;

y una microestructura (en % en volumen) que comprende

ferrita poligonal (PF) + ferrita acicular (AF) + ferrita bainítica superior (HBF):	20 - 55;
en el que ferrita poligonal (PF):	0 - 45;
ferrita bainítica inferior (LBF):	20 - 65;
austenita retenida (RA):	5 - 20;
martensita (M):	0 – 20;

15. El fleje de acero laminado en frío tratado térmicamente de acuerdo con reivindicación 14 que tiene al menos una, preferiblemente todas, las siguientes propiedades:

Límite elástico (YS) ≥ 500 MPa; y/o
Resistencia a la tracción (TS) ≥ 850 MPa; y/o
Alargamiento total (TE) ≥ 14%.


35 um
35 um

(a) (b)

Fig. 1

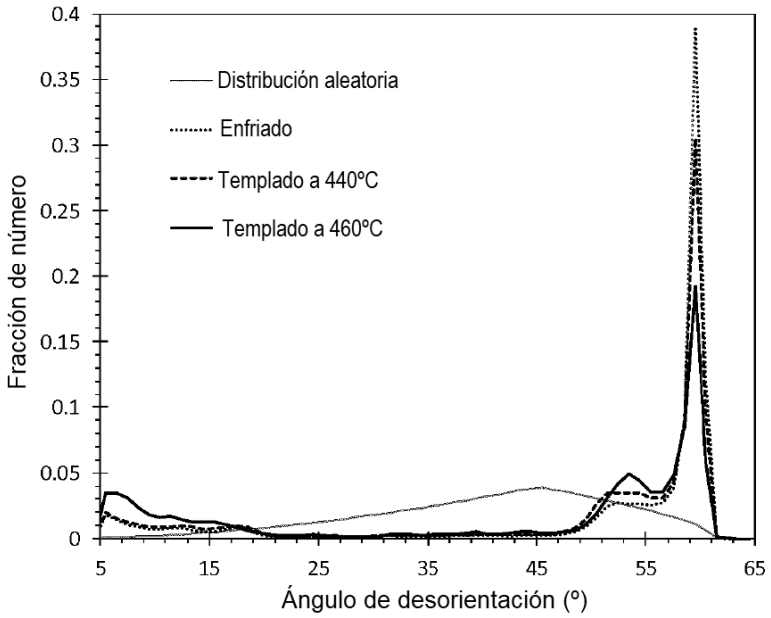

Distribución aleatoria
Enfriado
Templado a 440ºC
Templado a 460ºC
Fracción de número
Ángulo de desorientación (º)
0.4
0.35
0.3
0.25
0.2
0.15
0.1
0.05
0
5
15
25
35
45
55
65

Fig. 2

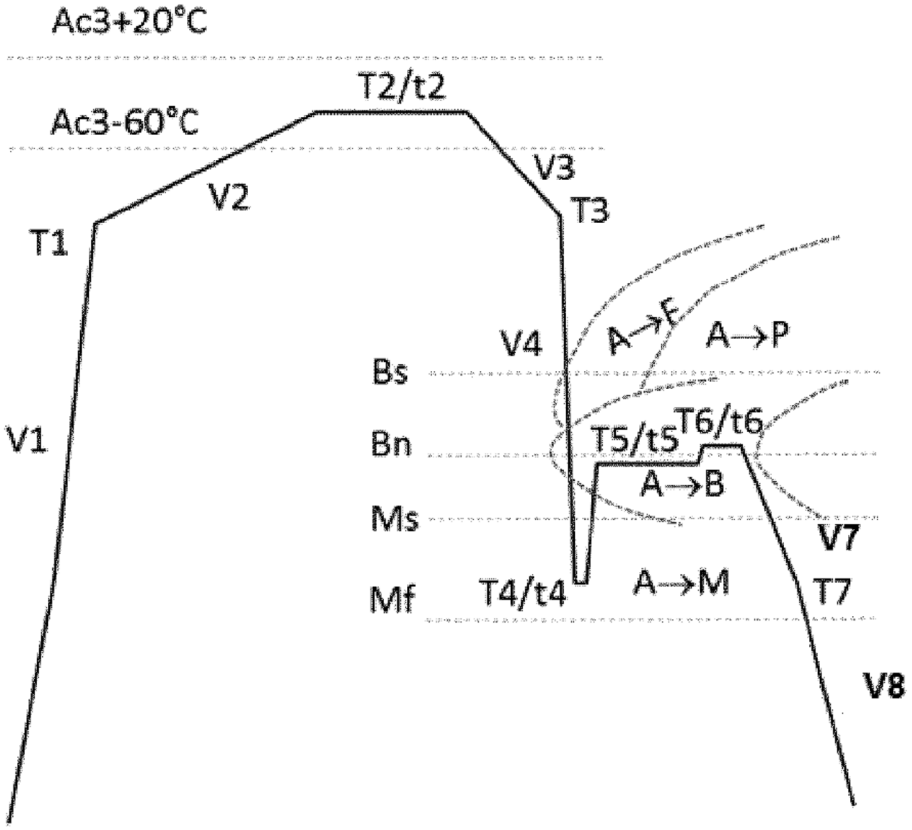

Ac3+20°C
Ac3-60°C
T2/t2
V2
V3
T3
T1
V1
V4
A→F
A→P
Bs
Bn
T5/t5
T6/t6
A→B
Ms
V7
Mf
T4/t4
A→M
T7
V8

Fig. 3