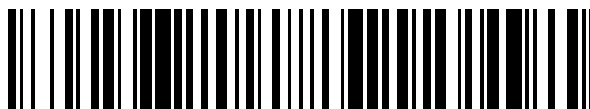


19



OFICINA ESPAÑOLA DE
PATENTES Y MARCAS

ESPAÑA



11 Número de publicación: **2 608 036**

51 Int. Cl.:

C21D 8/04	(2006.01) C21D 6/00	(2006.01)
C22C 38/04	(2006.01) B32B 15/01	(2006.01)
C22C 38/06	(2006.01)	
C22C 38/14	(2006.01)	
C22C 38/18	(2006.01)	
C22C 38/00	(2006.01)	
C22C 38/02	(2006.01)	
C22C 38/28	(2006.01)	
C22C 38/32	(2006.01)	
C22C 38/38	(2006.01)	

12

TRADUCCIÓN DE PATENTE EUROPEA

T3

- 86 Fecha de presentación y número de la solicitud internacional: **15.07.2013 PCT/EP2013/064938**
- 87 Fecha y número de publicación internacional: **06.02.2014 WO14019844**
- 96 Fecha de presentación y número de la solicitud europea: **15.07.2013 E 13737241 (3)**
- 97 Fecha y número de publicación de la concesión europea: **21.09.2016 EP 2880189**

54 Título: **Un proceso para producir tiras de acero laminado en caliente y una tira de acero producida con este**

30 Prioridad:

03.08.2012 EP 12179148

45 Fecha de publicación y mención en BOPI de la traducción de la patente:
05.04.2017

73 Titular/es:

**TATA STEEL IJMUIDEN BV (100.0%)
Wenckebachstraat 1
1951 JZ Velsen-Noord , NL**

72 Inventor/es:

**HANLON, DAVID, NEAL;
KOP, THEO, ARNOLD y
VAN BOHEMEN, STEFANUS, MATHEUS,
CORNELIS**

74 Agente/Representante:

SÁEZ MAESO, Ana

ES 2 608 036 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

Un proceso para producir tiras de acero laminado en caliente y una tira de acero producida con este

5 La invención se refiere a un proceso para producir tiras de acero laminado en caliente con una resistencia a la tracción de entre 760 y 940 MPa y una tira de acero producida con este, adecuada para producir piezas de trabajo, tales como, pero sin limitarse a la conformación en prensa, doblado o rebordeado por estiramiento.

10 La mejora de la capacidad de conformación a resistencia elevada es conveniente para mercados muy extendidos. En la industria automovilística, en particular, donde la legislación conduce a mejoras en la economía de combustible y seguridad, hay un movimiento hacia aceros conformables de alta resistencia, más fuertes. El acero en tiras de resistencia alta y de resistencia ultra alta proporciona a los fabricantes de automóviles la posibilidad de disminuir el peso de las estructuras de los vehículos y la oportunidad de contrarrestar los aumentos de peso que se originan de la transición hacia los vehículos eléctricos e híbridos. Además, los aceros de resistencia alta y ultra alta desempeñan un papel crítico en la determinación del rendimiento y la valía en choques de los vehículos modernos de pasajeros.

15 En los últimos años se han desarrollado los denominados aceros multifásicos para cumplir los requisitos de alta resistencia y conformabilidad. Tales aceros, que incluyen los aceros de doble fase (DP) (que comprenden ferrita y martensita) y los aceros de plasticidad inducida por transformación (TRIP) (que comprenden ferrita, bainita y austenita retenida) dan alargamientos muy uniformes y totales a altas resistencias.

20 La patente US7699947-B2 describe un acero que tiene una estructura bainítica-martensítica que se produce por laminado en caliente y bobinado por debajo de Ms, que da como resultado resistencias a la tracción de más de 950 MPa.

25 La patente EP0747496-A1 describe un acero de doble fase que tiene una estructura ferrítica-martensítica que se produce por laminado en caliente y bobinado por debajo de Ms.

30 Aunque, para muchas aplicaciones, el alargamiento por tracción puede considerarse un indicador clave de la capacidad de conformación, otros parámetros pueden ser críticos para algunas rutas de conformación y para el rendimiento en funcionamiento. En particular, la gran ductilidad de borde estirado (expansividad de los agujeros) puede ser de importancia crítica para las aplicaciones generalizadas dentro del cuerpo en blanco y los armazones y la suspensión. Las microestructuras multifásicas convencionales, tales como las encontradas en los aceros TRIP y DP, que comprenden una mezcla de fases duras y blandas, aunque dan alta elongación por tracción generalmente funcionan mal en las pruebas de ductilidad de borde estirado.

35 Los esfuerzos más recientes se han dedicado al desarrollo de nuevos tipos de acero en los que se mejora significativamente la ductilidad de borde estirado. Tales aceros, que incluyen los aceros nanoprecipitados ferríticos, los aceros de fase compleja, denominados AHSS de tercera generación, se diseñan para encontrar un mejor equilibrio entre la ductilidad a la tracción y la ductilidad de borde estirado. Los aceros de fase compleja son los más explotados comercialmente de estas variantes, tanto en condiciones de laminado en frío y recocido como de laminado en caliente.

40 Las microestructuras de los aceros de fase compleja comprenden ferrita con bainita y martensita. Tales estructuras exhiben una ductilidad de borde estirado muy mejorada en comparación con los aceros DP aunque a expensas de algo de ductilidad a la tracción. Sin embargo, en algunos escenarios se justifica el cambio de ductilidad a la tracción por ductilidad de borde estirado. Los ejemplos incluyen piezas formadas en rollos donde se requiere más flexibilidad que estirabilidad, piezas formadas a partir de lingotes en los que se han perforado agujeros previamente, piezas cuyo diseño conlleva una gran deformación de los bordes durante la conformación en prensa.

45 Los aceros de fase compleja también exhiben generalmente mayores límites elásticos antes de la conformación que los aceros DP o TRIP. Las altas relaciones de elasticidad antes de la conformación también pueden ser ventajosas con respecto al control de las formas en la conformación de rollos, logran la resistencia deseada en las piezas formadas que se someten a deformación limitada y logran una resistencia uniforme por todo un componente conformado. El alto límite de elasticidad también puede ser beneficioso en los choques. El alto límite de elasticidad y la mayor uniformidad de la microestructura también pueden ser beneficiosos en términos de rendimiento ante la fatiga que es de particular importancia en aplicaciones de armazones y suspensión.

50 La naturaleza compleja de los aceros CP exige un control estricto del proceso. Deben formarse tres fases en la mesa de vaciado o en la bobina. El hecho de que no se logren los complejos patrones de enfriamiento requeridos puede dar lugar a una variación inaceptable de las propiedades mecánicas de una bobina a otra y dentro de una bobina. Las composiciones químicas poco sensibles a las variaciones del proceso y que posibiliten propiedades constantes de una bobina a otra y dentro de una bobina son un requisito clave para producir aceros CP comerciales.

55 El objeto de la invención es proporcionar un método para producir tiras de acero laminado en caliente con una resistencia a la tracción de entre 760 y 940 MPa.

También es un objeto producir una tira de acero laminado en caliente con una resistencia a la tracción de entre 760 y 940 MPa.

- 5 Además, es un objeto producir una tira de acero laminado en caliente con un límite de elasticidad alto y una microestructura uniforme y buenas propiedades de expansión de agujeros.

10 Uno o más de los objetos de la invención se logran mediante un proceso para producir tiras de acero laminado en caliente con una resistencia a la tracción de entre 760 y 940 MPa y una relación de expansión de agujeros de al menos 50 %, el acero tiene una microestructura final que comprende ferrita, bainita y al menos 3 % de martensita, en donde el volumen total de la fase de ferrita y la fase de bainita no es menor que 80 %, en donde la martensita se distribuye dentro de la fase de bainita, opcionalmente, también martensita templada, austenita retenida y/o carburos finos que tienen un diámetro medio no mayor que 30 nm, y en donde la microestructura no contiene perlita ni Fe₃C grueso que comprende, en % en peso:

- 15
- 0,07-0,15 % de C;
 - 0,65-1,30 % de Mn;
 - 0,6-1,4 % de Cr;
 - 0,005-0,35 % de Si;

20

 - 0,03 % de P o menos;
 - hasta 0,05 % de S;
 - hasta 0,001 % de B;
 - 0,07-0,2 % de Ti;
 - 0,003-0,6 % de Al;

25

 - hasta 0,01 % de N;
 - Opcionalmente, contiene calcio en una cantidad consistente con un tratamiento con calcio para el control de inclusiones de MnS o contiene REM en una cantidad consistente con un tratamiento para el control de inclusiones de MnS;
 - el resto es hierro e impurezas inevitables asociadas con el proceso de fabricación de acero;

30 el proceso comprende:

 - proporcionar una plancha de acero o tira gruesa de dicha composición, tratada opcionalmente con calcio, mediante:
 - colada con solidificación continua, o
 - colada de planchas delgadas, o

35

 - colada por bandas, o
 - colada en tiras;
 - opcionalmente seguido por el recalentamiento de la plancha o tira de acero a una temperatura del nuevo calentamiento de a lo sumo 1300 °C;
 - laminar en caliente la plancha o tira gruesa y terminar el proceso de laminado en caliente a una temperatura final de laminado en caliente por encima de A_{r3} de modo que el acero se mantiene austenítico durante el último pase de laminado en caliente;

40

 - enfriar la tira laminada en caliente por medio de enfriamiento continuo o no a una velocidad de enfriamiento de al menos 20 °C/s hasta una temperatura de bobinado de entre M_s y B_s.

- 45 Las modalidades preferidas se describen en las reivindicaciones dependientes.

En una modalidad, el acero comprende

- 50
- a lo sumo 0,13 % de C y/o
 - al menos 0,75 % de Mn y/o
 - a lo sumo 0,95 % de Mn y/o
 - al menos 0,1 % de Si y/o
 - hasta 0,01 % de S y/o
 - al menos 0,08 % de Ti y/o

55

 - a lo sumo 0,15 % de Ti y/o
 - a lo sumo 0,005 % de N.

Ahora se describirán los componentes químicos. Por cierto, la expresión "%" usada a lo largo de la siguiente descripción en relación con la composición química significa por ciento en peso (% en peso).

60 El carbono (C) proporciona templabilidad y refuerzo de la solución sólida. El C forma carburos que contienen Ti, que precipitan en finos en la matriz de ferrita e imparten una alta resistencia a la lámina de acero. Además, el C asegura suficiente templabilidad para permitir la formación de martensita. Sin embargo, si la cantidad de C es menor que 0,07 %, no se forma la martensita. Si la cantidad excede de 0,15 % de C, entonces se promueve la formación excesiva de

martensita a expensas de bainita y se deterioran la capacidad de rebordar por estiramiento y la soldabilidad por puntos. La adición de carbono debe ser inferior a 0,15 %, preferentemente, menos de 0,13 % para asegurar la soldabilidad por puntos.

- 5 El manganeso (Mn) proporciona un significativo refuerzo de la solución sólida, aumenta la templabilidad y disminuye la temperatura de transformación ferrítica y la velocidad de transformación ferrítica. El contenido de Mn debe ser, preferentemente, no mayor que 1 % en peso, y preferentemente, no mayor que 0,95 %. El contenido de Mn por encima de este nivel conduce al retardo excesivo de las tasas de crecimiento de ferrita y, por lo tanto, requiere la aplicación de un frenado del enfriamiento en el intervalo de transformación ferrítica para formar suficiente ferrita. El Mn sirve, además, para inhibir la formación de cementita mediante la promoción de la difusión del C en la fase austenita y para contribuir a la formación de las fases de endurecimiento. Sin embargo, si el contenido de Mn es menor que 0,65 %, el efecto de inhibir la formación de cementita no es suficiente. Además, si el contenido de Mn excede 1,30 %, la segregación se hace notable y hace menos trabajable el acero. Un valor máximo adecuado para el contenido de Mn es 1,0 %
- 10
- 15 El silicio (Si) proporciona un refuerzo significativo de la solución sólida y retrasa la formación de cementita y perlita y así inhibe la formación de carburos gruesos y mejora la expansividad de los agujeros. Con respecto a esto, es conveniente que el acero contenga no menos de 0,005 % de Si, y preferentemente, no menos de 0,1 %. Preferentemente, el contenido de Si debe ser mayor que 0,4 % en peso para evitar la formación de perlita en la producción industrial. Sin embargo, si se añade Si en una cantidad que excede 0,8 %, se deterioran las propiedades superficiales de la lámina de acero y se afecta adversamente la propiedad de chapado de la lámina de acero. Además, la fricción durante el laminado en caliente puede convertirse en un problema grave si hay altos niveles de silicio. Si las propiedades de chapado y/o las fuerzas de laminación son de mayor importancia que la formación de perlita, un valor máximo adecuado del contenido de Si es 0,35 %.
- 20
- 25 El fósforo (P) es eficaz para promover el refuerzo de la solución sólida, pero también hace que se reduzca la capacidad de rebordar por estiramiento el acero como resultado de la segregación hacia los límites de los granos. Además, el P puede conducir a la fragilidad a las temperaturas de trabajo en caliente. Por estas razones, la cantidad de P debe ser tan baja como sea posible. El contenido máximo tolerable de fósforo es 0,03 % o menos.
- 30 El azufre (S) forma potencialmente un sulfuro de Ti o Mn y, de esa manera, provoca que disminuya la cantidad eficaz de Ti y Mn. Además, las inclusiones de MnS, especialmente si se alargan durante el trabajo en caliente, pueden conducir a una reducción significativa de la expansividad de los agujeros. Ante esta situación, el contenido de S debería ser tan bajo como sea posible y ser a lo sumo 0,05 % o menos, preferentemente, a lo sumo 0,01 % o incluso, con mayor preferencia, a lo sumo 0,005 %.
- 35 El aluminio (Al) se añade para la desoxidación antes de la colada. El exceso de Al puede añadirse para complementar la adición de Si, puesto que tiene efectos comparables sobre la formación de carburos. La adición de Al puede usarse para acelerar la transformación bainítica. Un valor mínimo adecuado es 0,03 %.
- 40 El titanio (Ti) proporciona endurecimiento por precipitación y refinamiento de los granos. Mediante la formación de carburos compuestos finos y, de esa manera, es uno de los elementos importantes en la presente invención. Sin embargo, si el contenido de Ti es inferior a 0,07 %, los precipitados finos de carburos compuestos no se forman en una cantidad suficientemente grande como para dificultar la obtención de una alta resistencia no inferior a 760 MPa con una alta estabilidad. Por otra parte, cuando se añade Ti en una cantidad superior a 0,20 % los carburos compuestos formados se hacen gruesos y disminuyen la resistencia de la lámina de acero. Un valor máximo adecuado es 0,15 %.
- 45 La cantidad de nitrógeno (N), que se acopla con Ti para formar un nitruro relativamente grueso y que reduce de ese modo la cantidad de Ti eficaz y, por lo tanto, disminuye la resistencia a la vez que conduce a una reducción de la expansividad de los agujeros, debe ser lo más baja posible. Por lo tanto, el contenido máximo de nitrógeno es de 0,01 % (100 ppm) o menos, preferentemente, 0,005 % o menos.
- 50 Cr+Mn: Debe encontrarse en el intervalo de 1,2-2,5 para asegurar suficiente templabilidad para formar una estructura que comprende ferrita, bainita y martensita en condiciones de enfriamiento de interés industrial.
- 55 La invención como se reivindica utiliza una composición equilibrada que comprende adiciones medias de carbono, pero bajas de Mn y mayores de Cr que las encontradas en los aceros CP comerciales actuales. La sustitución parcial de Mn con Cr mantiene suficiente templabilidad para lograr el producto deseado, pero sin disminuir excesivamente la temperatura de transformación ferrítica y, por consiguiente, sin retardar el crecimiento de la ferrita. Tales composiciones químicas equilibradas se demuestra que dan microestructuras y propiedades conformes a los requisitos de CP bajo una gama de condiciones de enfriamiento más amplia de la que es posible para las composiciones químicas comerciales ricas en Mn. La capacidad de producir propiedades consistentes con trayectorias tanto de enfriamiento continuo como de enfriamiento frenado revela que las composiciones químicas a base de Cr son más robustas a la variación durante el proceso y a las dimensiones y que de esa manera son más adecuadas para dar un producto consistente.
- 60
- 65 La invención como se reivindica proporciona un equilibrio de los requisitos de capacidad de conformación mediante la introducción de más ferrita en las microestructuras de CP pero de una manera tal que limita las heterogeneidades

- locales en la resistencia que conducen a la localización de las deformaciones y la intolerancia a los daños. Esto puede hacerse por medio de una combinación de refinamiento de los granos y el endurecimiento por precipitación con Ti. Adicionalmente, introducen una fracción de martensita para generar un efecto compuesto que mejora el alargamiento uniforme y total, pero lo hacen de manera tal que garantizan que la martensita no interactúa con la ferrita y, por lo tanto, no introduce heterogeneidades a escala de grano responsables de la localización de las deformaciones y del daño. Esto puede hacerse mediante la incorporación de la martensita dentro de una tercera fase de bainita con una resistencia intermedia entre la ferrita y la martensita.
- Es esencial que la microestructura comprenda ferrita, bainita y martensita. Puede comprender, además, pequeñas fracciones de martensita templada, austenita retenida y carburos finos. La microestructura puede no comprender Fe_3C grueso ni perlita puesto que estos componentes afectan negativamente las propiedades. Los carburos gruesos en el contexto de esta microestructura no incluyen los carburos en la bainita porque estos se consideran carburos finos ni ningún carburo formado potencialmente en la martensita revenida o autotemplada.
- Preferentemente, el volumen total de la fase de ferrita y la fase de bainita no es menor que 80 % y, preferentemente, no menor que 90 %. El volumen de la fase de martensita debe ser de al menos 3 %, y preferentemente, al menos 5 %.
- El diámetro medio de los carburos finos es, preferentemente, no mayor que 30 nm. Cuando el diámetro medio de los carburos no es mayor que 30 nm, los carburos contribuyen más eficazmente al refuerzo de la fase de ferrita para mejorar el equilibrio entre la resistencia y el alargamiento uniforme y para mejorar la capacidad de rebordeado por estiramiento. Por otra parte, cuando el diámetro medio de los carburos excede 30 nm, disminuyen el alargamiento uniforme y la capacidad de rebordeado por estiramiento de la lámina de acero. En tal situación, el diámetro medio de partícula de los carburos compuestos se define para que no exceda de 30 nm.
- A continuación se describirán las condiciones de fabricación usadas en la presente invención.
- La lámina de acero de la presente invención puede fabricarse por laminado en caliente de una plancha que tiene las composiciones químicas descritas anteriormente. Todos los métodos de fabricación de acero conocidos generalmente en la técnica pueden usarse para la fabricación de la lámina de acero de la presente invención y así, no tiene que limitarse el método de fabricación de acero. Por ejemplo, es adecuado usar un convertidor o un horno eléctrico en la etapa de fusión, seguido de la realización de una refinación secundaria mediante el uso de un horno de desgasificación al vacío. En cuanto al método de colada, es conveniente usar un método de colada con solidificación continua, en función de la productividad y la calidad del producto. Este puede ser colada con solidificación continua de plancha gruesa o delgada, mediante colada por bandas o colada en tiras.
- En la presente invención, es posible usar el proceso ordinario que comprende las etapas de colar un acero fundido, enfriar una vez el acero colado hasta la temperatura ambiente, y volver a calentar el acero para someterlo a un laminado en caliente. También es posible usar un proceso de laminación directa en el que el acero se lamina en caliente inmediatamente después de la colada, o después de volver a calentarlo para impartirle un calor adicional tras la colada. Ninguno de estos casos, afecta el resultado de la presente invención. Además, en el laminado en caliente, es posible realizar el calentamiento después del laminado en bruto y antes del laminado de acabado, realizar un laminado en caliente continuo mediante la unión de un material de laminación después de la etapa de laminación en bruto, o realizar el calentamiento y la laminación continua del material de laminación. Ninguno de estos casos, deteriora el resultado de la presente invención. La temperatura del nuevo calentamiento de la plancha es a lo sumo 1300, preferentemente, a lo sumo 1250 °C. La temperatura de laminado de acabado en el proceso de laminado en caliente debe elegirse de manera que la microestructura sea todavía austenítica en el momento del último pase de laminación en el proceso de laminado en caliente.
- En la lámina de acero de la presente invención, la transformación de bainita se usa para promover la generación de la austenita retenida, y la fase de bainita se utiliza para mejorar la resistencia de la lámina de acero. Es conveniente establecer la temperatura de bobinado después del proceso de laminado en caliente entre el inicio de la transformación de bainita (B_s) y el inicio de la transformación martensítica (M_s). Si la temperatura de bobinado sobrepasa B_s , entonces precipita cementita (Fe_3C) durante el enfriamiento de la tira enrollada y puede formarse perlita, ambos de los cuales son perjudiciales para la capacidad de conformación. Si la temperatura de bobinado es menor que M_s , entonces la cantidad de martensita resulta demasiado grande y esto deteriorará la ductilidad de borde estirado. B_s y M_s dependen (entre otros) de la composición química, en términos generales, la temperatura de bobinado estará entre $B_s - 50$ °C y M_s o, preferentemente, $B_s - 80$ °C y $M_s + 20$ °C, donde las temperaturas de transformación críticas B_s y M_s se determinan lo mismo mediante las técnicas estándar dilatómetricas que mediante los modelos metalúrgicos adecuados para la composición y las condiciones de procesamiento aplicadas. Con el fin de obtener la microestructura mencionada anteriormente de la presente invención, es conveniente que la lámina de acero se enfríe después de la etapa de laminado en caliente a una velocidad media de enfriamiento de al menos 20 °C/s. Si la velocidad media de enfriamiento después de la etapa de laminado en caliente es inferior a 20 °C/s, los granos de ferrita y los granos reforzados por precipitación contenidos en la fase de ferrita se agrandan y se hacen más gruesos de manera que disminuye la resistencia de la lámina de acero. Por lo tanto, se prefiere que la velocidad media de enfriamiento no sea inferior a 30 °C/s. Si la velocidad media de enfriamiento después de la etapa de laminado en caliente es demasiado alta, entonces se

hace imposible generar los granos de ferrita y los carburos de refuerzo. Por lo tanto, se prefiere que la velocidad media de enfriamiento no sea superior a 150 °C/s.

En una modalidad, el proceso de enfriamiento incluye las etapas de enfriar la lámina de acero laminado en caliente hasta una región de temperatura que se encuentra dentro del intervalo de 600 a 750 °C, preferentemente, de al menos 630 °C y/o a lo sumo 670 °C, a una velocidad promedio de enfriamiento no inferior a 20 °C/s, enfriar con aire la lámina de acero dentro del intervalo de temperatura de 600 °C a 750 °C (o al menos 630 °C y/o a lo sumo 670 °C) durante 1 a 25 segundos, enfriar adicionalmente la lámina de acero hasta la temperatura de bobinado a una velocidad media de enfriamiento no inferior a 20 °C/s y enrollar la lámina de acero a la temperatura de bobinado mencionada anteriormente. Este es el denominado enfriamiento escalonado o enfriamiento interrumpido sobre la mesa de vaciado. Debe señalarse que, si la velocidad media de enfriamiento después de la etapa de laminado en caliente es inferior a 20 °C/s, los granos de ferrita y los granos de carburos compuestos contenidos en la fase de ferrita se agrandan y se hacen más gruesos y disminuye la resistencia de la lámina de acero. Además, si el enfriamiento por aire se realiza durante 1 a 25 segundos en el intervalo de temperatura de 600 °C a 750 °C (o al menos 630 °C y/o a lo sumo 670 °C), es posible promover la transformación de ferrita, para promover la difusión de C en la austenita no transformada, y para promover la precipitación de finos de los carburos en la ferrita formada. Si la temperatura de enfriamiento por aire supera 750 °C, los precipitados se vuelven demasiado grandes y gruesos y la separación del precipitado se vuelve demasiado grande. Por otro lado, si la temperatura de enfriamiento por aire es inferior a 600 °C, la precipitación de carburos se afecta negativamente. Si el tiempo de enfriamiento por aire es más largo de 25 segundos, la transformación de ferrita se produce en exceso, y da como resultado un contenido demasiado bajo en bainita. Además, si la velocidad media de enfriamiento después de la etapa de enfriamiento por aire es inferior a 20 °C/s, puede formarse perlita y esto es muy indeseable. Preferentemente, el tiempo de enfriamiento por aire es a lo sumo de 15 segundos, con mayor preferencia, a lo sumo 10 segundos.

La lámina de acero laminado en caliente producida de esta manera puede revestirse por inmersión en caliente o galvanoplastia de una manera convencional. La capa de revestimiento puede ser a base de zinc, pero es posible que el revestimiento incluya elementos de aleación tales como, por ejemplo, Mg, Al y Cr, además de zinc.

De acuerdo con un segundo aspecto se proporciona un acero laminado en caliente con una resistencia a la tracción de entre 760 y 940 MPa y una relación de expansión de agujeros de al menos 50 %, el acero tiene una microestructura final que comprende ferrita, bainita y al menos 3 % de martensita, en donde el volumen total de la fase de ferrita y la fase de bainita no es menor que 80 %, en donde la martensita se distribuye dentro de la fase de bainita, opcionalmente, también la martensita templada, la austenita retenida y/o los carburos finos tienen un diámetro medio de no más de 30 nm, y en donde la microestructura no contiene perlita ni Fe₃C grueso, y comprende, en % en peso:

- 0,07-0,15 % de C
- 0,65-1,30 % de Mn
- 0,6-1,4 % de Cr
- 0,005-0,35 % de Si
- 0,03 % de P o menos
- hasta 0,05 % de S
- hasta 0,001 % de B
- 0,07-0,2 % de Ti
- 0,003-0,6 % de Al
- hasta 0,01 % de N
- Opcionalmente, contiene calcio en una cantidad consistente con un tratamiento de calcio para el control de inclusiones de MnS o contiene REM en una cantidad consistente con un tratamiento para el control de inclusiones de MnS
- el resto es hierro e impurezas inevitables asociadas con el proceso de fabricación de acero

En una modalidad, el acero comprende 0,6 a 1,0 % de Cr.

Las modalidades preferidas se proporcionan en las reivindicaciones dependientes.

En una modalidad, el acero comprende

- a lo sumo 0,13 % de C y/o
- al menos 0,75 % de Mn y/o
- a lo sumo 0,95 % de Mn y/o
- al menos 0,1 % de Si y/o
- hasta 0,01 % de S y/o
- al menos 0,08 % de Ti y/o
- a lo sumo 0,15 % de Ti y/o
- a lo sumo 0,005 % de N.

EJEMPLOS

La invención se explica ahora por medio de los siguientes ejemplos de los cuales la composición química se da en la Tabla 1. Los ejemplos mostrados son para coladas y lingotes de laboratorio sometidos a simulaciones completas de trenes de laminado en caliente.

Tabla 1: composición en 1/1000 % en peso excepto N y B en ppm.

ID	C	Mn	P	S	Si	Al	N	Cr	B	Ca	Ti	Mo, Ni, Cu, Co, V, Nb, Zr, W
D	100	1700	2	1	490	8	11	300	5	5	96	Nivel de impurezas
H*	100	930	2	1	490	8	11	790	5	5	96	Nivel de impurezas
J	104	916	5	2	250	20	25	1010	3	5	111	Nivel de impurezas
*: No es parte de la invención												

El ejemplo comparativo D proporciona propiedades que cumplen los requisitos cuando se aplica enfriamiento frenado (véanse las Figuras 1 y 2 para las condiciones del proceso). La adición combinada de Si y Ti proporciona tanto refinamiento de los granos como inhibición de carburos gruesos. Cuando se usa enfriamiento frenado puede obtenerse la estructura deseada de ferrita con bainita y martensita. Sin embargo, las fracciones de martensita son muy bajas. Por el contrario, el enfriamiento continuo del ejemplo comparativo D conduce a una resistencia excesivamente alta y baja ductilidad debido al retardo de la transformación ferrítica por el Mn y a la consiguiente formación de fracciones muy altas de martensita.

El acero H cumple todos los requisitos de las propiedades de tracción, tanto para enfriamiento continuo como frenado (véanse las Figuras 1 y 2 para las condiciones del proceso). La microestructura final comprende ferrita y bainita con una pequeña fracción de martensita independientemente del patrón de enfriamiento. La fracción pequeña pero significativa de martensita está presente, pero se incorpora predominantemente dentro de la fase bainítica. El ensayo de tracción se realizó sobre probetas de ensayos de tracción JIS5, y el ensayo de expansión de agujeros se hizo mediante el uso de un punzón cónico y agujeros perforados.

Tabla 2: Datos de tracción

Código/Proceso de aleación	de	YS (MPa)	UTS (MPa)	YS/UTS	UE (%)	TE (%)	HEC (%)	Inv./Comp.
D CC, CT = 450 °C		886	969	0.91	3.7	7.0	45	Comp
D Arr. C, CT = 450 °C		730	821	0.89	6.8	11.7	45	Comp
H CC, CT = 450 °C		668	805	0.83	5.6	11.9	58	Inv.*
H Arr C, CT = 450 °C		723	810	0.89	9.7	15.8	58	Inv.*
J CC, CT = 490 °C		715	813	0.88	8.8	16.1	65	Inv.
J CC, CT = 510 °C		695	802	0.87	8.9	16.1	55	Inv.
J CC, CT = 500 °C		703	804	0.87	8.7	16.2	62	Inv.
J CC, CT = 460 °C		715	810	0.89	8.5	17.0	71	Inv.
J CC, CT = 440 °C		750	835	0.90	5.7	11.2	91	Inv.
*: No es parte de la invención								

De esta tabla puede observarse que el acero H es mucho más adecuado para la producción a gran escala de un producto consistente con propiedades estables por toda una gama comercial de dimensiones del producto. La elección del patrón de enfriamiento tiene un bajo impacto en el acero H, mientras que para el acero D las propiedades mecánicas son muy diferentes. Esta dispersión de las propiedades se respalda por las mediciones de los materiales producidos industrialmente con una composición química basada en los aceros D. Las relaciones de expansión de agujeros de los aceros H y J son, respectivamente, 58 % y 65 %, que cumplen la mayoría de los requisitos actuales para los aceros CP. Cuando se produce el acero en condiciones industriales, debido a las mejoras en la limpieza del acero en comparación con las coladas a escala de laboratorio, se espera que estos valores aumenten significativamente. En comparación, el acero D producido comercialmente tiene una relación de expansión de agujeros de sólo 45 % que es menor que la conveniente para un producto CP (es decir, por debajo de 50 %).

5 El acero H proporciona una mejor combinación de ductilidad y expansividad de los agujeros que el acero D. De particular importancia es la comparación del alargamiento uniforme ya que esta revela que el alargamiento uniforme es consistentemente mejor para el acero H. El alto alargamiento uniforme combinado con una buena expansividad de los agujeros puede tomarse como una indicación de que tanto la ductilidad y la estirabilidad de los bordes se han mejorado con respecto al acero D.

La Figura 3 muestra los valores del alargamiento uniforme contra el límite de elasticidad del producto final.

10 Esta mejora se debe a la optimización de la microestructura. Las micrografías en la Figura 4 proporcionan evidencia de respaldo. La Figura 4 revela que la microestructura del acero D, incluso cuando se somete a enfriamiento frenado, comprende muy poco de ferrita poligonal y es predominantemente bainita y que hay muy poco, o nada, de martensita. El acero H, por otra parte, comprende una fracción significativa de ferrita poligonal con una fracción significativa de bainita y una fracción pequeña pero significativa de martensita. La martensita, donde está presente, se incorpora dentro de la fase bainítica.

15 Se sostiene que la alta ductilidad observada se debe principalmente a la presencia de la ferrita dúctil. La bainita proporciona la resistencia sin presentar interfaces duras con la ferrita que de lo contrario provocarían la localización de las deformaciones y los daños. La presencia de la martensita dura proporciona resistencia. La presencia de la martensita no conduce a un deterioro de la expansividad de los agujeros como se observa comúnmente en los aceros DP debido al hecho de que, dado que se distribuye dentro de la bainita, no comparte las interfaces con la ferrita blanda y así no provoca la localización de las deformaciones y los daños. La presencia de la martensita también puede explicar el alargamiento uniforme comparativamente alto, ya que esta imparte algo del carácter de los aceros DP.

20 Aquí se sostiene que la mejor consistencia en las propiedades mecánicas se debe a un mejor ajuste de la transformación ferrítica por la sustitución parcial del Mn con el Cr de manera que la ferrita se formará incluso ante una amplia variación de las condiciones de enfriamiento. Los diagramas CCT revelan que el acero H exhibe velocidades de enfriamiento crítico mucho más bajas para la transformación de la ferrita de manera que la transformación de ferrita se producirá durante el enfriamiento continuo para todas las condiciones relevantes de austenización y todas las velocidades de enfriamiento. A la inversa, la ferrita D puede formarse o no en dependencia de la condición anterior para la austenita.

25 La presente invención proporciona una lámina de acero laminado en caliente de alta resistencia usada en diversos campos, que incluyen, por ejemplo, su uso como una lámina de acero para un automóvil.

Reivindicaciones

1. Un proceso para producir tiras de acero laminado en caliente con una resistencia a la tracción de entre 760 y 940 MPa y una relación de expansión de agujeros de al menos 50 %, el acero tiene una microestructura final que comprende ferrita, bainita y al menos 3 % de martensita, en donde el volumen total de la fase de ferrita y la fase de bainita no es menor que 80 %, en donde la martensita se distribuye dentro de la fase de bainita, opcionalmente, también martensita templada, austenita retenida y/o carburos finos que tienen un diámetro medio no mayor que 30 nm, y en donde la microestructura no contiene perlita ni Fe_3C grueso, el acero que consiste, en % en peso, de:
 - 0,07-0,15 % de C
 - 0,65-1,30 % de Mn
 - 0,6-1,4 % de Cr
 - 0,005-0,35 % de Si
 - 0,03 % de P o menos
 - hasta 0,05 % de S
 - hasta 0,001 % de B
 - 0,07-0,2 % de Ti
 - 0,003-0,6 % de Al
 - hasta 0,01 % de N
 - Opcionalmente, contiene calcio en una cantidad consistente con un tratamiento con calcio para el control de inclusiones de MnS o contiene REM en una cantidad consistente con un tratamiento para el control de inclusiones de MnS;
 - el resto es hierro e impurezas inevitables asociadas con el proceso de fabricación de acero;
 - el proceso comprende:
 - proporcionar una plancha de acero o tira gruesa de dicha composición, tratada opcionalmente con calcio, mediante:
 - colada con solidificación continua, o
 - colada de planchas delgadas, o
 - colada por bandas, o
 - colada en tiras;
 - opcionalmente seguido por calentar nuevamente la plancha o tira de acero a una temperatura del nuevo calentamiento de a lo sumo 1300 °C;
 - laminar en caliente la plancha o tira gruesa y terminar el proceso de laminado en caliente a una temperatura final de laminado en caliente por encima de A_3 de modo que el acero se mantiene austenítico durante el último pase de laminado en caliente;
 - enfriar la tira laminada en caliente por medio de enfriamiento continuo o no a una velocidad de enfriamiento de al menos 20 °C/s hasta una temperatura de bobinado de entre M_s y B_s .
2. Un proceso para producir tiras de acero laminado en caliente de acuerdo con la reivindicación 1 en donde el contenido de aluminio es de al menos 0,03 %.
3. Un proceso para producir tiras de acero laminado en caliente de acuerdo con la reivindicación 1 o 2 en donde el contenido de manganeso es a lo sumo de 1,0 %.
4. Un proceso para producir tiras de acero laminado en caliente de acuerdo con cualquiera de las reivindicaciones anteriores en donde el enfriamiento de la tira laminada en caliente por medio de un enfriamiento continuo o enfriamiento interrumpido es a una velocidad de enfriamiento de al menos 30 °C/s.
5. Un proceso para producir tiras de acero laminado en caliente de acuerdo con cualquiera de las reivindicaciones anteriores en donde el enfriamiento de la tira laminada en caliente por medio de un enfriamiento continuo o enfriamiento interrumpido es a una velocidad de enfriamiento de a lo sumo 150 °C/s.
6. Un proceso para producir tiras de acero laminado en caliente de acuerdo con cualquiera de las reivindicaciones anteriores en donde la temperatura de bobinado está por debajo de 600 °C.
7. Un proceso para producir tiras de acero laminado en caliente de acuerdo con la reivindicación 1 en donde la temperatura de bobinado está entre $B_s - 50$ °C y M_s , preferentemente, $B_s - 80$ °C y $M_s + 20$ °C.
8. Una tira de acero laminado en caliente con una resistencia a la tracción de entre 760 y 940 MPa y una relación de expansión de agujeros de al menos 50 %, el acero tiene una microestructura final que comprende ferrita, bainita y al menos 3 % de martensita, en donde el volumen total de la fase de ferrita y la fase de bainita no es menor que 80 %, en donde la martensita se distribuye dentro de la fase de bainita, opcionalmente, también martensita templada, austenita retenida y/o carburos finos que tienen un diámetro medio no mayor que 30 nm, y en donde la microestructura no contiene perlita ni Fe_3C grueso, el acero que consiste, en % en peso, de:

- 0,07-0,15 % de C
 - 0,65-1,30 % de Mn
 - 0,6-1,4 % de Cr
 - 0,005-0,35 % de Si
 - 5 • 0,03 % de P o menos
 - hasta 0,05 % de S
 - hasta 0,001 % de B
 - 0,07-0,2 % de Ti
 - 10 • 0,003-0,6 % de Al
 - Hasta 0,01 % de N
 - Opcionalmente, contiene calcio en una cantidad consistente con un tratamiento con calcio para el control de inclusiones de MnS o contiene REM en una cantidad consistente con un tratamiento para el control de inclusiones de MnS
 - 15 • el resto es hierro e impurezas inevitables asociadas con el proceso de fabricación de acero
9. La tira de acero laminado en caliente de acuerdo con la reivindicación 8 caracterizada además porque el contenido de aluminio es de al menos 0,03 %.
10. La tira de acero laminado en caliente de acuerdo con la reivindicación 8 o 9 caracterizada además porque el contenido de manganeso es a lo sumo de 1,0 %.
- 20 11. La tira de acero laminado en caliente de acuerdo con la reivindicación 8 caracterizada además porque el contenido de cromo es a lo sumo de 1,0 %.

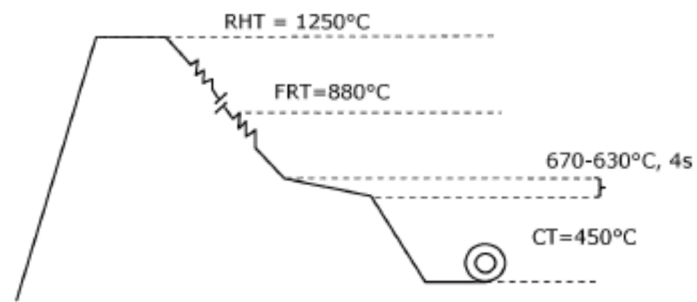


Figura 1

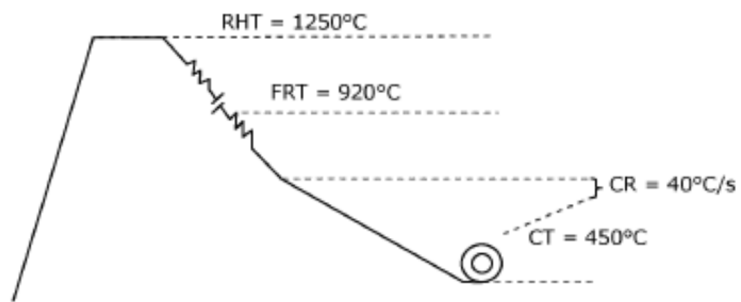


Figura 2

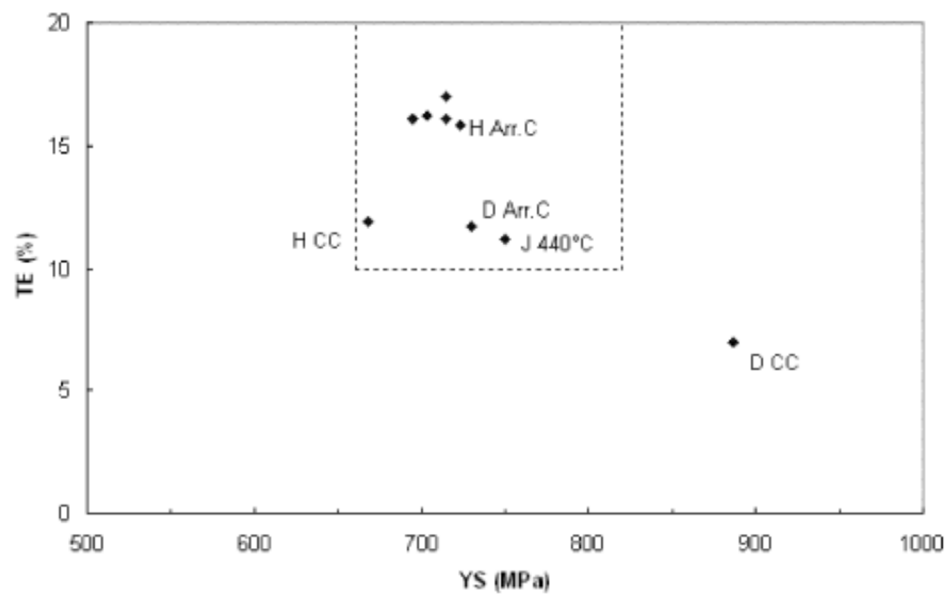


Figura 3

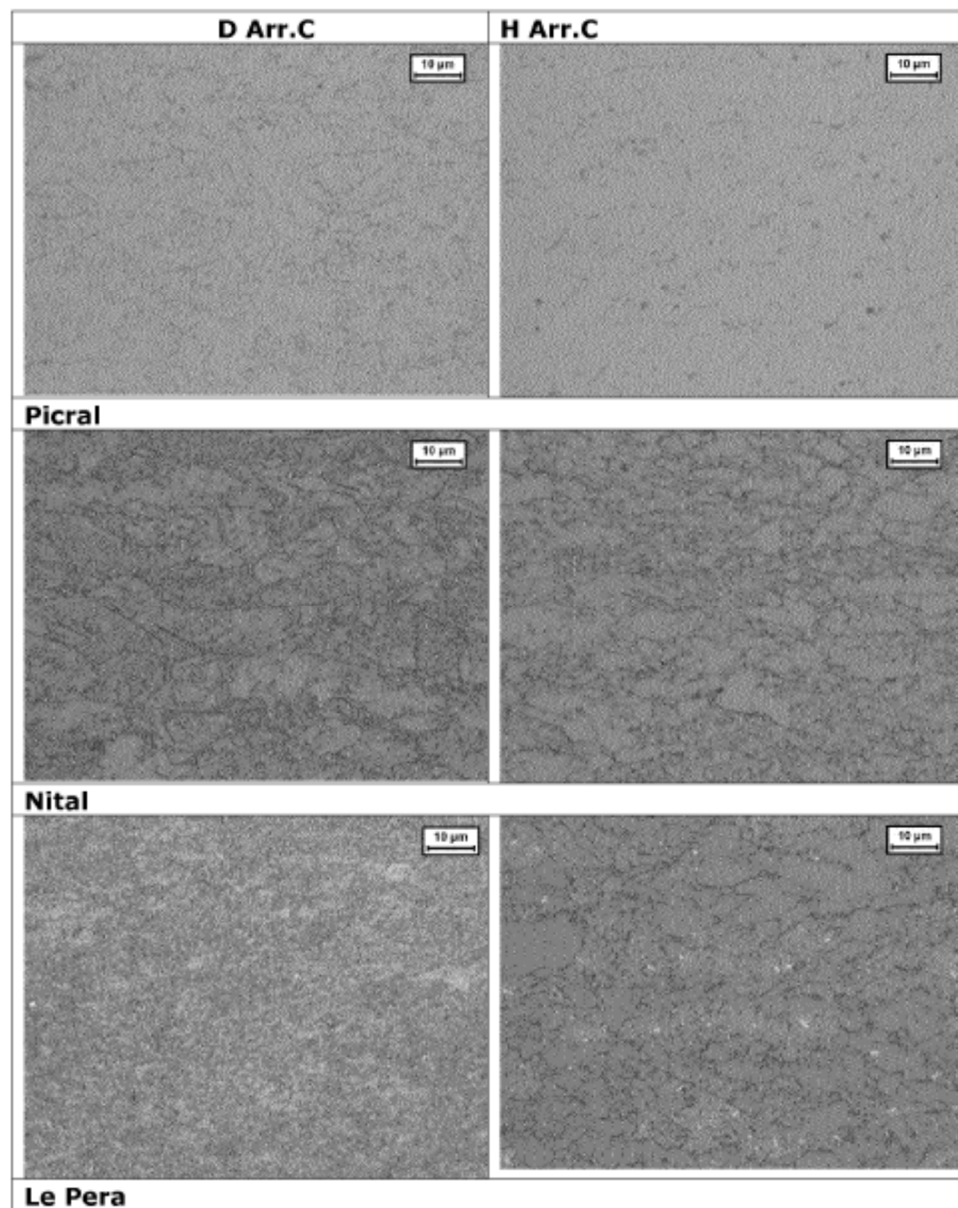


Figura 4