

19



OFICINA ESPAÑOLA DE
PATENTES Y MARCAS

ESPAÑA



11 Número de publicación: **2 794 646**

51 Int. Cl.:

C22C 38/00 (2006.01)

12

TRADUCCIÓN DE PATENTE EUROPEA

T3

96 Fecha de presentación y número de la solicitud europea: **28.06.2017** E 17178502 (5)

97 Fecha y número de publicación de la concesión europea: **22.04.2020** EP 3421629

54 Título: **Acero de alta resistencia de alta ductilidad con maleabilidad superior**

45 Fecha de publicación y mención en BOPI de la traducción de la patente:
18.11.2020

73 Titular/es:

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

72 Inventor/es:

CHEN, SHANGPING;
XIAO, BIN y
MOSTERT, RICHARD

74 Agente/Representante:

SÁEZ MAESO, Ana

ES 2 794 646 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

Acero de alta resistencia de alta ductilidad con maleabilidad superior

Esta invención se refiere a una lámina de acero de alta resistencia como productos laminados en caliente y en frío, útiles para componentes de bastidor para vehículos y automóviles, tales como bastidores para camiones.

- 5 En los últimos años, las láminas de acero de alta resistencia (avanzadas), AHSS, se utilizan cada vez más en componentes de coches para reducir peso y consumo de combustible. Una serie de aceros (avanzados) de alta resistencia, como HSLA, fase dual (DP), ferríticobainítico (FB) que incluye brida extensible (SF), fase compleja (CP), plasticidad inducida por transformación (TRIP), maleado en caliente, plasticidad inducida por maclado (TWIP) se ha desarrollado para cumplir con los crecientes requisitos.
- 10 Sin embargo, los aceros laminados AHSS no se pueden aplicar fácilmente a una amplia variedad de componentes del coche porque su maleabilidad es relativamente mala. A medida que los aceros se hicieron cada vez más fuertes, simultáneamente se hicieron cada vez más difíciles de malear en piezas de coches. En realidad, la aplicación de aceros AHSS (DP, CP y TRIP) a los componentes del coche todavía está limitada por su maleabilidad. Por lo tanto, mejorar la maleabilidad y la capacidad de fabricación es un tema importante para las aplicaciones de AHSS.
- 15 Para lograr una alta relación de límite elástico/resistencia a la tracción y una resistencia a la tracción aún mayor, es decir, superior a 800 MPa, se han desarrollado aceros que tienen microestructuras complejas (ferrita, bainita martensita y/o austenita retenida).

20 El acero de plasticidad inducida por transformación (TRIP) es uno de estos aceros de alta resistencia que utilizan la transformación de fase para controlar las propiedades mecánicas. La transformación martensítica inducida por deformación de austenita metaestable desempeña un papel importante en la mejora del equilibrio mecánico (resistencia a la tracción x alargamiento), permitiendo que el acero TRIP se aplique activamente en la industria automotriz. Actualmente, la resistencia a la tracción del acero TRIP producido comercialmente alcanza aproximadamente 1000 MPa. Sin embargo, cuando la resistencia a la tracción excede los 800 MPa, el alargamiento tiende a disminuir a menos del 15% y el equilibrio mecánico se deteriora significativamente. Sería esencial un control microestructural que garantice una mayor estabilidad, así como una fracción suficiente de austenita retenida para obtener una mayor resistencia a la tracción con un alargamiento deseable.

25 Miller [R.L. Miller: Metall. Trans., 1972, vol. 3, pp. 905-12] Introdujo por primera vez el acero TRIP con bajo contenido de carbono y manganeso (acero Mn TRIP) basado en un sistema de aleación de Fe-0.1C-5Mn. Una fracción de austenita retenida de 20 ~ 40% con estabilidad optimizada hizo posible exhibir un excelente equilibrio mecánico después del recocido intercrítico. Sin embargo, se requirió un tratamiento térmico prolongado utilizando un procedimiento de recocido por lotes para obtener las propiedades deseadas.

30 La publicación WO 2016/067626 A1 divulga una lámina de acero alternativa con excelente maleabilidad y baja relación de fluencia que se usa preferiblemente en componentes, por ejemplo, para coches y un procedimiento de fabricación relacionado.

35 El refinamiento de grano de los aceros a un tamaño submicrónico y a un nano-tamaño también se ha utilizado para explorar la mejora de la resistencia de los metales. Sin embargo, se ha informado que la ductilidad de los metales de grano ultrafino (UFG) disminuye a medida que el tamaño del grano se reduce por debajo de 5 μm . El alargamiento uniforme se convierte en casi cero cuando el tamaño del grano es inferior a 2 μm . Para los materiales UFG, la fractura ocurre inmediatamente después de ablandarse durante la deformación plástica a temperatura ambiente. La baja ductilidad en metales y aleaciones de grano ultrafino se atribuye a su capacidad de endurecimiento de trabajo muy mala causada por su incapacidad para acumular dislocaciones debido a su pequeño tamaño de grano y la saturación de las dislocaciones, que parece ser un efecto de tamaño intrínseco a los pequeños dominios plásticos. Esto indica que es difícil fabricar productos tales como componentes de vehículos y aeronaves hechos de metales de grano ultrafino, particularmente metales nanocristalinos, a través de procedimientos secundarios de deformación plástica como forja, prensa y tensado.

40 Es un objeto de la presente invención proporcionar un procedimiento para producir una calidad de acero que combine alta fluencia y resistencia a la tracción con un buen alargamiento.

También es un objeto de la presente invención proporcionar un grado de acero que combine alta fluencia y resistencia a la tracción con un buen alargamiento.

50 Según un primer aspecto, se puede alcanzar uno o más de los objetos de la invención con un procedimiento para fabricar una tira de acero, lámina, pieza en bruto laminadas en frío o termo-tratadas o producto conformado en caliente, de alta resistencia, que tienen una microestructura bimodal que comprende los pasos de:

- fabricar y vaciar una masa fundida en una losa o tira de fundición que tiene la siguiente composición;

0.05 - 0.50 % en peso de C;

ES 2 794 646 T3

- 0.50 - 8.0 % en peso de Mn;
- 0.05 - 6.0 % en peso de Al_tot;
- 0.0001 - 0.05 % en peso de Sb;
- 0.0005 - 0.005 % en peso de Σ (Ca + REM);
- 5 5 - 100 ppm de N;
- 0 - 2.0 % en peso de Si;
- 0 - 0.01% en peso de S;
- 0 - 0.1 % en peso de P;
- 0 - 1.0 % en peso de Cr;
- 10 0- 2.0 % en peso de Ni;
- 0 - 2.0 % en peso de Cu;
- 0 - 0.5 % en peso de Mo;
- 0 - 0.1 % en peso de V;
- 0 - 50 ppm de B;
- 15 0-0.10 % en peso de Ti.
- restos de hierro e impurezas inevitables,
- recalentar la losa o la tira de fundición a una temperatura de recalentamiento de entre 1100 y 1250°C;
 - laminar en caliente la losa o tira de fundición a una tira laminada en caliente en la que la temperatura de acabado es de 800 a 950°C;
- 20 - enfriar y enrollar la tira laminada en caliente entre 650 y 450°C;
- decapar de la tira laminada en caliente;
 - laminar en frío la tira laminada en caliente decapada, preferiblemente con una reducción total de laminación en frío entre 40 y 80%;
 - opcionalmente fabricar láminas o piezas en bruto a partir de la tira laminada en frío;
- 25 - tratamiento térmico de la tira de acero, lámina o pieza en bruto mediante recocido intercrítico, preferiblemente a una temperatura entre 700 y 900°C, durante un período de tiempo entre 1 y 300 s.
- enfriar la tira de enfriar la tira, lámina o pieza en bruto de acero recocido, a una temperatura en baño constante (temple bainítico) para un tratamiento en baño constante entre 500 y 300°C, preferiblemente como máximo 480 y/o al menos 350°C, a una velocidad de enfriamiento que es mayor que la velocidad crítica para la formación de perlita, y se mantiene durante una duración de 10 a 600 s y posteriormente se enfría a temperatura ambiente,
- 30 a fin de lograr una tira de acero, lámina o pieza en bruto recocidas con microestructura de grano bimodal que consiste en una fase de matriz ferrítica que tiene un tamaño de grano de entre 5 y 20 μm y una segunda fase que consiste en una o más de bainita, martensita y austenita retenida con un tamaño de grano como máximo de 5 μm , y en la que la microestructura final contiene al menos 20 % en volumen de ferrita δ .
- 35 Formas preferidas de realización se proporcionan en las reivindicaciones dependientes 2 a 11.
- La distribución del tamaño de grano bimodal es esencial en estos aceros. Con la distribución bimodal del tamaño de los granos en la microestructura, se puede superar la ductilidad restringida de los aceros UFG debido a la alta capacidad de endurecimiento por deformación de los granos gruesos y la capacidad de fortalecimiento de los granos ultrafinos, y proporciona un buen compromiso entre la resistencia y el alargamiento.
- 40 Esta invención es proporcionar aceros de una alta resistencia y una alta deformabilidad. Las láminas de acero inventadas son aceros multifásicos que incluyen ferrita δ , ferrita α , martensita y/o bainita y austenita retenida y tienen microestructuras bimodales, en las que la ferrita δ tiene un intervalo de tamaño de grano relativamente grande de 5-20 μm , mientras que la ferrita α y otras fases tienen un tamaño de grano pequeño < 5 μm .

La matriz del acero consiste en ferrita δ y α , y para que sea una fase matricial, el mínimo de $\Sigma (\delta + \alpha)$ es al menos 50 vol. %. La suma de las fases de bainita, martensita y austenita retenida está entre 5 y 50 % en volumen. En consecuencia, el máximo de $\Sigma (\delta + \alpha)$ está entre 95 y 50%. Un máximo adecuado para δ -ferrita es 80% en volumen, preferiblemente 70% en volumen, más preferiblemente 60% en volumen.

5 La Figura 1 da una indicación esquemática de las fases en hierro puro durante el enfriamiento lento de la fase líquida (L). A medida que el hierro puro se enfría, cambia de una fase a otra a temperaturas constantes. El hierro puro se solidifica del líquido a 1538°C (parte superior de la Fig. 1). Se forma una estructura cristalina de rejilla cúbica centrada en el cuerpo (bcc), conocida como ferrita δ (punto a). A medida que el enfriamiento continúa y se alcanza el punto b (Fig. 1) (1395°C), los átomos se reorganizan en la rejilla cúbica centrada en la cara (fcc), y esta estructura se llama γ -hierro o austenita. A medida que el enfriamiento avanza a 910°C (punto c), la estructura vuelve a la estructura bcc y esta fase bcc de baja temperatura se llama ferrita α . El cambio en el punto d (770°C) simplemente denota un cambio de hierro paramagnético a ferromagnético y no representa un cambio de fase (la transformación magnética usualmente se considera una transformación de fase de segundo orden, y la temperatura a la que esto ocurre es la temperatura Curie). Todo el campo por debajo de 910°C está compuesto de α -ferrita, que continúa hasta la temperatura ambiente y por debajo de esta. Este principio se aplica también a las aleaciones a base de hierro, aunque las temperaturas de transformación están fuertemente influenciadas por las adiciones de aleación al hierro. Estas influencias pueden hacerse visibles con los llamados diagramas de fase.

Por lo tanto, la ferrita δ es una fase ferrítica que se origina en el acero solidificado y la probabilidad de que se forme aumenta como resultado de la composición seleccionada. Además, si permanece estable o no a temperatura ambiente al enfriarse desde el campo de ferrita δ también depende de la composición. La cantidad requerida de δ -ferrita en la microestructura final de los aceros de acuerdo con la invención es al menos 20% en volumen.

C es un elemento necesario para la resistencia y la templabilidad.

La fase de austenita se enriquece con C en el recocido en la región intercrítica α - γ , así como durante el temple bainítico (en baño constante) de una estructura bainítica. El mayor contenido de carbono en la austenita contribuye a reducir la temperatura de transformación M_s de austenita en martensita. El C disuelto en la austenita estabiliza la austenita para formar austenita residual a temperatura ambiente si la M_s está por debajo de la temperatura ambiente. Al deformarse, una cantidad de la austenita residual o toda ella se transforma en martensita y, por lo tanto, contribuye a la resistencia después de la deformación, mientras que es relativamente dúctil antes de la deformación. Sin embargo, se requiere que el contenido de C se controle a un nivel apropiado para controlar la microestructura deseada y mantener el delicado equilibrio de microestructura y propiedades. Para los aceros según la invención, el contenido de carbono es de 0,05 a 0,5 % en peso (todos los porcentajes de composición están en porcentaje en peso (% en peso) a menos que se indique lo contrario). Una cantidad mínima adecuada es de 0.08 %, preferiblemente de al menos 0.10 %. Una cantidad máxima adecuada es 0.46 %, más preferiblemente a lo sumo 0.40 %.

El silicio y el aluminio son elementos formadores de ferrita que se agregan para promover la formación de la ferrita δ en la microestructura. Estos elementos también aumentan la concentración de C en austenita y suprimen la formación de carburos y, por lo tanto, tienen la función de promover la formación de austenita residual. La suma total de Si y Al es de 0.1 a 6.5 %. El silicio está preferiblemente entre 0.05 % y 2.0 %; el límite superior está dictado por la calidad de la superficie. El aluminio está preferiblemente entre 0.05 y 6 %. Un alto contenido de Al da como resultado una lámina de acero que exhibe un alto valor en un alargamiento total mientras mantiene una alta resistencia. Sin embargo, si se agrega Al en exceso, se puede formar carburo κ durante el recocido intercrítico y ocurrirá una transición de desorden (bcc_A2) a orden (bcc_B2) en la ferrita a una temperatura más baja. La formación de la estructura ordenada reduce la ductilidad del acero, de modo que el límite superior del aluminio se restringe al 6 %. Una cantidad mínima adecuada de aluminio es 0.75 %. En una forma de realización preferible, la cantidad mínima de aluminio es del 1.5 %, o incluso del 2.5 %.

La cantidad de Si y Al debe ajustarse de acuerdo con la cantidad total de (Mn+Cu+Ni) para garantizar la presencia de la ferrita δ y la recristalización completa en la ferrita δ durante el recocido a las temperaturas intercríticas ($\gamma + \delta$). Para asegurar la formación de δ -ferrita, tiene que satisfacerse la siguiente ecuación (en % en peso):

$$Al + (Si/3) \geq 4.C + 0.24.(Mn+Cu+Ni) + 0.9$$

Las funciones del manganeso son estabilizar la austenita y endurecer el acero. Por debajo del 0.5 %, estos efectos no están suficientemente marcados. Si el contenido de Mn aumenta, los puntos de transformación de fase A_3 y A_1 , las temperaturas de transformación de martensita y bainita se reducen. La temperatura de recristalización de la fase de ferrita aumenta y la cinética de recristalización de ferrita disminuye. Se necesitan mayores cantidades de estabilizadores ferríticos, como Al y Si, para aumentar A_1 y A_3 y garantizar la formación de una matriz ferrítica. Por lo tanto, el nivel de Mn está limitado a un máximo de 8 %, y preferiblemente a un máximo de 7 %, y aún más preferiblemente a un máximo de 6 %.

Opcionalmente, Cu y Ni pueden usarse en cantidades de hasta 2 % de Cu y 2 % de Ni para reemplazar parcialmente a Mn, pero la cantidad total de Cu, Mn y Ni ($\Sigma (Mn + Cu + Ni)$) debe estar en el intervalo de 0.5 a 8 %. El cobre agregado

puede proporcionar endurecimiento por precipitación. Además, debido a que el cobre es insoluble en la cementita, tiene un efecto beneficioso sobre la austenita residual, similar al silicio y al aluminio.

5 Sb es un elemento importante para aceros que contienen altas cantidades de elementos de aleación como Al, Mn y Si. Sb en sí mismo no forma una película delgada de óxido a alta temperatura, sino que se enriquece en la superficie y en los límites del grano. Como resultado, Sb inhibe la difusión de Al, Mn y Si a la superficie, lo que resulta en la inhibición de la oxidación de estos elementos. Por lo tanto, la adición de pequeñas cantidades de Sb tiene un efecto inesperado y notable en la aparición de MnO, SiO₂, Al₂O₃, etc. durante el recocido de una lámina de acero laminada en frío. Para producir estos efectos, solo se requieren pequeñas cantidades de Sb, y el 0.0005 % (5 ppm) de Sb ya tiene un efecto. Por lo tanto, una cantidad mínima preferible es 0.0005 % de Sb, más preferiblemente al menos 0.001 % (10 ppm). Si Sb se agrega más allá de un límite especificado, trae fragilidad en el límite del grano. Por lo tanto, el contenido de Sb está limitado al límite superior del 0.05 %, preferiblemente al límite superior del 0.015 %, incluso más preferiblemente del 0.01 % (100 ppm).

15 P es un elemento útil para mantener la austenita retenida deseada, y su efecto se ejerce por una cantidad de P de 0.001 % o mayor, más preferiblemente de 0.003 % o mayor, pero cuando una cantidad de P es excesiva, la capacidad de procesamiento secundaria se deteriora. Por lo tanto, una cantidad de P debe suprimirse a 0.02 % o menor, preferiblemente 0.015 % o menor.

20 S es un elemento nocivo que forma inclusiones a base de sulfuro como MnS, que puede servir como iniciador de grietas, deteriorando así la capacidad de procesamiento. Por lo tanto, es deseable reducir la cantidad de S tanto como sea posible. En consecuencia, S es de 0.02 % o menor. Preferiblemente, S es de 0.01 % o incluso de 0.008 % o menor.

El nitrógeno (N) está inevitablemente presente en el procedimiento de fabricación de acero BOF y se permite en los aceros según la invención en cantidades entre 5 y 100 ppm. El contenido de N es preferiblemente de 60 ppm o menos. Deseablemente, el contenido de N disminuye tanto como sea posible. Un contenido mínimo de N adecuado y práctico es de 10 ppm.

25 El boro (B) es un potente potenciador de la templabilidad en aceros de baja aleación y bajo contenido de C. B es un elemento de aleación muy efectivo para aumentar el límite elástico. El contenido de B debe ser preferiblemente a lo sumo de 25 ppm para no perjudicar la tenacidad a baja temperatura. Para que el boro pueda desempeñar este papel, es esencial que no haya nitrógeno libre presente para evitar la formación de BN. Aquí es donde entra en juego el efecto de eliminación de nitrógeno de ciertos elementos como el titanio o el aluminio. Una cantidad mínima adecuada de boro es de 5 ppm.

30 Se utiliza al menos un elemento seleccionado de Ca: 0.005 % o menor y REM: 0.005 % o menor. Estos Ca y REM (elemento de tierras raras) son elementos efectivos para controlar una forma de sulfuro en el acero y mejorar la capacidad de tratamiento. Los ejemplos del elemento de tierras raras incluyen escandio, itrio y lantánido. Se recomienda que para que estos elementos sean útiles, deben estar presentes en cantidades de 0.0005 % o más. Sin embargo, cuando se agrega en exceso, el efecto se satura y se reduce la eficiencia económica. Por lo tanto, es mejor suprimir una cantidad del mismo al 0.005 % o menor, preferiblemente al 0.003 % o menor.

También se puede agregar Ti en una cantidad total que no exceda el 0.3 %. El Ti forma carburos, nitruros o carbonitruros que bloquean el crecimiento del grano a altas temperaturas y aumentan la resistencia por precipitación. Preferentemente, el Ti no supera el 0.1 %.

40 Es deseable evitar la adición de elementos que ralentizan la transformación bainítica. Esto se aplica, por ejemplo, a Cr, Mo y V. En cualquier caso, el contenido de cada uno de estos elementos individualmente no debe exceder preferiblemente el 1 %. Preferiblemente, su concentración total (Σ (Cr + Mo + V)) no debe exceder el 0.3 %.

Los otros elementos presentes en el acero son aquellos que generalmente se encuentran como impurezas de fabricación, en proporciones que no tienen un efecto significativo sobre las propiedades requeridas del acero.

45 La Figura 2 muestra el diagrama de fase de los aceros Fe-5.8Mn-3.2Al-0.25Si-xC como un ejemplo según la presente invención.

50 En el procedimiento de acuerdo con la invención, una fundición de acero se vacía convencionalmente en forma de una losa gruesa, una losa delgada o una tira. Después del vaciado, se lleva a temperaturas de laminado en caliente mediante (re) calentamiento y/u homogeneización y laminado en caliente, dependiendo de si la fundición se hizo como una losa gruesa, una losa delgada o una tira. La temperatura de recalentamiento (SRT) o la temperatura de homogeneización de la losa tiene que ser lo suficientemente alta como para disolver los carburos gruesos de Ti y V que pueden haber precipitado en la losa durante la fundición o para mantenerlos en solución en caso de un procedimiento de fundición y laminado directo de losas. Los inventores descubrieron que es preferible un SRT de entre 1100 y 1300°C. Una SRT máxima adecuada es 1250°C. El recalentamiento de la losa o la tira de fundición a la temperatura de recalentamiento es un procedimiento conocido per se y el tiempo necesario para recalentar la losa o la tira a la temperatura de recalentamiento depende, entre otras cosas, del tipo de horno, la capacidad térmica del horno, el grosor de la losa o tira. Los tiempos de residencia típicos en un horno de recalentamiento de un molino

convencional de bandas calientes son entre 2 y 5 horas cuando se comienza con losas frías. En una fundición de losas finas y un molino laminador directo, las losas no se enfrían, sino que se homogeneizan a la temperatura de recalentamiento. Los tiempos de residencia típicos en un horno de recalentamiento de dicho molino están típicamente entre 5 y 120 minutos.

5 El pase de laminado en caliente se realiza en los aceros dentro del campo de dos fases ($\gamma + \delta$). Entonces, la microestructura durante el laminado en caliente consiste en granos γ y granos de ferrita δ . Durante el laminado en caliente, la recuperación y/o recristalización ocurren en las dos fases. Sin embargo, debido a la diferencia en el comportamiento de recristalización, los granos en la fase γ se refinan mediante recristalización, mientras que los granos en la fase δ son más gruesos y presentan una forma alargada ya que la recristalización es incompleta. Por otro lado, la partición de elementos, C, Mn y Al ocurre entre las fases δ y γ y se forma una cierta cantidad de ferrita α dentro de la fase γ a medida que la temperatura de laminado en caliente disminuye gradualmente. La ferrita δ no se transforma en austenita al enfriarse porque es estabilizada por los elementos de aleación en el acero. La microestructura a temperaturas de acabado de laminado en caliente después del laminado en caliente consiste en bandas parcialmente recristalizadas de ferrita δ de grano grueso, bandas de austenita γ con granos más pequeños y una pequeña cantidad de ferrita α dentro de las bandas γ . La temperatura de acabado de laminado en caliente está preferiblemente entre 800°C y 950°C. Este intervalo de temperatura se aplica para fabricar granos finos en la austenita (γ) y granos laminados alargados en la ferrita δ .

El grosor de la tira laminada en caliente según la invención está entre 1.5 y 10 mm. Preferiblemente, el grosor es de al menos 2 y/o a lo sumo 8 mm, más preferiblemente al menos 3 y/o a lo sumo 6 mm.

20 Después de terminar el laminado, el acero se enfría en la mesa de acabado del molino de banda caliente, preferiblemente a una velocidad de enfriamiento promedio entre 5 y 200 ° C/s, más preferiblemente de al menos 10 y/o a lo sumo 150°C/s, o incluso más preferiblemente de a lo sumo 100°C, a una temperatura de enrollamiento de entre 650 y 450°C seguido de enfriamiento de la bobina por enfriamiento natural a temperatura ambiente. Durante el enfriamiento y el enrollamiento, la fase γ se descompone en α -ferrita y κ -carburo u otros carburos. Si la velocidad de enfriamiento es demasiado baja o la temperatura de enrollamiento es demasiado alta, se pueden formar carburos de mayor tamaño a lo largo de los límites de grano, lo que es perjudicial para el laminado en frío. Por lo tanto, se debe evitar la formación de carburos gruesos. La velocidad de enfriamiento promedio preferida asegura que se evite la formación de carburos gruesos.

25 La lámina de acero laminada en caliente se enrolla a una temperatura entre 450°C y 650°C. En este intervalo de temperatura, elementos como el Si, Mn y Al en el acero reaccionan con una escama de óxido (FeO) después del enrollamiento, formando así óxidos en aleación en una interfaz escama/metal. Esta formación de los óxidos de Si, Mn y Al tiene una fuerte influencia en las concentraciones de estos elementos en la capa superficial más externa de la tira. La adición de Sb tiene un efecto supresor en la formación de estos óxidos de aleación en adiciones muy bajas.

30 Si la temperatura de enrollamiento es inferior a 450°C, se pueden formar cantidades indeseables de estructuras de transformación a baja temperatura, como bainita y martensita, que afectan negativamente la capacidad de laminación en frío. Cuando la temperatura de enrollamiento supera los 650°C, la oxidación interna de Si, Mn y Al se vuelve problemática, y el efecto inhibitor de Sb ya no puede evitarlo si la temperatura de enrollamiento supera los 650°C. Esto tiene una influencia adversa sobre la rugosidad de la superficie y la capacidad de decapado. Preferiblemente, la temperatura de enrollamiento es de al menos 475°C, preferiblemente de al menos 500°C, más preferiblemente de al menos 525°C. Preferiblemente, la temperatura de enrollamiento es a lo sumo 625°C, más preferiblemente a lo sumo 600°C. Al disminuir el intervalo permisible de temperaturas de enrollamiento, mejora la homogeneidad de la microestructura.

35 El material laminado en caliente es posteriormente decapado y laminado en frío, preferiblemente con una reducción de al menos 40 % y/o a lo sumo 80 %. El material laminado en frío es luego recocido en un horno de recocido continuo. Esto es esencial, ya que el procedimiento de recocido por lotes no da como resultado las propiedades deseadas de la tira recocida, es económicamente muy poco atractivo y, como el calentamiento y enfriamiento durante el recocido determina la microestructura final y las propiedades, da lugar a un producto no homogéneo como resultado del procedimiento muy lento de calentamiento y enfriamiento que es diferente para cada ubicación en la bobina. El perfil tiempo-temperatura de los tratamientos térmicos después del laminado en frío se muestra esquemáticamente en la Figura 3. El grosor de la tira laminada en frío depende del grado de reducción de la laminación en frío y la tira laminada en caliente que sirve como insumo. El grosor de la tira laminada en frío según la invención está entre 0.3 y 6 mm. Preferiblemente, el grosor es de al menos 0.4 y/o a lo sumo 6 mm, más preferiblemente de al menos 0.6 y/o a lo sumo 3.6 mm.

40 Posteriormente, la lámina laminada en frío se recuece a una temperatura intercrítica ($\delta + \gamma$). Debido a la diferencia en el comportamiento de recristalización entre las fases δ y γ y la transformación parcialmente inversa de γ a α durante el recocido intercrítico, se puede obtener una microestructura con una distribución de tamaño de grano bimodal durante el recocido. La ferrita δ recristalizada tiene un tamaño de grano más grande, mientras que la austenita y la ferrita α tienen un tamaño de grano más pequeño. El recocido se puede realizar en una línea de recocido continuo en un intervalo de temperatura de 700-900°C por una duración de entre 1 y 300 s.

Durante una sección opcional de enfriamiento lento inicial (ver la parte discontinua (a) en la Figura 3), se puede formar algo de ferrita α en la región austenítica. Este enfriamiento lento hace que el carbono se enriquezca aún más en la austenita. La estabilidad de la austenita aumenta a medida que aumenta el contenido de C.

5 La reducción del laminado en frío, el perfil de tiempo-temperatura de recocido y el posterior procedimiento de enfriamiento lento después del recocido son muy importantes para obtener la microestructura final y las propiedades de la tira laminada en frío y recocida. La fracción de volumen y el tamaño de grano de diversas fases, así como la estabilidad de la austenita retenida, pueden ajustarse cambiando la reducción de laminado en frío, el recocido y el posterior procedimiento de enfriamiento.

10 Después del recocido intercrítico y el enfriamiento lento opcional, la lámina de acero se temple. Dos posibles rutas de enfriamiento están disponibles en este punto:

i. temple directo a temperatura ambiente

ii. temple a una temperatura en baño constante, en baño constante durante una cierta duración seguido de enfriamiento a temperatura ambiente.

15 La primera ruta implica el temple directo a una velocidad de enfriamiento suficientemente alta a la temperatura ambiente. Una velocidad de enfriamiento superior a 10 °C/s es usualmente suficiente para evitar la descomposición de la austenita para las composiciones del acero según la invención. Una velocidad de enfriamiento máxima adecuada es 100 °C/s, preferiblemente a lo sumo 75 °C/s, más preferiblemente 50 °C/s. A temperatura ambiente, la microestructura final consistirá en ferrita δ , ferrita α , martensita y austenita retenida.

20 La segunda ruta implica el temple rápido a una velocidad de enfriamiento lo suficientemente alta como para alcanzar una temperatura entre 300 y 500°C y en baño constante durante un período adecuado de 10 a 600 s. La temperatura en baño constante debe estar por encima de la temperatura de inicio de formación de martensita (M_s) y por debajo de una temperatura de inicio de formación de bainita (B_s) de la fase austenítica, cuyas temperaturas exactas dependen de la composición del acero y las temperaturas de recocido intercrítico y pueden determinarse, por ejemplo, mediante experimentos dilatométricos. Preferiblemente, el recocido en baño constante tarda entre 30 y 300 segundos. Después del tratamiento en baño constante, el acero se enfría a temperatura ambiente. La velocidad de enfriamiento es preferiblemente superior a 5 °C/s, y preferiblemente al menos 10 °C/s. Una velocidad de enfriamiento máxima adecuada es 100 °C/s, preferiblemente a lo sumo 75 °C/s, más preferiblemente 50 °C/s. En el procedimiento en baño constante, la austenita formada durante el recocido intercrítico se descompone en bainita y austenita retenida. Debido a la supresión de la formación de carburo por las altas cantidades de Al y/o Si durante la transformación bainítica, la concentración de carbono en la austenita se incrementa aún más, de modo que la estabilización de la austenita retenida se incrementa aún más. En este caso, además de la contribución para la matriz ferrítica, esta austenita retenida puede transformarse en martensita a temperatura ambiente por deformación, de modo que el efecto TRIP aumenta aún más la ductilidad.

35 El tamaño medio de grano de la fase de δ -ferrita está entre 5 y 20 μm , preferiblemente al menos 7 μm . El tamaño promedio de las fases de ferrita α , ferrita de bainita, martensita y austenita retenida es inferior a 5 μm , preferiblemente inferior a 3 μm .

40 El acero laminado en frío puede proporcionarse de una manera conocida de un revestimiento metálico conocido por medio de galvanoplastia o inmersión en caliente, por ejemplo, mediante galvanizado por inmersión en caliente, preferiblemente en el que el revestimiento metálico es una aleación a base de aluminio o una aleación a base de zinc. Preferiblemente, la galvanización se lleva a cabo en un baño de galvanización por inmersión en caliente entre 400 °C a 500 °C, y luego el tratamiento de aleación se lleva a cabo a una temperatura de 500 °C a 580 °C.

Según un segundo aspecto, la invención también se realiza en un acero según la reivindicación 12 y se proporciona una forma de realización preferida en la reivindicación 13.

Los principios para el diseño de la aleación son:

45 • Los aceros tienen microestructuras de fase complejas, que incluyen ferrita δ , ferrita α , ferrita bainítica y austenita retenida, que tienen una distribución bimodal del tamaño de grano.

• Los aceros contienen una cantidad de ferrita δ a todas las temperaturas y al menos 20 % en la microestructura final.

• La ferrita δ tiene un tamaño de grano mayor de 5-20 μm . La ferrita α y las fases restantes tienen un tamaño de grano más pequeño de < 5 μm .

50 • El efecto TRIP de la transformación de austenita retenida contribuye a la maleabilidad mejorada.

• La ferrita δ puede ser retenida permanentemente en la microestructura para que no se produzcan regiones completamente martensíticas en la zona afectada por el calor de la soldadura por puntos, por lo que los aceros pueden tener buena soldabilidad.

Esta microestructura se obtiene a través del diseño de la composición y por medio de un tratamiento térmico de dos pasos que incluye el recocido intercrítico y el temple (en baño constante y temple) para composiciones específicas. El diseño de la composición asegura la presencia de la ferrita δ en condiciones de equilibrio. Se añaden Al y Si para contraer el campo de fase γ y obtener la cantidad requerida de ferrita δ . En el estado en bruto, la ferrita δ se genera como dendritas, mientras que la microestructura perlítica está presente entre los objetivos dendríticos. Durante el recalentamiento y el laminado en caliente, una cierta cantidad de ferrita δ aún persiste, ya que el recalentamiento y el laminado en caliente se llevan a cabo en el campo de dos fases ($\delta + \gamma$). La microestructura después del laminado en caliente muestra una estructura en bandas: capas de ferrita δ y austenita, que se alargan a lo largo de la dirección del laminado. Dependiendo de las composiciones y las condiciones de enfriamiento, las capas de austenita pueden descomponerse en perlita, martensita, carburo y austenita retenida en el siguiente enfriamiento, como una región de múltiples fases. Durante el laminado en frío, las capas de fase δ y las capas multifásicas se alargan aún más a lo largo de la dirección de laminación.

Durante el recocido intercrítico, se produce la recristalización en la fase δ de la microestructura laminada en frío y la transformación inversa en las regiones multifase a austenita. Se forma una cierta cantidad de α -ferrita en la capa de austenita original durante el recocido intercrítico y durante el enfriamiento lento en el área de dos fases. La ferrita de bainita y la martensita se forman durante el enfriamiento rápido y el baño constante y después del temple rápido. Dependiendo de la composición, parte de la austenita residual podría estabilizarse a temperatura ambiente durante el enfriamiento final.

En la microestructura final, la ferrita δ se presenta como capas y tiene un intervalo de tamaños de grano más gruesos de 5 a 20 μm , mientras que la ferrita α y otra microestructura en las regiones multifásicas son mucho más pequeñas en tamaño, lo que la convierte en un acero de ferrita (original)-austenita dúplex que tiene una estructura de grano bimodal, como se muestra en la Figura 4.

Según un tercer aspecto, la invención también se realiza en un coche, camión o componente estructural o de ingeniería, tal como un componente de chasis de coche, un componente de la carrocería en blanco, un componente del bastidor o el bastidor auxiliar, o un componente de una estructura o proyecto de ingeniería; dicho componente se ha producido a partir de la lámina de acero según la invención.

La invención se describirá ahora con referencia a los siguientes ejemplos no limitantes.

Los aceros que tienen las composiciones mostradas en la Tabla 1 se vaciaron en lingotes de dimensiones de 200 mm x 110 mm x 110 mm. Los lingotes se recalentaron a 1250 °C y se remojaron durante 1 hora y luego se laminaron en caliente en bruto hasta un espesor de 35 mm. Se cortó la zona de contracción y segregación de ambos extremos. Los bloques cortados se volvieron a calentar a 1200 °C durante 30 minutos y luego se laminaron en caliente a 3 mm de espesor en 5 pasadas. La temperatura final de laminación fue de aproximadamente 900 °C. Luego se enfrió en un horno a 650 °C después de mantener a esta temperatura durante 1 hora para simular un procedimiento de enrollado. Las tiras de acero laminadas en caliente, enfriadas se sometieron a la eliminación de óxidos de hierro a alta temperatura de la superficie usando una solución de HCl al 10 %.

La tira se laminó en frío para fabricar una lámina de acero de 1.2 mm de espesor (reducción del 60 %). La lámina de acero laminada en frío se recoció en una atmósfera de $\text{N}_2 - 10\% \text{H}_2$ a una temperatura de entre 700 y 900°C durante 60 a 180 s, se enfrió lentamente con una velocidad de enfriamiento de 2 °C/s a una temperatura entre 800 y 650°C; se enfrió a una velocidad de 15 a 30 °C/s a una temperatura entre 480 y 350°C; se mantuvo a una temperatura durante un tiempo entre 30 y 100 s, y finalmente se enfrió a temperatura ambiente a una velocidad de 15 a 30 °C/s.

La pieza de prueba de tracción JIS No. 5 (longitud del calibre = 50 mm) se mecanizó a partir de cada muestra recocida para que el eje de carga fuera paralelo a la dirección de laminación. Las pruebas de tracción a temperatura ambiente se realizaron en una máquina de prueba Schenk TREBEL siguiendo la norma NEN-EN10002-1:2001 para determinar las propiedades tensoras (límite elástico YS (MPa), resistencia final a la tracción UTS (MPa), elongación total TE (%)). Para cada condición, se realizaron tres pruebas de tracción y se informaron los valores promedio de las propiedades mecánicas.

Tabla 1. Las composiciones de los aceros colados *

Acero	C	Mn	Si	Al	Cu	Cr	Ti	N	B	P	S	Sb	Al+Si/3	Σ^{**}
A	0.18	3.5	0.06	4.7	0.05	0.12	0.010	0.005	-	0.004	0.003	0.001	4.72	2.46
C	0.13	5.8	0.25	3.2	0.01	0.02	0.020	0.003	-	0.005	0.002	0.002	3.28	2.81
D	0.13	5.8	1.46	2.8	0.01	0.01	0.010	0.003	-	0.005	0.005	0.002	3.29	2.81
E	0.32	5.9	0.45	4.3	0.01	0.01	0.020	0.002	-	0.005	0.005	0.002	4.45	3.60
F	0.35	3.5	0.06	4.4	0.01	0.01	0.040	0.002	-	0.005	0.004	0.001	4.42	3.14

ES 2 794 646 T3

G	0.39	3.5	0.15	5.9	0.05	0.05	0.005	0.003	-	0.008	0.005	0.002	5.95	3.30
H	0.38	1.2	0.22	3.0	0.01	0.02	0.005	0.003	-	0.005	0.005	0.002	3.07	2.71
I	0.38	0.6	0.21	4.1	0.02	0.02	0.005	0.003	-	0.006	0.004	0.003	4.17	2.56
J	0.38	1.3	0.29	4.1	0.10	0.22	0.02	0.001	0.001	0.01	0.001	0.005	4.20	2.73

* El contenido de Ca en estos aceros varía de 0.001 a 0.002.

** $\Sigma=4C+0.24Mn+0.9$

Tabla 2. Recocido intercrítico, procedimiento en baño constante, propiedades tensoras y fracción de volumen de la fase ferrítica

Acero	Recocido		CR °C/s	Baño constante		CR °C/s	YS MPa	UTS MPa	TE %	δ Vol. %	δ+α Vol. %
	T (°C)	Tiempo (s)		T (°C)	Tiempo (s)						
A	800	120	20°	400	120	15	489	652	28.5	73	79
C1	720	120	20	RT*			814	854	21.7	30	68
C2	780	120	20	RT			714	994	27.5	30	60
C3	840	120	20	RT			444	1161	12.4	30	52
D	800	180	20	450	120	15	790	1038	22.8	25	60
E	800	180	20	450	120	15	810	1245	15.6	28	50
F	830	60	10	450	180	15	620	810	28.8	46	60
G	830	60	10	400	180	10	677	906	22	35	70
H	850	180	30	450	120	15	545	750	25.6	22	50
I	850	180	30	450	120	15	505	661	26.4	53	64
J1	850	180	30	RT			590	895	22.7	50	62
J2	850	180	30	450	60	15	510	800	30.2	50	62

* RT, temperatura ambiente

5 Figura 1 - Esta figura muestra las diversas fases que existen en hierro puro cuando se enfría lentamente desde la fase líquida a la temperatura ambiente.

Figura 2: muestra el diagrama de fase del acero C, con la temperatura de recocido intercrítico ($\gamma + \delta$) de 700 a 900 marcada por las líneas discontinuas.

10 Figura 3: este diagrama muestra la formación de diversas microestructuras durante y después del procedimiento de recocido. RA' denota una RA enriquecida en C.

Figura 4: la micrografía SEM muestra un ejemplo típico de la microestructura bimodal en el acero C inventado después del recocido a 780 °C durante 120 segundos. La ferrita δ se revela como la estructura en bandas con un gran tamaño de grano promedio de 8 μm , mientras que la ferrita α , junto con la martensita y la austenita retenida, se muestran como islas en bloque que tienen un tamaño de grano más fino inferior a 2 μm .

REIVINDICACIONES

1. Procedimiento para fabricar una tira de acero, lámina, pieza en bruto o producto conformado en caliente de alta resistencia, laminado en frío o en caliente que tiene una microestructura bimodal que comprende los pasos de:

- fabricar y fundir una masa fundida en una losa o tira de fundición que tiene la siguiente composición;

- 5 0.05 - 0.50 % en peso de C;
 0.50 - 8.0 % en peso de Mn;
 0.05 - 6.0 % en peso de Al_{tot};
 0.0001 - 0.05 % en peso de Sb;
 0.0005 – 0.005 % en peso de Σ (Ca + REM);
- 10 5 - 100 ppm N;
 0 - 2.0 % en peso de Si;
 0 - 0.01% en peso de S;
 0 - 0.1 % en peso de P;
 0 - 1.0 % en peso de Cr;
- 15 0- 2.0 % en peso de Ni;
 0 - 2.0 % en peso de Cu;
 0 - 0.5 % en peso de Mo;
 0 - 0.1 % en peso de V;
 0 - 50 ppm de B;
- 20 0-0.10 % en peso de Ti.
 restos de hierro e impurezas inevitables,
 - recalentar la losa o la tira de fundición a una temperatura de recalentamiento de entre 1100 y 1250 °C;
 - laminar en caliente la losa o tira de fundición para obtener una tira laminada en caliente en la que la temperatura de acabado es de 800 a 950 °C;
- 25 - enfriar y enrollar la tira laminada en caliente entre 650 y 450 °C;
 - decapar la tira laminada en caliente;
 - laminar en frío la tira laminada en caliente, decapada, preferiblemente con una reducción total de laminación en frío de entre 40 y 80 %;
 - opcionalmente fabricar láminas o piezas en bruto a partir de la tira laminada en frío;
- 30 - tratar de modo térmico la banda de acero, chapa o pieza en bruto mediante recocido intercrítico, preferiblemente a una temperatura entre 700 y 900 °C, por una duración entre 1 y 300 s.
 - enfriar la tira chapa o pieza en bruto de acero recocido, a una temperatura en baño constante para un tratamiento en baño constante entre 500 y 300 °C, preferiblemente a lo sumo 480 y/o al menos 350 °C, a una velocidad de enfriamiento superior a la velocidad crítica para formación de perlita, y mantener durante 10 a 600 s y posteriormente enfriar a temperatura ambiente,
- 35 para lograr una tira de acero lámina o pieza en bruto, recocido, con microestructura de grano bimodal que consiste en una fase de matriz ferrítica que tiene un tamaño de grano de entre 5 y 20 μm y una segunda fase que consiste en uno o más de bainita, martensita y austenita retenida con un tamaño de grano a lo sumo de 5 μm , y en donde la microestructura final contiene al menos 20 % en volumen de ferrita δ .
- 40 2. Procedimiento según la reivindicación 1, en el que la pieza en bruto se somete al tratamiento térmico en un horno de recalentamiento para una prensa de conformación en caliente, y en el que el recocido intercrítico de la pieza en bruto tiene lugar antes de la deformación en caliente en la prensa de conformación en caliente, y en el que la pieza en

- bruto recocida intercríticamente se prensa en caliente y se enfría a la temperatura en baño constante entre 500 y 300°C, preferiblemente a lo sumo 480 y/o al menos 350°C, en la prensa caliente e i). se mantiene en la prensa caliente durante el tratamiento en baño constante o ii). se extrae de la prensa en caliente y pasa a un horno en baño constante, seguido de enfriamiento a temperatura ambiente, preferiblemente a una velocidad de enfriamiento de al menos 5 °C/s, más preferiblemente de al menos 10 °C/s.
- 5
3. Procedimiento según la reivindicación 1, en el que la pieza en bruto se deforma en una prensa para formar un producto y en el que el producto se somete posteriormente al tratamiento térmico en un horno de recocido en el que tiene lugar el recocido intercrítico del producto y en el que
- 10 i) el producto recocido intercríticamente se enfría a la temperatura en baño constante entre 500 y 300 °C, preferiblemente a lo sumo 480 y/o al menos 350 °C, en el horno de recocido y se mantiene durante el tratamiento en baño constante, seguido de enfriamiento a temperatura ambiente, preferiblemente a una velocidad de enfriamiento de al menos 5 °C/s, más preferiblemente de al menos 10 °C/s, o
- 15 ii) en donde el producto recocido intercríticamente se toma del horno de recocido y se introduce en un horno en baño constante a la temperatura en baño constante entre 500 y 300 °C, preferiblemente a lo sumo 480 y/o al menos 350°C, seguido de enfriamiento a temperatura ambiente, preferiblemente a una velocidad de enfriamiento de al menos 5 °C/s, más preferiblemente de al menos 10 °C/s.
4. Procedimiento según la reivindicación 1 o 2, en el que la temperatura de enrollamiento es de al menos 475°C, preferiblemente de al menos 500°C, más preferiblemente de al menos 525°C y/o a lo sumo 625°C, preferiblemente a lo sumo 600°C.
- 20 5. Procedimiento según cualquiera de las reivindicaciones anteriores, en el que la duración del recocido intercrítico es de al menos 30 segundos y/o a lo sumo 240 segundos.
6. Procedimiento según cualquiera de las reivindicaciones anteriores, en el que la duración del recocido en baño constante es de al menos 30 s y/o a lo sumo 300 s.
- 25 7. Procedimiento según cualquiera de las reivindicaciones anteriores, en el que la temperatura en baño constante es al menos 350°C y preferiblemente al menos 375°C y/o a lo sumo 475°C, y preferiblemente a lo sumo 450°C.
8. Procedimiento de acuerdo con una cualquiera de las reivindicaciones anteriores, en el que el contenido de Sb es de al menos 0.0005 % en peso.
9. Procedimiento según cualquiera de las reivindicaciones anteriores, en el que la segunda fase que consiste en una o más de bainita, martensita y austenita retenida tiene un tamaño de grano de a lo sumo 3µm.
- 30 10. Procedimiento según cualquiera de las reivindicaciones anteriores, en el que:
- Σ (Mn+Cu+Ni) está entre 0.5 y 8.0 % en peso, y/o
 - Σ (Al+Si) está entre 0.1 y 6.0 % en peso, y/o
 - $Al + Si/3 \geq 4C + 0.24Mn + 0.9$.
- 35 11. Procedimiento según cualquiera de las reivindicaciones anteriores, en el que la reducción total de laminado en frío está entre 40 y 80 %, y/o en el que la tira, lámina o pieza en bruto está provista de un revestimiento metálico mediante chapado o inmersión en caliente, preferiblemente en donde el revestimiento metálico es una aleación a base de aluminio o una aleación a base de zinc.
12. Tira, lámina, pieza en bruto o producto conformado en caliente de acero laminado en frío y tratado con calor, de alta resistencia, que tiene una microestructura bimodal que tiene la siguiente composición;
- 40 0.05 - 0.50 % en peso de C;
- 0.50 - 8.0 % en peso de Mn;
- 0.05 - 6.0 % en peso de Al_tot;
- 0.0001 - 0.05 % en peso de Sb;
- 0.0005 – 0.005 % en peso de Σ (Ca + REM);
- 45 5 - 100 ppm de N;
- 0 - 2.0 % en peso de Si;
- 0 - 0.01 % en peso de S;

0 - 0.1 % en peso de P;

0 - 1.0 % en peso de Cr;

0- 2.0 % en peso de Ni;

0 - 2.0 % en peso de Cu;

5 0 - 0.5 % en peso de Mo;

0 - 0.1 % en peso de V;

0 - 50 ppm de B;

0-0.10 % en peso de Ti.

restos de hierro e impurezas inevitables,

- 10 - en el que la tira, lámina o pieza en bruto de acero, tratadas con calor, tienen una microestructura de grano bimodal que consiste en una fase de matriz ferrítica que consiste en ferrita δ y ferrita α , en donde la ferrita δ tiene un tamaño de grano de entre 5 y 20 μm , en donde la ferrita α tiene un tamaño de grano de 5 μm a lo sumo y una segunda fase que consiste en uno o más de bainita, martensita y austenita retenida con un tamaño de grano de 5 μm a lo sumo, y en donde la microestructura final contiene al menos 20 % de δ -ferrita; dicha tira, lámina, pieza en bruto de acero,
- 15 laminada en frío y tratada con calor, de alta resistencia, se puede obtener mediante el procedimiento de acuerdo con una cualquiera de las reivindicaciones 1 a 11.

13. Acero según la reivindicación 12, en el que el acero está revestido con un revestimiento metálico mediante chapado o inmersión en caliente, preferiblemente en el que el revestimiento metálico es una aleación a base de aluminio o una aleación a base de zinc.

- 20 14. Componente, por ejemplo, un componente de coche o camión, como un componente de chasis de coche, un componente de la carrocería en blanco, un componente del bastidor o el bastidor auxiliar, o un componente de una estructura o proyecto de ingeniería, dicho componente se ha producido a partir de la lámina de acero de acuerdo con cualquiera de las reivindicaciones 1 a 11, en donde el componente tiene una microestructura de grano bimodal que consiste en una fase de matriz ferrítica que consiste en ferrita δ y ferrita α , en donde la ferrita δ tiene un tamaño de grano de entre 5 y 20 μm , en donde la α -ferrita tiene un tamaño de grano a lo sumo de 3 μm y una segunda fase que consiste en una o más de bainita, martensita y austenita retenida con un tamaño de grano de a lo sumo 3 μm .
- 25

- 30 15. Componente, por ejemplo, un componente de coche o camión, como un componente de chasis de coche, un componente de la carrocería en blanco, un componente del bastidor o el bastidor auxiliar, o un componente de una estructura o proyecto de ingeniería, en donde dicho componente se ha producido a partir de la lámina de acero de acuerdo con cualquiera de las reivindicaciones 1 a 11 por medio del procedimiento de acuerdo con la reivindicación 12 o 13 en el que el componente tiene una microestructura de grano bimodal que consiste en una fase de matriz ferrítica que consiste en ferrita δ y ferrita α , en donde la ferrita δ tiene un tamaño de grano de entre 5 y 20 μm , en donde la ferrita α tiene un tamaño de grano a lo sumo de 3 μm y una segunda fase que consiste en una o más de bainita, martensita y austenita retenida con un tamaño de grano de a lo sumo 3 μm .

35

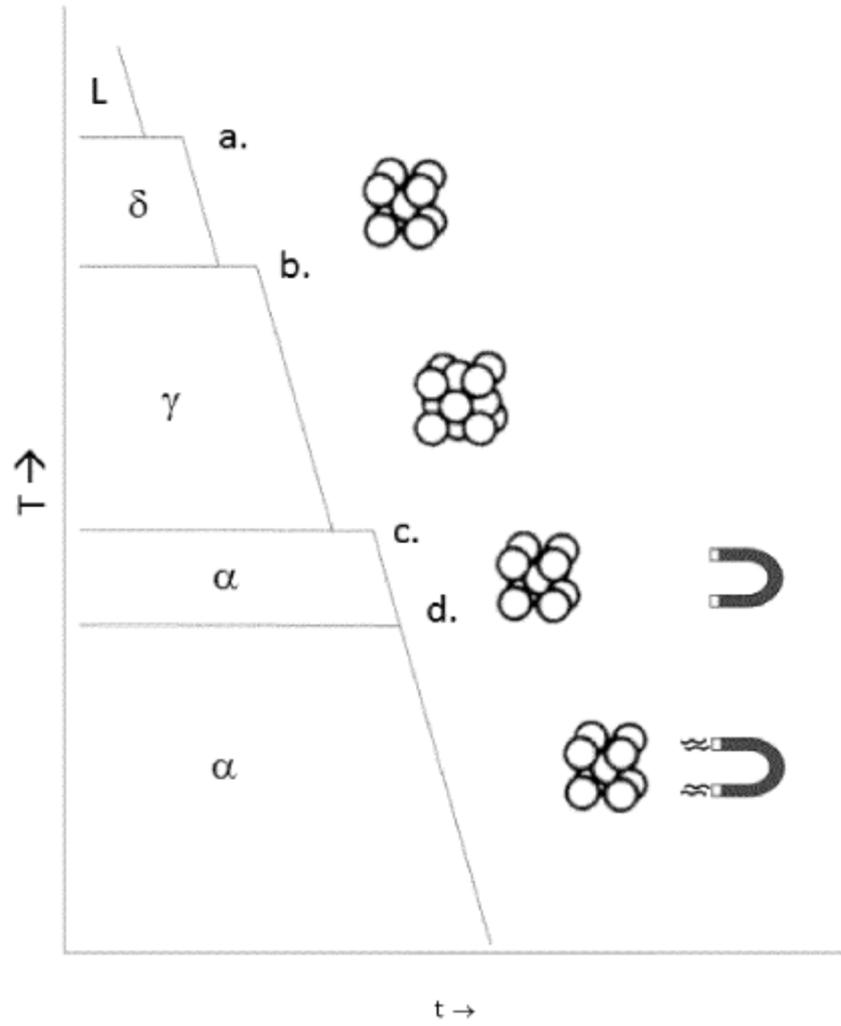


FIGURA 1

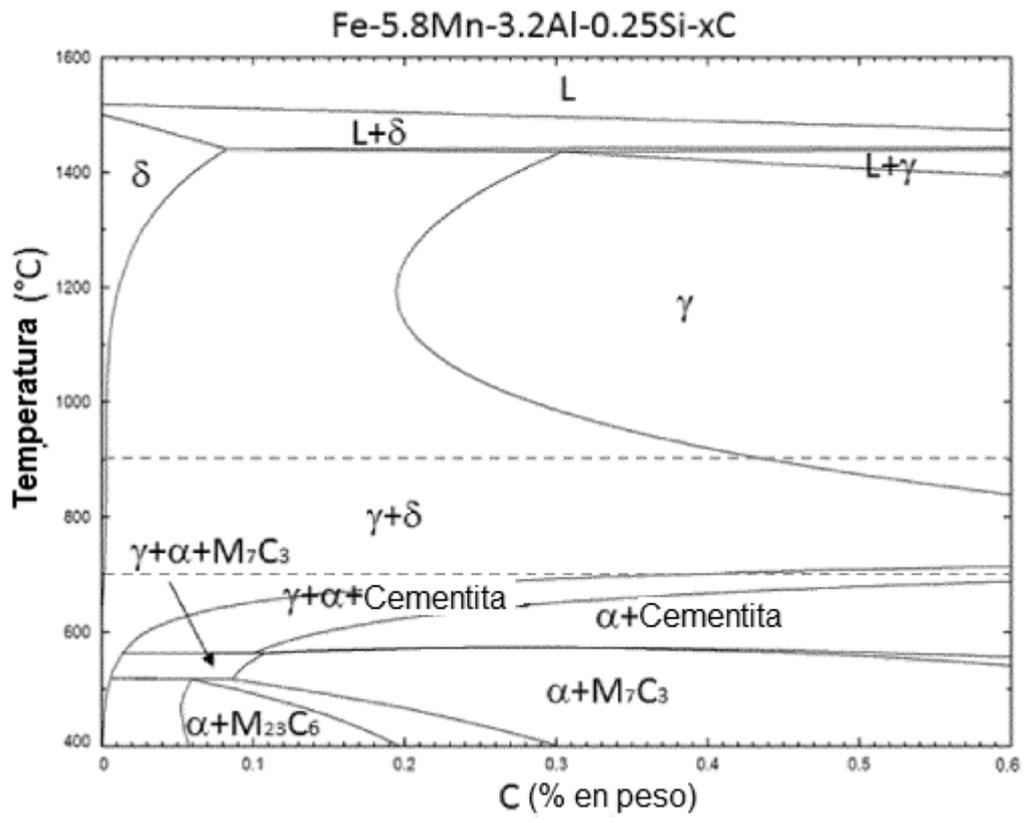


FIGURA 2

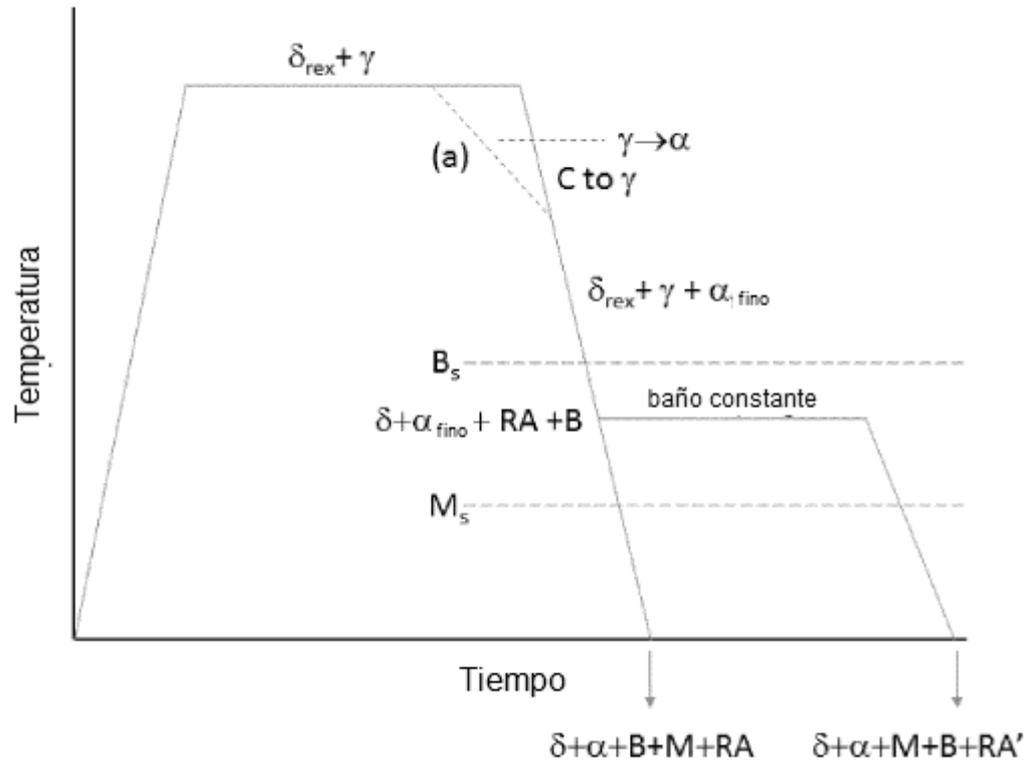


FIGURA 3

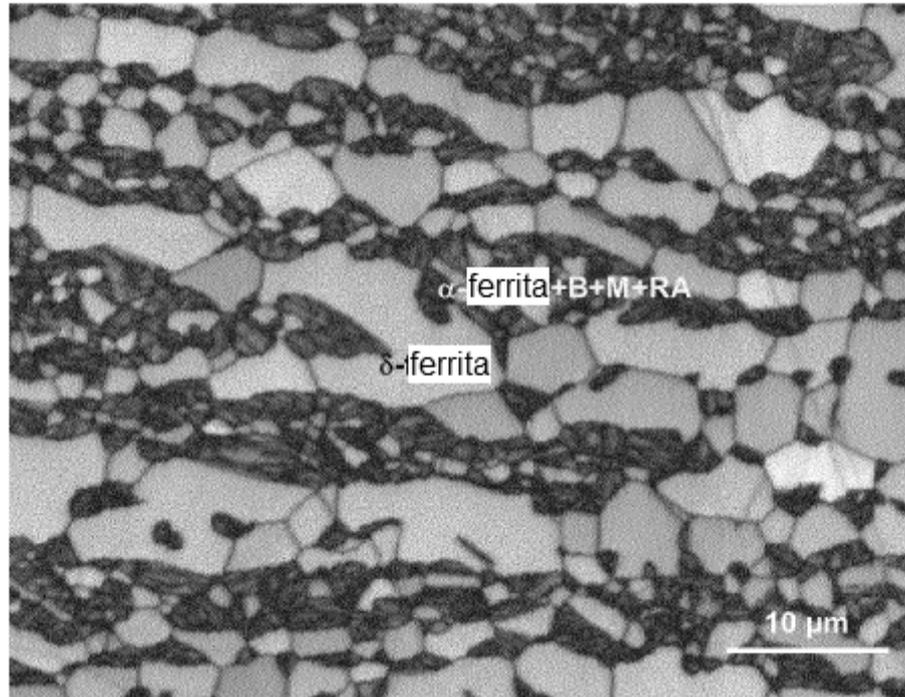


FIGURA 4