

19



OFICINA ESPAÑOLA DE
PATENTES Y MARCAS

ESPAÑA



11 Número de publicación: **2 535 420**

51 Int. Cl.:

C21D 8/02 (2006.01)
C21D 9/46 (2006.01)
C22C 38/04 (2006.01)
C23C 2/06 (2006.01)
C23C 2/28 (2006.01)
C23C 2/02 (2006.01)

12

TRADUCCIÓN DE PATENTE EUROPEA

T3

96 Fecha de presentación y número de la solicitud europea: **07.03.2012 E 12708008 (3)**

97 Fecha y número de publicación de la concesión europea: **01.04.2015 EP 2683839**

54 Título: **Proceso para producir acero conformable de alta resistencia y acero conformable de alta resistencia producido con el mismo**

30 Prioridad:

07.03.2011 EP 11157239

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

11.05.2015

73 Titular/es:

**TATA STEEL NEDERLAND TECHNOLOGY B.V.
(100.0%)
Wenckebachstraat 1
NL-1951 JZ VELSEN-NOORD, NL**

72 Inventor/es:

**HANLON, DAVID NEAL y
VAN BOHEMEN, STEFANUS MATHEUS
CORNELIS**

74 Agente/Representante:

LAZCANO GAINZA, Jesús

ES 2 535 420 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

Proceso para producir acero conformable de alta resistencia y acero conformable de alta resistencia producido con el mismo

5

Campo de la invención

La invención se relaciona con un método para producir un compuesto de bandas de acero y un compuesto de bandas de acero producido por el referido método.

10

Antecedentes de la invención

La mejora de la ductilidad con una elevada resistencia es deseable para muchos mercados.

15

En la industria automovilística, en particular, donde la legislación conduce a mejoras en la economía de combustible y seguridad, hay un movimiento hacia aceros de alta resistencia conformables, más fuertes. El acero en bandas de resistencias alta y ultra alta proporciona a los fabricantes de automóviles un potencial para disminuir el peso del cuerpo en blanco y la oportunidad para contrarrestar los incrementos de peso que surgen al pasar a vehículos eléctricos e híbridos. Adicionalmente, los aceros de resistencias alta y ultra alta juegan un papel crucial en la determinación de la valía de los choques de de vehículos de pasajeros modernos.

20

La aplicación extensiva de los aceros de resistencias alta y ultra alta requiere, en muchos casos, de niveles de conformabilidad que puedan ser superiores a los esperados para aceros de carbono-manganeso. El incremento de la ductilidad residual en las piezas formadas es beneficioso para la integridad en un choque. Como una primera aproximación, el alargamiento por tracción puede ser considerado como una medida simple de ambas conformabilidad e integridad de impacto. Consecuentemente, tal esfuerzo ha provocado el desarrollo de aceros de alta resistencia avanzados (AHSS) con una ductilidad a la tracción optimizada.

25

En el caso de los AHSS comerciales actuales, el incremento de la ductilidad se realiza, o bien usando los efectos de compuesto (Doble fase o aceros DP), o usando la transformación inducida por deformación de la austenita retenida (aceros TRIP). Ambos, el compuesto de endurecimiento y los mecanismos de plasticidad inducida por transformación, pueden incrementar de forma medible la ductilidad de los aceros predominantemente ferríticos. Sin embargo, el incremento de la ductilidad que pueda alcanzarse de esta manera se limita a aproximadamente 1.5 (para DP) a 2 (para TRIP) veces las de los aceros C-Mn convencionales, a una resistencia equivalente. Además, el nivel de resistencia que se puede alcanzar en los aceros DP y TRIP de matriz ferrítica comerciales también es limitado (el TRIP es de aproximadamente 800 MPa y el DP es de aproximadamente 1000 MPa).

30

El mejoramiento extremo de la ductilidad a la tracción también se puede alcanzar mediante la utilización de altas adiciones de aleación (predominantemente manganeso) para estabilizar la austenita (aceros TWIP o de plasticidad inducida por hermanamiento). La austenita es inherentemente más dúctil que la ferrita y el hermanamiento proporciona un mecanismo de endurecimiento por deformación muy efectivo. Tales aceros pueden alcanzar alargamientos muy altos (típicamente del 50%) a resistencias muy elevadas (típicamente de 1000 MPa). El mejoramiento del alargamiento puede ser típicamente de 5x la de un acero C-Mn convencional. Sin embargo, el límite de elasticidad es comparativamente bajo y se requieren mayores tensiones a ser impuestas uniformemente para alcanzar una alta resistencia en el componente formado. Además, los niveles extremadamente altos de aleación producen una producción a gran escala, por encima del problemático proceso convencional.

40

45

La experiencia práctica ganada durante la implementación de estas primera y segunda generaciones de AHSS ha revelado que los parámetros de formación y desempeño, más allá de los medidos en la prueba de tracción, pueden representar barreras significativas en la implementación. Particularmente, aunque exhiba alargamientos totales y de alta uniformidad, y consecuentemente una resistencia al estrechamiento durante la formación de estiramientos, las microestructuras mixtas que comprenden una distribución de fase dura en una matriz de ferrita blanda, pueden ser altamente susceptibles a la desintegración en los bordes estirados. Se sabe que la conformabilidad del borde de bajo estiramiento impone un límite práctico en la conformabilidad que de cualquier otra manera un AHSS altamente dúctil.

50

55

El documento WO2010/029983 describe un método para la fabricación de láminas de acero de alta resistencia, que comprende el laminado en caliente y después el laminado en frío de una palanquilla para formar una lámina de acero que tenga la composición en base a por ciento en masa de: 0.17%-0.73% C; 3.0% o menos de Si; 0.5%-3.0% Mn; 0.1% o menos de P; 0.07% o menos de S; 3.0% o menos de Al; 0.010% o menos de N, un balance de Fe e impurezas circunstanciales para formar láminas de acero laminadas en frío, hacer el recocido de la lámina de acero laminada en frío en la región de una sola fase de austenita por 15 segundos hasta 600 segundos, enfriar la lámina de acero laminada en frío a un primer intervalo de temperaturas de 50 °C a 300 °C a una velocidad de enfriamiento promedio de 8 °C/s o más, el calentamiento de la lámina de acero laminada en frío a un segundo intervalo de temperaturas de 350 °C a 490 °C, y mantener la lámina de acero laminado en frío en el segundo intervalo de temperaturas por 5 segundos hasta 1000 segundos.

60

65

5 Está emergiendo una nueva generación de AHSS que exhibe una ventaja en el balance resistencia-ductilidad con respecto a los aceros carbono manganeso, pero a menores niveles de aleación, y consecuentemente menor costo y mayor capacidad de procesamiento. Para esta generación de aceros también se presta más atención a otros parámetros de conformabilidad, tales como la ductilidad del borde estirado (expansividad del hoyo) y la flexibilidad. En la mayoría de los casos, las microestructuras mixtas que comprenden fases mayoritariamente duras, tales como martensita o bainita, se usan para desarrollar resistencias altas a ultra altas. Tales microestructuras uniformemente finas y duras tienden a exhibir buena expansividad de hoyo. Las composiciones de aleación caen dentro de dos categorías básicas: composiciones medias de Manganeso (Mn típicamente al 7% en peso) y aceros carbono-manganeso con composiciones medias de Carbono, con adiciones de Si y/o Al.

15 En el caso de aceros TRIP altos en Mn la austenita simplemente se estabiliza químicamente con grandes adiciones de Mn. Aunque las combinaciones de resistencia-ductilidad claramente diferenciadas se pueden alcanzar por esta vía, el procesamiento ha mostrado ser difícil dado que se desarrollan fases martensíticas quebradizas y duras en el producto intermedio. Esto hace que el procesamiento posterior, tal como el laminado en frío, sea algo difícil a las dimensiones relacionadas con el procesamiento comercial. Además, los costos de aleación son altos debido al alto contenido de manganeso.

20 Por lo tanto, el problema surge porque es difícil proporcionar una banda de acero que tenga resistencia y ductilidad de arista mejoradas.

Es un objetivo de esta invención el proporcionar un método para mejorar la resistencia y la ductilidad de arista de los aceros.

25 Es un objetivo adicional de esta invención el proporcionar un acero que tenga una resistencia y ductilidad mejoradas, en combinación con un bajo contenido de aleación.

Resumen de la invención

30 De acuerdo con el primer aspecto de la invención se proporciona un método para producir un acero templado y particionado al proporcionarse una banda de acero recocida y laminada en frío que contenga (en % en peso):

- 0.18 - 0.4% C
- 1.5 - 4.0% Mn
- 0.5 - 2.0% Si
- 0 - 1.5% Al
- 0 - 0.5% Mo
- 0 - 0.5% tri
- 0 - 0.4% V
- 0 - 0.010% Nb
- 0 - 0.005% B
- 0 - 0.015% N
- 0 - 0.08% P
- 0 - 0.01% S
- 0 - 0.06% Sb
- 0 - 0.05% Ca.
- 0 - 1.0%Cr
- 0 - 1.0% Ni
- el resto es hierro e impurezas inevitables.
-

50 en donde el proceso de recocido comprende las etapas siguientes :

- (i) recalentar la banda laminada a una temperatura de recocido T_1 de entre $A_{c3}-40$ y $A_{c3}+80$;
- (ii) mantener la banda a T_1 por un tiempo de de recocido t_1 de entre 10 y 200 segundos;
- 55 (iii) enfriar la banda recocida a una velocidad de enfriamiento CR1 a una temperatura de temple T_2 para producir una microestructura en la banda que comprenda una fracción de martensita y una fracción de austenita retenida;
- (iv) particionar el recocido de la banda enfriada a una temperatura T_3 para enriquecer la austenita en carbono por la repartición del carbono de la martensita a la fracción de austenita para un tiempo de repartición t_2 de entre 20 y 500 segundos;
- 60 (v) enfriar la banda a una velocidad de enfriamiento CR2 hasta temperatura ambiente.

5 De acuerdo con la invención una banda laminada en frío es proporcionada por los procesos convencionales y conocidos de colada, laminado en caliente y laminado en frío. El proceso de colada puede involucrar la colada de bloque grueso (el grosor del bloque entre 150 y 350 mm), colada de bloque fino (el grosor del bloque por debajo de 150 mm, generalmente entre 50 y 100 mm) o hasta colada de banda. El laminado en frío también es un proceso convencional y conocido.

10 La composición del acero de acuerdo con la invención es una composición balanceada que comprende adiciones medias de carbono y moderadas de manganeso. El acero laminado en frío se calienta para formar austenita, o bien parcialmente o totalmente, seguido de un temple a una temperatura entre la temperatura de inicio de la martensita (M_s) y la temperatura de terminación de la martensita (M_f), para crear de esa manera una cantidad controlada de martensita y de austenita retenida. Las adiciones de manganeso terminan en la estabilización de una fracción de austenita durante el enfriamiento desde la temperatura de recocido y el subsecuente enriquecimiento en carbono que estabiliza aún más la fracción de austenita. La estabilización combinada vía adiciones de C y Mn permite la formación de aleaciones con cualquiera de los dos elementos para restringir a límites razonables que conduzcan a ventajas en costos y capacidad de procesamiento. El acero se somete entonces a un tratamiento térmico para hacer la partición del carbono desde la martensita dentro de la austenita. El enriquecimiento en carbono de la fracción de austenita se alcanza por la partición desde la martensita o por la transformación bainítica a baja temperatura o, preferentemente, por una combinación de ambos. Mediante esta partición, se suprime la formación de carburos y la austenita se estabiliza ante que descomponerse. La estabilización combinada con la partición y la transformación bainítica permite que se optimicen la cantidad de austenita y la microestructura en la que se embebe. La transformación bainítica también conduce a un enriquecimiento en carbono de la austenita remanente porque se suprime la formación de carburos. Todas las composiciones se dan en por cientos en peso, salvo se indique de otra manera. La microestructura final del acero comprende martensita, bainita y austenita enriquecida en carbono y, si $T_1 < A_{c3}$, una cantidad equivalente (por el eje) de ferrita. La estabilización de la austenita termina en el acero que exhibe una ductilidad mejorada relativa a los aceros de alta resistencia tradicionales.

25 El carbono (C) proporciona una solución sólida fortificadora, mejora la capacidad de endurecimiento (permitiendo así evitar transformaciones a altas temperaturas a velocidades de enfriamiento alcanzables en líneas de recocido convencionales) y, cuando se disuelve en la austenita, promueve la retención de la austenita a temperatura ambiente. Por encima de un 0.4% en peso de C se incrementa la propensión a la formación de martensita de alto carbono quebradiza.

30 El manganeso (Mn) entrega una sustancial solución sólida fortificadora, estabiliza la austenita, lo que promueve así su retención a temperatura ambiente, y mejora la capacidad de endurecimiento al promover la formación de productos de transformación duros a velocidades de enfriamiento alcanzables en líneas de recocido convencionales. Un límite superior preferible para el contenido de manganeso es del 3.5%.

35 La adición de silicio (Si) proporciona una solución sólida fortificadora, lo que permite así alcanzar una alta resistencia y promover la estabilización de la austenita. El Si retarda muy efectivamente la formación de carburos durante el sobreenvejecimiento, lo que mantiene así carbono en la solución para la estabilización de austenita. Las fases duras y de ferrita, tales como la bainita y martensita, exhiben una ductilidad mejorada en la ausencia de carburos. El carbono libre, no atrapado en carburos, puede hacer la partición a la austenita. Para un recubrimiento aceptable la adición de Si impuesta debiera estar por debajo de un cierto nivel: el Si puede añadirse en un intervalo entre 0.5 y 1% en peso cuando se combina con una adición de Al. En ausencia de adiciones de Al por encima del nivel necesitado para la desoxidación, el Si debiera mantenerse en el intervalo entre 1 y 2% en peso.

40 El aluminio (Al) normalmente ya está adicionado al acero líquido en pequeñas cantidades de a lo sumo de 0.1% y preferentemente a lo sumo de 0.05% con el propósito de desoxidación mediante la formación de alúmina. Idealmente, el contenido total de aluminio en el acero está entre 0.01 y 0.08% si se adiciona el aluminio solo para la desoxidación. En la cantidad correcta, también proporciona una aceleración de la transformación de bainita. El Al también retarda la formación de carburos, para mantener así el carbono en solución para la partición a la austenita y promover la estabilización de la austenita. Se impone un valor máximo de 1.5% en peso con propósitos de factibilidad de la colada porque contenidos superiores de Al conducen a un envenenamiento de la escoria del molde de la colada y, consecuentemente, a un incremento en la viscosidad de la escoria del molde, lo que conduce a incorrectas transferencias de calor y lubricación durante la colada. El aluminio, por sí solo, suministra una baja resistencia. Por lo tanto, si el Al se usa por encima de los niveles de desoxidación requeridos debiera estar siempre en combinación con el Si.

45 El niobio (Nb), si se adiciona, se adiciona en pequeñas cantidades de hasta 0.1% o, con mayor más preferencia, hasta 0.05% en peso. Se adiciona para el refinamiento del grano austenítico durante el laminado en caliente. Si se combina con un programa de laminado apropiado, promueve la transformación a plenitud, y así a un tamaño de grano más fino y más homogéneo en el producto intermedio del laminado en caliente, que posteriormente se lamina en frío.

El titanio (Ti) puede usarse para formar precipitados finos en el componente ferrítico de las microestructuras mixtas,

para incrementar así la resistencia y promover la uniformidad de la resistencia a la escala microestructural y, a su vez, una buena ductilidad del borde estirado. Preferentemente, el Ti está por debajo del 0.1%.

5 El molibdeno (Mo) se usa para incrementar la capacidad de endurecimiento, para retardar así la formación de productos de transformación a alta temperatura al enfriarse a la temperatura de temple. Adiciones de Mo pueden permitir, por lo tanto, la utilización de menores velocidades de enfriamiento alcanzadas más fácilmente en líneas de producción a escala completa o para alcanzar la estructura y propiedades deseadas en una banda de calibre más pesado. El uso de Mo se debe preferir por encima del uso de Cr cuando se requiere UHS, dado que en adición al mejoramiento de la capacidad de endurecimiento, el Mo proporciona una solución sólida fortalecedora adicional. El Mo es también conocido por retardar la formación de asperezas en los precipitados fortalecedores finos, para promover así variantes fortalecedoras de precipitación de estabilidad térmica. Por razones de costos, menos de un 0.5% en peso es preferible.

15 El vanadio (V) se usa para incrementar la capacidad de endurecimiento, para retardar así la formación de productos de transformación a alta temperatura al enfriar hasta la temperatura de temple. Además, el V se puede combinar con el C o N o ambos para formar precipitados fortalecedores finos, para incrementar así la resistencia y promover una uniformidad en la resistencia a la escala microestructural en microestructuras mixtas y, a su vez, una ductilidad mejorada del borde estirado. La adición de V hasta un 0.4% en peso es efectiva. Mayores adiciones son indeseables por razones de costos y porque niveles excesivos de precipitación involucran grandes cantidades de C. Dado que se requiere C libre para la estabilización de la austenita, un V demasiado alto requiere de adiciones mayores de C. Preferentemente, el V está por debajo de 0.1%.

25 El fósforo (P) se usa para suprimir la formación de perlita durante el enfriamiento, para suprimir la formación de carburo y, de ese modo, promover la partición del carbono a la austenita lo que resulta en la estabilización de la austenita. Sin embargo, se sabe que una adición demasiado alta de P causa fragilización a las temperaturas del laminado en caliente y conduce a una dureza reducida en el UHSS martensítico. El P puede conducir a problemas en la soldadura por puntos del producto final. Por estas razones, el P se limita a un máximo de 0.08% en peso y, con mayor preferencia, a un máximo de 0.02% en peso.

30 El azufre (S) es una impureza que puede hacer quebradizo el producto intermedio o final. El S debe limitarse a un nivel máximo de 0.01% en peso y con mayor preferencia como máximo 0.005% en peso.

35 El cromo (Cr) y el níquel (Ni) se pueden usar para aumentar la capacidad de endurecimiento, para retardar así la formación de productos de transformación a alta temperatura en el enfriamiento a la temperatura de temple. Adiciones de Cr y/o Ni pueden, por lo tanto, permitir la utilización de velocidades de enfriamiento menores que se alcanzan más fácilmente en las líneas de producción a escala completa o para alcanzar la estructura y propiedades deseadas en la banda de calibre más pesado. El Cr y/o el Ni debieran limitarse a un nivel menor que el 1% en peso por razones de costos y, preferentemente, a niveles de 0.5% en peso o menos y, con mayor preferencia, por debajo de 0.1%.

40 El boro (B) puede usarse para mejorar la capacidad de endurecimiento y, en particular, para prevenir la formación de ferrita al enfriar desde una temperatura de remojo austenítico completo. El B debiera limitarse a 50 ppm porque por encima de esos niveles una mayor adición es inefectiva.

45 El antimonio (Sb) puede usarse para mejorar la humectabilidad del zinc durante el galvanizado de inmersión en caliente. La adición se debiera limitar a 0.06% en peso o menos.

50 El calcio (Ca) puede ser requerido para evitar obstrucciones durante la colada y puede ser beneficioso para modificar la morfología de la inclusión de MnS. Se sabe que las inclusiones globulares son menos perjudiciales a la ductilidad del borde estirado que las inclusiones altamente alargadas. Si se usan, entonces la adición debiera hacerse a un nivel de 30 ppm o menos. Las adiciones por encima de 0.05% conducen a la formación de inclusiones burdas en perjuicio de la ductilidad y de la dureza.

55 El nitrógeno (N) puede usarse, en combinación con V, para formar precipitados fortalecedores finos que imparten resistencia y promueven uniformidad en la resistencia a la escala microestructural y, a su vez, una buena ductilidad del borde estirado. Las adiciones debieran limitarse a 150 ppm o menos.

60 La etapa del recocido comienza con el recalentamiento a una temperatura de recocido (T_1). T_1 puede estar por encima o por debajo de Ac_3 . Si T_1 está por debajo de Ac_3 la fracción de ferrita resultante conduce a una menor resistencia y puede introducir heterogeneidad en la resistencia a la escala microestructural. Las diferencias locales de resistencia disminuyen la relación de rendimiento a resistencia a la tracción y conducen a una pobre ductilidad del borde de estirado y flexibilidad. Por lo tanto, es preferible que T_1 esté por encima de Ac_3 . En el contexto de esta invención la frase "por encima de Ac_3 " significa que la microestructura es austenítica a T_1 . Aunque la temperatura de transformación de equilibrio Ae_3 solo se determina por la composición, el valor de la correspondiente temperatura Ac_3 no es un valor constante ya que su valor depende, entre otros, de la velocidad de calentamiento durante el cual Ac_3 se mide y de la microestructura inicial del acero. Normalmente, Ac_3 se determina usando la dilatometría. Cuando la velocidad de calentamiento usada durante la dilatometría y la microestructura de la muestra en prueba son aquellas usadas en el

ES 2 535 420 T3

proceso de acuerdo con la invención, el valor de A_{c3} se puede determinar con facilidad. En la determinación de T_1 y la variación permisible alrededor de T_1 el estrechamiento del intervalo de temperatura de transformación con un incremento del contenido de C debiera ser, preferentemente, tomada en consideración como sigue:

5 $(A_{c3}-40) < T_1 \leq (A_{c3}+50)$ para el carbono entre 0.18 - 0.3% C

o

10 $(A_{c3}-20) < T_1 \leq (A_{c3}+30)$ para el carbono entre 0.3 a 0.4% C

15 Se requiere el enfriamiento rápido a T_2 (CR1) para evitar la formación de fases de transformación a temperaturas altas. La velocidad específica requerida depende de la química del acero y corresponde a la velocidad crítica de enfriamiento para evitar puntas de ferrita y perlita en el diagrama CCT pertinente. Adicionalmente, la velocidad crítica decrece con un incremento de T_1 por encima de A_{c3} . Preferentemente CR1, es decir, la velocidad de enfriamiento en el intervalo de temperatura de 800-500°C de T_1 a T_2 está entre 30 y 80 °C/s. T_2 debiera escogerse lo suficientemente baja para dar una transformación parcial a martensita, pero no tan baja como para causar la transformación completa a martensita. T_2 se selecciona para dar una fracción de volumen martensita de entre 50 y 90% (en volumen) y, preferentemente, una fracción de austenita de, al menos, 5% en volumen. La dependencia de la temperatura inicial de transformación martensítica (M_s) de la composición significa que T_2 también dependerá de la química. Preferentemente, se escoge una fracción de martensita de 60 - 85 % en volumen.

20 Se necesita mantener a T_3 para enriquecer la austenita remanente en carbono a través de una transformación bainítica o partición de carbono o ambas. Esta temperatura puede ser la misma que la temperatura de terminación del temple ($T_2=T_3$) o puede ser mayor ($T_3>T_2$). Las temperaturas de isoterma mantenidas más altas son ventajosas dado que las velocidades de difusión de carbono incrementadas pueden hacer factibles isotérmicas mantenidas más cortas. Varios procesos ocurren durante la isoterma mantenida, que incluyen el revenido de la martensita, la difusión de carbono desde la fracción de martensita a la austenita remanente, la precipitación de carburos y la formación de bainita. La presencia de una pequeña fracción de martensita se sabe que acelera la subsecuente transformación a bainita de forma que, para algunas combinaciones de aleación y la capacidad de procesamiento, son deseables temperaturas de terminación de temple por debajo de M_s . Se selecciona T_3 de forma que brinde una velocidad de transformación a bainita o una velocidad de partición adecuadas, o ambas. La temperatura específica será dependiente de la composición de la aleación y preferentemente caerá en el intervalo expresado por:

25 $(M_s-70) < T_3 \leq (M_s+150)$, y preferentemente $T_3 \leq (M_s+50)$

30 El correcto balance de la temperatura de isoterma mantenida y el tiempo de isoterma mantenida debe ser seleccionado para cada composición. Esto se puede determinar por medio de la dilatometría, como se describe a continuación en la presente.

35 La formación de carburos puede inmovilizar el carbono, el que de cualquier otra manera estaría disponible para la estabilización de la austenita y, por ello, preferentemente debiera evitarse. Además, los carburos de Fe_3C gruesos pueden conducir al deterioro de la ductilidad a la tracción y/o de la ductilidad del borde estirado. Los niveles de Si o Si/Al deben ajustarse adecuadamente para retardar la formación de carburos por la duración de la isoterma mantenida.

40 Dado que ambas, la partición de carbono que acompaña el temple de la martensita y la transformación bainítica, en presencia de suficiente Si o Si/Al, en que cada una ofrece un enriquecimiento de carbono en austenita, la explotación de ambos mecanismos en tándem es altamente beneficiosa, lo que conduce a un grado total mayor de estabilización de la austenita.

45 Cabe destacar que las propiedades óptimas no se alcanzan por simplemente ajustar el proceso para ofrecer la máxima estabilización de la austenita. Los niveles de enriquecimiento de carbono demasiados bajos para estabilizar completamente toda la austenita, pero suficientes para ofrecer una austenita alta en carbono previo al enfriamiento final, pueden conducir a la formación de martensita quebradiza. El temple excesivo de martensita puede conducir a una pérdida significativa de la resistencia y, en combinación con una insuficiente estabilización de la austenita y la formación de martensita dura nueva en el enfriamiento final, a bajos índices de rendimiento a la resistencia a la tracción.

50 Por lo tanto, se prefiere que la temperatura y el tiempo de partición se escojan tal que se optimice el enriquecimiento de carbono en la austenita, pero sin crear microestructuras perjudiciales durante la isoterma mantenida.

55 Posteriormente, para mantener a T_3 la banda se enfría a temperatura ambiente. La banda también se puede recubrir con zinc u otra capa metálica con el uso de un método adecuado de deposición, o bien en línea o en una etapa del proceso siguiente.

En una modalidad preferente la banda laminada fría contiene, al menos, 0.25% C y al menos 0.03% Al. Un límite inferior

de 0.25% en peso se sitúa para el C porque por debajo de ese nivel pueden no alcanzarse las combinaciones deseadas de resistencia y ductilidad.

En una modalidad, el uso de Si se prefiere por encima del Al, tal que se define un contenido mínimo de silicio de 1% en peso y un máximo contenido de aluminio de 0.5 % en peso. El Si proporciona un fortalecimiento sustancial, lo que permite alcanzar una resistencia ultra alta, suprime más efectivamente la formación de carburos que permite las isoterms mantenidas más largas sin la formación de grandes volúmenes de carburo de hierro grueso, y porque no acelera la formación de bainita en la misma extensión que el Al, lo que previene así de la formación excesiva de bainita y permite se alcancen mayores resistencias.

Los datos de resistencia-ductilidad para un intervalo de producciones de aceros C-Mn, que incluyen aceros formadores de ferrita y aceros martensíticos templados, han sido usados para generar una línea base de desintegración resistencia-ductilidad para aceros de banda convencionales. Los datos conforman la expresión:

$$e_{\text{calculado}} = k \frac{1}{\sqrt{UTS^3}} \quad (1)$$

donde $e_{\text{calculado}}$ es el alargamiento total (expresado como % deformación ingenieril), UTS es la resistencia a la tracción última, y k es una constante, que para piezas de prueba de tracción con un calibre de 80 mm y un grosor de 1 mm, es de 250000.

Si los alargamientos se miden para diferentes calibres o grosores, entonces se pueden convertir en un alargamiento equivalente a un calibre de 80 mm y un grosor de 1 mm o la expresión anterior se debe ajustar a los datos de la línea base medidos para una combinación calibre/grosor alternativa usando valores apropiados de las constantes. La conversión de la ductilidad a la tracción se puede realizar con el uso de procedimientos aceptados (Norma ISO 2566/1-2) cuando son conocidas las geometrías correspondientes a los alargamientos a ser calculados y medidos:

$$e_2 = e_1 \left(\frac{L_1}{L_2} \cdot \frac{\sqrt{A_2}}{\sqrt{A_1}} \right)^m \quad (2)$$

Donde e_2 es el alargamiento requerido para una longitud de calibre de L_2 con una sección transversal de A_2 , e_1 es el alargamiento conocido medido para una longitud de calibre de L_1 con una sección transversal de A_1 y el exponente m es una constante del material, asumido aquí ser igual a 0.4.

En una modalidad el acero templado y particionado tiene una índice-e de al menos 1.8, en donde el índice-e se define como $e_{\text{medido}}/e_{\text{calculado}}$ y donde e_{medido} se calcula de acuerdo con la ecuación (1) y en donde e_{medido} es el alargamiento medido a partir de una muestra de longitud de calibre de 80 mm a 1 mm de grosor (o medido a alguna otra geometría y convertido a un alargamiento equivalente sobre un calibre de 80 mm y un grosor de 1mm usando la expresión (2)).

En una modalidad la resistencia a la tracción del acero, de acuerdo con la invención, es de al menos 900 MPa. Este régimen de resistencia es de interés dado que proporciona una oportunidad significativa para bajar el calibre y es un régimen de resistencia para el que la conformabilidad es la más limitada. Los niveles de ductilidad son al menos de 1.8x o mayores que los de los aceros C-Mn convencionales a una resistencia equivalente.

Preferentemente, la relación del rendimiento a resistencia a la tracción es de 0.6 o mayor. Con mayor preferencia, la relación es de al menos 0.65 o mayor. La relación de bajo rendimiento con respecto a la resistencia a la tracción se asocian con una pobre flexibilidad y con un sensibilidad a la agrietamiento del borde. El desempeño frecuentemente depende de la resistencia al rendimiento; los componentes anti-intrusión, por ejemplo, requieren de altos límites de resistencia al rendimiento. Altas relaciones de rendimiento a la resistencia a la tracción aseguran una uniformidad en la resistencia en la parte formada, especialmente en las operaciones de conformación que aplican una tensión localizada, tal como la flexión, o la expansión de hoyo.

En una modalidad preferida de la invención el metal o aleación del metal recubridor es zinc, aluminio, magnesio o aleaciones de estos. De este modo, el acero dispone de una protección a la corrosión de sacrificio dado que el zinc y el aluminio se oxidarán preferentemente ante que el hierro en el acero.

Se ha establecido que se prefiere que la temperatura y el tiempo para hacer la partición se escojan de forma tal que se optimice el enriquecimiento de carbono en la austenita pero sin crear microestructuras perjudiciales durante la isoterma mantenida. La temperatura y el tiempo se pueden determinar usando la dilatometría como sigue:

Primero, se toma una muestra completamente de austenita y se le aplica un rápido enfriamiento a temperatura ambiente para determinar la fracción de martensita como una función de la temperatura por debajo de M_s . A

ello sigue la selección de una fracción apropiada de martensita como una función de la temperatura de temple. Para esta temperatura de temple seleccionada, el intervalo de las combinaciones de partición tiempo-temperatura que ofrece la correcta estabilización de la austenita puede determinarse como sigue. Enfriar la muestra completamente de austenita a la temperatura de temple T_2 seleccionada para producir la fracción deseada de austenita y martensita, y subsecuentemente recalentar la muestra a la T_3 de partición seleccionada y mantener la muestra a esta temperatura por un cierto tiempo de partición t_2 . El valor de t_2 puede estar entre 10 y 500 segundos, pero para propósitos prácticos en las líneas de recocido comerciales t_2 esta preferentemente en el intervalo de 20 a 180 s o hasta de 20 a 100 s. Después de la etapa de partición la muestra se puede enfriar de modo natural o aceleradamente hasta temperatura ambiente; no se requiere de un temple rápido. Si durante este enfriamiento la curva de dilatación muestra que se reinicia la formación de martensita a una temperatura en el intervalo desde $(M_s - 20)$ a 120°C , entonces se ha alcanzado un correcto grado de estabilización. En el caso que la formación de martensita recomience a una temperatura $<120^\circ\text{C}$, significa que la estabilización es demasiado fuerte y la martensita tiene un contenido de carbono muy alto comparado con la concentración gruesa. En el otro caso en que la formación de martensita recomience a una temperatura menor que 20°C por debajo de M_s , la estabilización no es suficiente. Estos experimentos necesitan ser repetidos para diferentes tiempos de partición para encontrar los tiempos que correspondan a las dos condiciones de frontera límites para la temperatura de partición seleccionada.

Al variar la temperatura de partición T_3 y repetir lo anterior, también variará el tiempo de partición requerido. Un incremento en la temperatura de partición resulta en un decremento en el tiempo de partición t_2 y en un mayor grado de revenido de la martensita formada durante el temple.

En una modalidad preferida de la invención el recubrimiento metálico es proporcionado por un galvanizado por inmersión en caliente o por electrogalvanizado.

Breve descripción de los dibujos

La invención se aclarará ahora en forma de un ejemplo que hace referencia a las figuras acompañantes y a los ejemplos.

La Figura 1 muestra el programa de recocido esquemático que indica los significados de T_1 , T_2 y T_3 , t_1 y t_2 , y de CR1 y CR2.

Las Figuras 2a y 2b muestran un juego de resultados de los experimentos dilatométricos para determinar la temperatura de temple y el tiempo de partición. La Figura 2a muestra la temperatura como una función del tiempo para un acero que tenga 3.5% Mn que se ha templado a una temperatura de temple de 280°C y recalentado a una temperatura de partición de 330°C (triángulo) y de 440°C (círculo). La muestra se mantuvo a la temperatura de partición por 20 segundos. La temperatura de temple resultante en la cantidad requerida de martensita se determina en base a la curva base (NC-III, cuadrado). La Figura 2b muestra la dilatación de las muestras para estas condiciones. La curva base, con un temple completo a la temperatura ambiente permite determinar M_s (unos 315°C). La etapa de partición por 20 s a 330°C muestra que no hay dilatación de la muestra, lo que significa que no se formó bainita, al carbono se le hizo la partición y la martensita solo fue revenida marginalmente. La transformación a martensita se reinicia a temperaturas menores que la temperatura de temple de 280°C , específicamente a 250°C , lo que indica que la austenita se ha estabilizado debido a la partición de carbono. Tiempos de partición incrementados a 330°C muestran que la transformación a martensita se reinicia a temperaturas menores que 250°C . La dilatación observada durante el recocido de la muestra para 20 s a 440°C significa que se formó bainita. Al mismo tiempo, al carbono se le hace la partición y la martensita es revenida. La consecuencia de esta alta temperatura de partición es que la martensita es revenida severamente. Debido a la transformación bainítica y a la partición de carbono, la austenita se enriquece fuertemente en carbono, lo que se refleja en una temperatura de inicio relativamente baja de la martensita, de aproximadamente 150°C durante el segundo temple, después de la partición a 440°C . Esta última martensita es muy dura y quebradiza y, por lo tanto, es indeseable. Al variar el tiempo de partición y la temperatura de partición se puede determinar la combinación óptima.

La Tabla 2 muestra los resultados de varios ciclos térmicos con los aceros de la Tabla 1. Estos resultados muestran que (I-VI):

I. El deseado balance de propiedades no se alcanza para procesar adiciones con C y Mn al nivel de los aceros TRIP comerciales actuales (composición G). G ofrece una extensión muy grande de ductilidad (típicamente 2.2 veces la de un acero C-Mn convencional) para resistencias en el intervalo de 850 a 1050 MPa. Sin embargo, esto solo es cierto cuando la temperatura de recocido T_1 se escoge por debajo del intervalo preferido, (Ac_3-40 a Ac_3+40), tal que una alta fracción de ferrita es retenida en la estructura final. De la tabla 2 es evidente que, en estos casos (ciclos 31-32), aunque la ductilidad esté al nivel deseado, la relación de YS respecto a UTS cae por debajo del nivel deseado hasta aproximadamente 0.4.

Cuando el recocido se realiza con T_1 dentro del intervalo reivindicado, el temple directo a temperatura ambiente y el temple directo a temperatura ambiente seguido por una isoterma mantenida a una temperatura superior (es

decir, temple convencional y revenido como en el ciclo 25) se ofrecen fortalezas en el intervalo deseado, pero no se ofrece una ductilidad por encima del nivel mínimo deseado.

5 Cuando el recocido se realiza con T_1 dentro del intervalo reivindicado (ciclos 26-30 y 33) pueden alcanzarse fortalezas en el intervalo de 1000-1300 MPa pero el nivel deseado de ductilidad no se alcanza. Las variantes de procesamiento de recocido a T_1 dentro del intervalo reivindicado, templadas subsecuentemente a una T_2 baja para dar fracciones altas de martensita (en los ejemplos 85-93%) después del temple y seguido por una isoterma a una temperatura más alta (tabla 3 ciclos 28-30) no ofrecen el nivel de ductilidad deseado.

10 Las variantes de procesamiento de recocido a T_1 dentro del intervalo reivindicado, templadas subsecuentemente a una T_2 baja para dar fracciones altas de martensita después del temple seguido por una isoterma a la misma temperatura (ciclo 26) no ofrecen el nivel de ductilidad deseado. Las variantes de procesamiento de recocido a T_1 dentro del intervalo reivindicado, templadas subsecuentemente a una T_2 alta para dar fracciones bajas de martensita (en el ejemplo 50%) después del temple seguido por una isoterma a la misma temperatura (ciclo 27) no ofrecen el nivel de ductilidad deseado.

15 II. El reemplazamiento completo de Si con Al ofrece resistencia y ductilidad por debajo del mínimo deseado: La composición A cuando es directamente templada a temperatura ambiente ofrece resistencia en el intervalo deseado pero con la ductilidad por debajo del mínimo deseado (ciclo 4). La composición A cuando es templada a una T_2 por encima de la temperatura M_s y sometida a una isoterma mantenida a la misma temperatura ofrece una resistencia grandemente por debajo del intervalo deseado y una ductilidad por debajo del mínimo deseado (ciclo 3). La composición A cuando es templada a una T_2 por debajo de la temperatura M_s y sometidas a una isoterma mantenida a alguna temperatura más alta ofrece resistencias en el intervalo aproximado de 950 a 1000 MPa y ductilidades por debajo del mínimo deseado (ciclos térmicos 1-2).

20 III. La adición de C y/o Mn a niveles por encima del encontrado en los aceros de banda comerciales actuales no posibilita el balance de resistencia ductilidad deseado que se alcanza en un proceso de temple y revenido convencional. Para las composiciones B, C, D, E, F, y H que utilicen un temple directo o un temple directo seguido de una isoterma mantenida a alguna temperatura más alta (es decir, un temple y revenido convencionales) ofrecen resistencias en el intervalo deseado pero una ductilidad menor que el mínimo requerido (ciclos 9, 14, 25, 19, 24, 38).

25 IV. La adición de C y/o Mn posibilita el balance resistencia ductilidad deseado a alcanzarse cuando T_2 está por encima del intervalo preferido, pero solo cuando la duración de la isoterma mantenida es inaceptablemente larga para un proceso convencional. Las composiciones B, C, D, F y H posibilitan, cada una, el intervalo de propiedades deseado a alcanzarse aún si T_2 se ajusta de forma tal que no se forme martensita durante el temple inicial (ciclos 8, 12, 13, 16, 17, 36 y 37), pero en todos los casos, el tiempo de isoterma mantenidas a T_3 es inaceptablemente largo para ser práctico o económico en un proceso continuo de recocido.

30 V. La adición de C y/o Mn posibilita el balance resistencia ductilidad deseado a alcanzarse cuando el procesamiento se realiza de una manera preferida al usar una temperatura de temple (T_2) por debajo de M_s y una combinación adecuada de la temperatura de isoterma mantenida (T_3) y de tiempo. Las composiciones B, D y F posibilitan, cada una, el intervalo de propiedades deseado a alcanzarse si T_2 se ajusta de forma tal que la fracción deseada de martensita se forma durante el temple inicial (ciclos 6, 15, 22) y si una temperatura de isoterma mantenida (T_3) y el tiempo mantenido a esta temperatura se ajustan a niveles adecuados.

35 VI. La adición de C mayor que 0.4% en peso conduce a un quebramiento cuando el procesamiento se realiza de acuerdo con la ruta preferida. Las composiciones C y H, cada una, retornan a resultados de ductilidad efectivamente cero cuando se someten a un procesamiento que involucre un temple profundo (T_2 bajo) y tiempos de isoterma mantenida a T_3 lo suficientemente cortos para procesos CA convencionales (ciclos 10-11 y 34-35) debido a la formación de martensita, rica en carbono y quebradiza, en la estructura final.

Tabla 1 – Composiciones de aleaciones (tratadas con Ca)

	C %	Mn %	Si %	Al _{tec} %	B ppm	Ti %	N ppm	P %	S %	Nb %	Cr %	Mo %	Ni %	Cu %	V %	Sn %
A	0.228	1.68	0.01	1.42	<2	0.001	55	0.004	0.007	<0.002	0.019	0.009	0.015	0.008	0.002	0.003
B	0.310	1.66	1.47	0.04	<2	0.002	63	0.004	0.008	<0.002	0.017	0.003	0.015	0.011	0.002	0.003
C	0.413	1.67	1.48	0.03	<2	0.002	67	0.003	0.009	<0.002	0.016	0.003	0.015	0.011	0.002	0.003
D	0.288	2.39	1.76	0.02	<2	0.002	59	0.003	0.007	<0.002	0.016	0.003	0.015	0.011	0.003	0.003
E	0.204	1.72	1.43	0.02	22	0.029	54	0.003	0.006	<0.002	0.039	0.004	0.016	0.011	0.003	0.003
F	0.195	3.50	1.54	0.01	<2	0.002	62	0.006	0.006	0.001	0.036	0.004	0.080	0.018	0.018	0.003
G	0.200	1.65	1.53	0.02	<2	0.006	51	0.011	0.004	0.001	0.026	0.002	0.024	0.014	0.005	0.006
H	0.582	1.54	1.42	0.03	<2	0.002	84	0.004	0.010	<0.002	0.017	0.005	0.016	0.012	0.001	0.003
I	0.204	1.72	1.43	0.02	<2	0.002	54	0.003	0.006	0.029	0.039	0.004	0.016	0.011	0.003	0.003
J	0.228	1.68	0.61	1.42	<2	0.001	55	0.004	0.007	<0.002	0.019	0.009	0.015	0.008	0.002	0.003

*(las celdas negras no están de acuerdo con la invención)

Tabla 2 – Parámetros de procesamiento y propiedades mecánicas

	Ciclo	Ac3 (°C)	Ms (°C)	T1 (°C)	T2 (°C)	T3 (°C)	t2 (s)	YS (MPa)	UTS (MPa)	YS/UTS (-)	Indice e (-)	Comparativo/Inventivo	Comentario
A	1	1000	420	1080	240	400	60	766	952	0.80	0.6	C	Ductilidad baja
A	2	1000	420	1080	320	400	60	809	1004	0.81	0.6	C	Ductilidad baja
A	3	1000	420	1080	430	430	60	434	573	0.76	0.7	C	Ductilidad y resistencia baja
A	4	1000	420	1080	20	NA	NA	925	1335	0.69	1.1	C	Ductilidad baja
B	5	855	330	880	200	350	60	734	1324	0.55	1.9	C	YS/UTS baja
B	6	855	330	880	220	450	60	849	1137	0.75	1.9	I	Ejemplo inventivo
B	7	855	330	920	370	370	480	543	1018	0.53	2.2	C	YS/UTS baja
B	8	855	330	820	370	370	600	588	926	0.63	2.1	C	t ₂ demasiado largo
B	9	855	330	920	20	450	300	1317	1363	0.97	1.1	C	Ductilidad baja
C	10	825	300	860	180	320	60	879	1344	0.65	0.2	C	Ductilidad baja
C	11	825	260	800	200	400	60	606	1098	0.55	0.3	C	Ductilidad baja
C	12	825	300	860	340	340	900	1012	1414	0.72	2.4	I	t ₂ demasiado largo
C	13	825	260	800	350	350	900	975	1305	0.75	3.5	I	t ₂ demasiado largo
C	14	825	300	860	20	NA	NA	833	954	0.87	0.0	C	Ductilidad baja
D	15	855	325	900	200	350	60	1196	1576	0.76	1.8	I	Ejemplo inventivo

Ciclo	Ac3 (°C)	Ms (°C)	T1 (°C)	T2 (°C)	T3 (°C)	t2 (s)	YS (MPa)	UTS (MPa)	YS/UTS (-)	Indice e (-)	Comparativo/ Inventivo	Comentario
D 16	855	300	810	370	370	900	860	1273	0.68	2.5	I	t ₂ demasiado largo
D 17	855	325	880	360	360	900	770	1179	0.65	1.9	I	t ₂ demasiado largo
D 18	855	325	900	20	450	300	1306	1420	0.92	1.2	C	Ductilidad baja
E 19	895	370	930	20	450	300	1153	1193	0.97	1.0	C	Ductilidad baja
E 20	895	370	930	410	410	180	809	1169	0.69	1.5	C	Ductilidad baja
F 21	840	315	870	270	450	20	780	1426	0.55	1.4	C	Ductilidad baja
F 22	840	315	870	270	350	20	1057	1565	0.68	1.8	I	Ejemplo inventivo
F 23	840	315	870	360	360	900	790	1500	0.53	1.7	C	Ductilidad baja
F 24	840	315	870	20	NA	NA	1220	1709	0.71	1.6	C	Ductilidad baja
G 25	895	380	900	20	350	60	987	1269	0.78	1.1	C	Ductilidad baja
G 26	895	380	900	250	250	60	934	1461	0.64	1.5	C	Ductilidad baja
G 27	895	380	900	350	350	60	929	1335	0.70	0.7	C	Ductilidad baja
G 28	895	380	900	240	350	60	1078	1298	0.83	1.0	C	Ductilidad baja
G 29	895	380	900	240	450	60	1063	1176	0.90	1.2	C	Ductilidad baja
G 30	895	380	900	280	400	60	1105	1246	0.89	1.0	C	Ductilidad baja
G 31	895	350	850	240	350	60	431	1020	0.42	2.2	C	YS/UTS bajos
G 32	895	350	850	280	400	60	421	876	0.48	2.2	C	YS/UTS bajos
G 33	895	380	900	420	420	60	754	986	0.76	1.4	C	Ductilidad baja
H 34	795	230	830	100	300	60	1095	1208	0.91	0.1	C	Ductilidad baja
H 35	795	230	780	120	300	60	763	854	0.89	0.0	C	Ductilidad baja
H 36	795	230	830	320	320	1800	1126	1524	0.74	2.9	I	t ₂ demasiado largo
H 37	795	230	780	320	330	1800	1145	1437	0.80	3.4	I	t ₂ demasiado largo
H 38	795	230	830	20	450	300	1591	1645	0.97	1.4	C	Ductilidad baja

REIVINDICACIONES

1. Un método para producir un acero templado y particionado al proporcionar una banda de acero laminada y recocida en frío que contiene (% en peso):
- 0.18 - 0.4% C
 - 1.5 - 4.0% Mn
 - 0.5 - 2.0% Si
 - 0-1.5% Al
 - 0-0.5% Mo
 - 0-0.5% Ti
 - 0 - 0.1% V
 - 0 - 0.010% Nb
 - 0 - 0.005% B
 - 0 - 0.015% N
 - 0 - 0.08% P
 - 0 - 0.01% S
 - 0-0.06% Sb
 - 0-0.05% Ca
 - 0 - 0.5%Cr
 - 0-1.0% Ni
 - el resto es hierro e impurezas inevitables.
- en donde el proceso de recocido comprende las siguientes etapas:
- (i) recalentar la banda laminada a una temperatura de recocido T_1 entre Ac_3-40 y Ac_3+80 ;
 - (ii) mantener la banda a T_1 por un tiempo de recocido t_1 entre 10 y 200 segundos;
 - (iii) enfriar la banda recocida a la velocidad crítica de enfriamiento CR1 para evitar la formación de ferrita y perlita a una temperatura de temple T_2 para producir una microestructura en la banda que comprende una fracción de martensita y una fracción de austenita retenida;
 - (iv) reparticionar el recocido de la banda enfriada a una temperatura T_3 para enriquecer la austenita en carbono por la repartición de carbono desde la martensita a la fracción de austenita por un tiempo de repartición t_2 entre 20 y 500 segundos, en donde una fracción de martensita está entre 60 y 90% de la microestructura al comenzar el recocido y en la repartición caracterizados por $(Ms-70) < T_3 \leq (Ms+50)$
 - (v) enfriar la banda a una velocidad de enfriamiento CR2 hasta temperatura ambiente.
2. Un método de acuerdo con la reivindicación 1 en donde CR1 es al menos 30°C/s.
3. Un método de acuerdo con la reivindicación 1 o 2 en donde la fracción de martensita es como máximo 85% de la microestructura al inicio del recocido de repartición.
4. Un método de acuerdo con cualquiera de las reivindicaciones precedentes en donde $(Ac_3-40) < T_1 \leq (Ac_3+50)$ para el carbono entre 0.18 - 0.3% C o $(Ac_3-20) < T_1 \leq (Ac_3+30)$ para el carbono entre 0.3 a 0.4% C
5. Un método de acuerdo con cualquiera de las reivindicaciones precedentes en donde T_1 está por encima de Ac_3 .
6. Un método de acuerdo con cualquiera de las reivindicaciones precedentes en donde la banda laminada en frío contiene como máximo 0.5% de Al.
7. Un método de acuerdo con cualquiera de las reivindicaciones precedentes en donde la banda laminada en frío contiene al menos 0.25% C y al menos 0.01% de Al.
8. Un método de acuerdo con cualquiera de las reivindicaciones precedentes en donde T_2 igual a T_3 .
9. Un método de acuerdo con cualquiera de las reivindicaciones 1 a 7 en donde T_2 es inferior a T_3 .
10. Un método de acuerdo con cualquiera de las reivindicaciones precedentes en donde la banda recocida y laminada en frío se recubre con una o más capas metálicas, preferentemente caracterizado porque la etapa que proporciona el recubrimiento metálico es por galvanizado por inmersión en caliente o electrogalvanizado.
11. La banda de acero producida por cualquiera de las reivindicaciones 1 a 10 en donde el acero tiene una microestructura que contiene, al menos, 5% de austenita, en donde la microestructura contiene 60 a 90 % (en volumen) de martensita tratada térmicamente y en donde un índice-e de al menos 1.8 y una resistencia a la

tracción (UTS) de al menos 900 MPa, en donde el índice-e se define como $e_{\text{medido}}/e_{\text{calculado}}$ y donde $e_{\text{calculado}}$ se calcularon de acuerdo con:

5
$$e_{\text{calculado}} = k \frac{1}{\sqrt{UTS^3}} \quad (1)$$

10 y en donde "medido" es el alargamiento medido de una muestra de longitud de calibre 80 mm a un grosor de 1 mm, o en donde e_{medido} es el alargamiento medido a alguna otra geometría y es convertido a un alargamiento equivalente a un calibre de 80 mm a un grosor de 1 mm usando:

$$e_2 = e_1 \left(\frac{L_1}{L_2} \cdot \frac{\sqrt{A_2}}{\sqrt{A_1}} \right)^m \quad (2)$$

- 15
12. La banda de acero de acuerdo con la reivindicación 11 en donde la microestructura contiene más aún una o más de bainita, martensita, martensita templada, ferrita, carburos finos.
- 20
13. La banda de acero de acuerdo con la reivindicación 11 o 12 en donde la microestructura no contiene ferrita y/o cementita burda.
14. La banda de acero de acuerdo con cualquiera de las reivindicaciones 11 a 13 en donde la relación de rendimiento a resistencia a la tracción es de al menos 0.6.

25

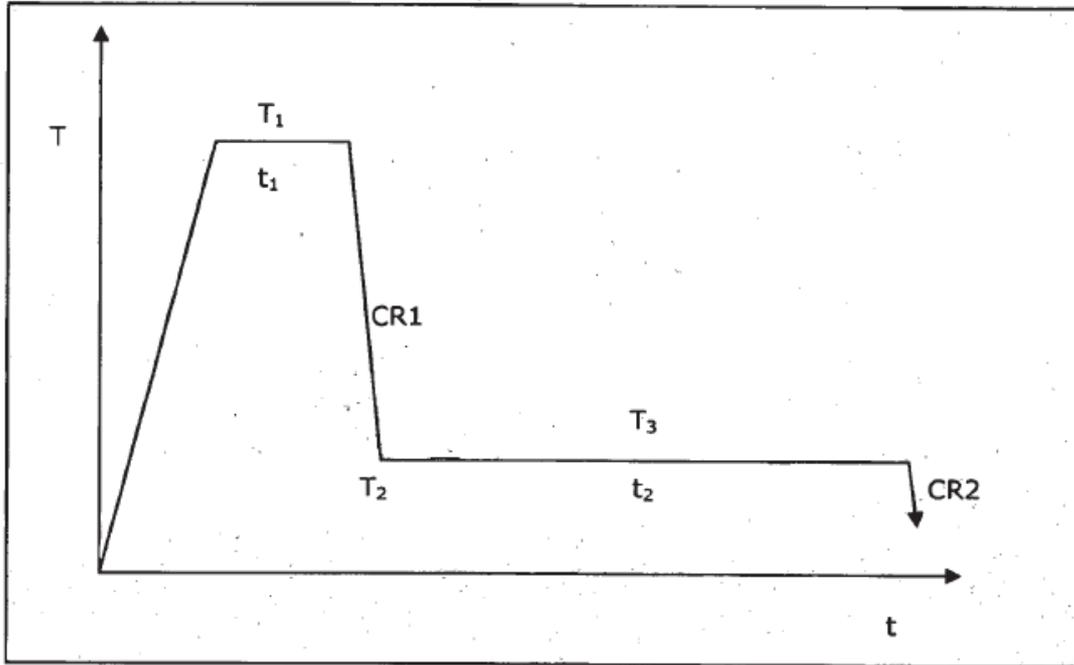


Figura 1

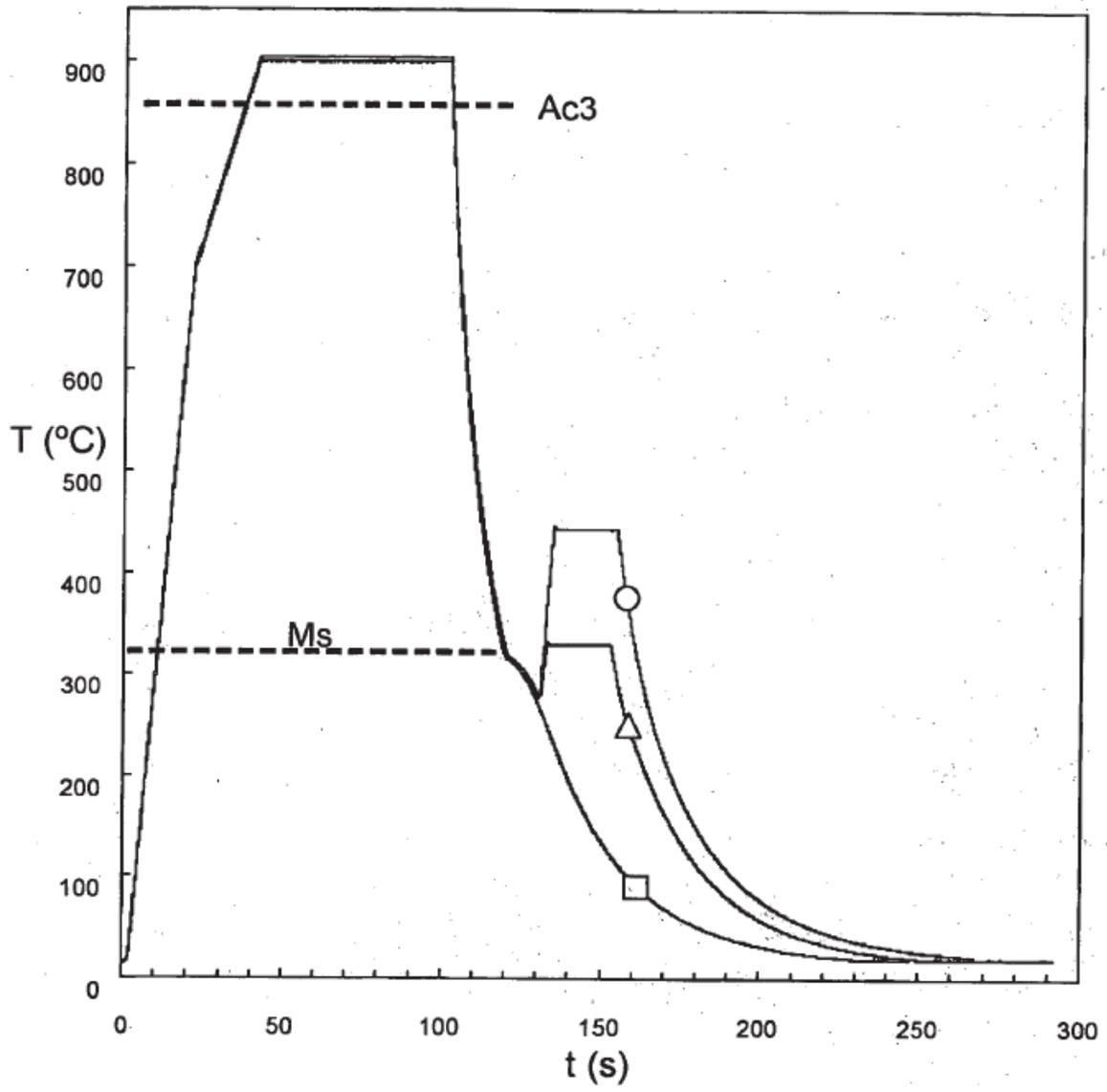


Figura 2(a)

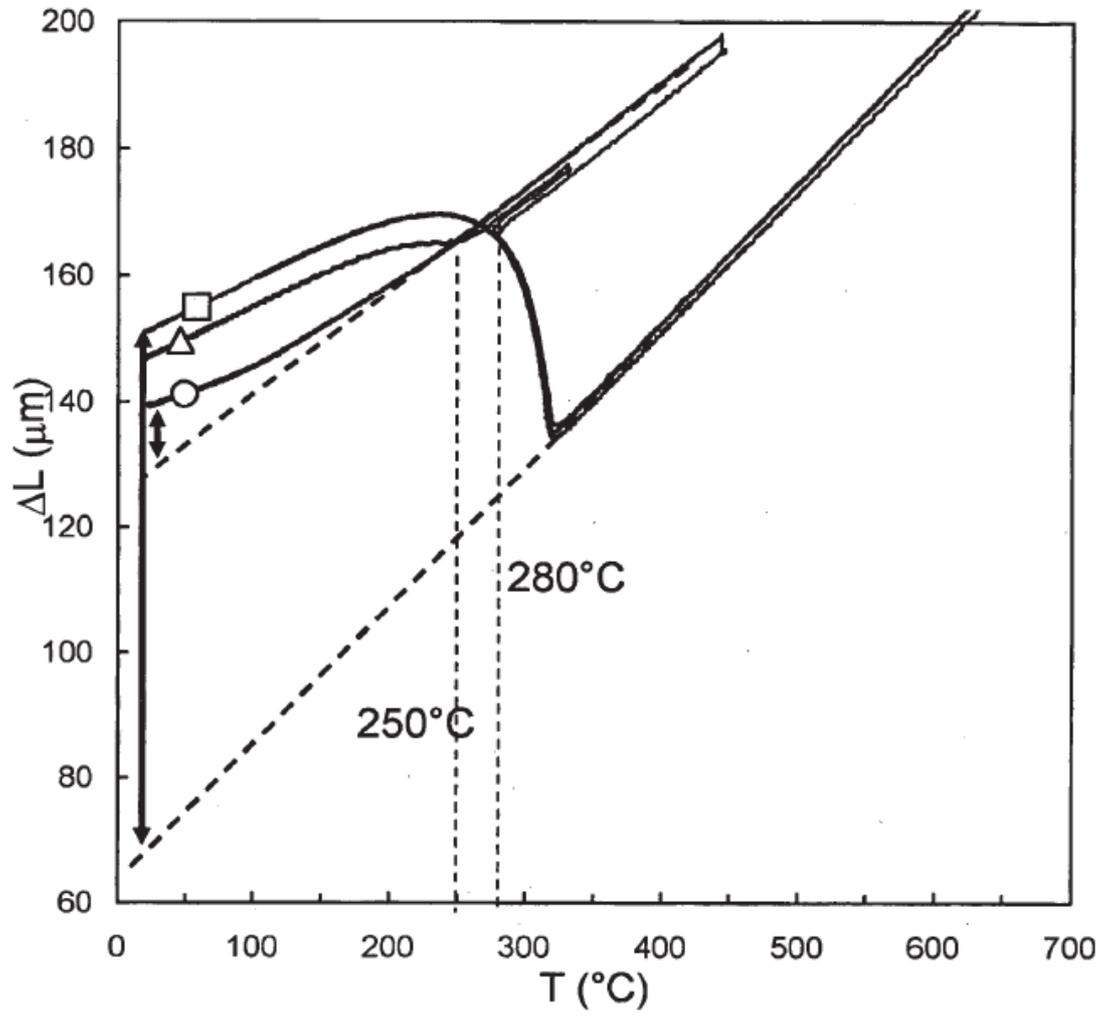


Figura 2(b)