

19



OFICINA ESPAÑOLA DE
PATENTES Y MARCAS

ESPAÑA



11 Número de publicación: **2 625 754**

51 Int. Cl.:

C22C 38/00 (2006.01)

12

TRADUCCIÓN DE PATENTE EUROPEA

T3

86 Fecha de presentación y número de la solicitud internacional: **14.02.2014 PCT/EP2014/000400**

87 Fecha y número de publicación internacional: **18.09.2014 WO14139625**

96 Fecha de presentación y número de la solicitud europea: **14.02.2014 E 14706477 (8)**

97 Fecha y número de publicación de la concesión europea: **05.04.2017 EP 2971209**

54 Título: **Fleje de acero de fase compleja galvanizado por inmersión en caliente de alta resistencia**

30 Prioridad:

11.03.2013 EP 13001215

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

20.07.2017

73 Titular/es:

**TATA STEEL IJMUIDEN BV (100.0%)
Wenckebachstraat1
NL-1951 JZ VELSEN-NOORD, NL**

72 Inventor/es:

ENNIS, BERNARD, LEO

74 Agente/Representante:

SÁEZ MAESO, Ana

ES 2 625 754 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

Fleje de acero de fase compleja galvanizado por inmersión en caliente de alta resistencia

5 La invención se relaciona con un fleje de acero de fase compleja galvanizado por inmersión en caliente de alta resistencia que tiene mejor conformabilidad, tal como se usa en la industria automotriz.

Tales flejes de acero se describen, por ejemplo, en el documento EP 1 808 505 A1.

10 Los materiales de acero de fase compleja de la técnica anterior han mostrado una mejor ductilidad del borde como se indica por los valores del coeficiente de expansión del agujero (HEC) y del Índice de Erichsen (EI) comparados con las categorías de acero de fase dual. Sin embargo, generalmente esta mejora se logró a expensas de los parámetros más generales de ductilidad como elongación uniforme máxima y elongación total máxima. Por ejemplo, las categorías de

15 máxima de aproximadamente 10 %. Como consecuencia, la complejidad de artículos conformados fabricados a partir de tales categorías de acero, por ejemplo, los que se obtienen por estiramiento profundo y estampado, es limitada.

Por lo tanto, la presente invención tiene como finalidad proporcionar un fleje de acero de alta resistencia que tiene una microestructura de fase compleja, que muestra una mejor versatilidad con respecto a la complejidad de formas de los

20 artículos que se hacen de un fleje de este tipo.

Es un objeto de la presente invención proporcionar un fleje de acero de alta resistencia que muestre una microestructura de fase compleja y que tenga una mejor ductilidad.

25 Otro objeto de la presente invención es proporcionar un fleje de acero tal, que retenga esencialmente el desempeño de la ductilidad del borde en un nivel suficiente.

Aún otro objeto de la presente invención es proporcionar un método de fabricación para fabricar un fleje de acero de este tipo.

30

De acuerdo con la invención se proporciona un fleje de acero de fase compleja galvanizado por inmersión en caliente de alta resistencia, el fleje que consiste, en porcentaje en masa, en los siguientes elementos:

0,13 - 0,19 % de C

1,70 - 2,50 % de Mn

35 máx 0,15 % de Si

0,40 - 1,00 % de Al

0,05 - 0,25 % de Cr

0,01 - 0,05 % de Nb

máx 0,10 % de P

40 máx 0,004 % de Ca

máx 0,05 % de S

máx 0,007 % de N

y opcionalmente al menos uno de los siguientes elementos:

máx 0,50 % de Ti

45 máx 0,40 % de V

máx 0,50 % de Mo

máx 0,50 % de Ni

máx 0,50 % de Cu

máx 0,005 % de B

50 el equilibrio que sea de Fe e impurezas inevitables, en donde $0,40 \% < Al + Si < 1,05 \%$ y $Mn + Cr > 1,90 \%$,

y que tiene una microestructura de fase compleja, en porcentaje en volumen, que comprende:

8-12 % de austenita retenida, 20 - 50 % de bainita, menos de 10 % de martensita, y el resto que es ferrita.

55 Se encontró que un fleje de acero de alta resistencia de acuerdo con la invención muestra una combinación de alta resistencia y conformabilidad, en elongación y ductilidad del borde particulares. Estas propiedades favorables permiten que un fleje de acero de acuerdo con la invención sea procesado para artículos conformados complejos.

60 Respecto a la composición, se encontró que un contenido relativamente alto de silicio deteriora la capacidad de procesamiento del fleje de acero. Tradicionalmente se usa Si para efectuar el efecto TRIP, debido al retraso en la formación de carburo en presencia de Si que conduce al enriquecimiento en carbono y, por consiguiente, a la estabilización de la austenita a temperatura ambiente. Las desventajas del Si son que en cantidades muy elevadas (por encima de 0,4 % en peso interfiere con la humectabilidad del cinc, lo que hace imposible la galvanización en todas las líneas de recocido continuo tradicionales. También se demostró en la técnica anterior, por ejemplo, EP 1 889 935 A1,

65 que el Si puede remplazarse por cantidades relativamente altas de Al. La presente invención muestra que la adición de Si puede omitirse y mantener el Al al mínimo mediante una selección cuidadosa del contenido de Cr y con la adición de

Nb. En este caso se produce un fleje que tiene bajas cargas de laminación en caliente lo que permite una capacidad dimensional más ancha y delgada. Sin embargo, el silicio usualmente está presente en cantidades en trazas debido a la adición de manganeso. Por esta razón, el contenido máximo de silicio se fija en 0,15 % de Si. Por encima de esta cantidad de silicio, las cargas de laminación en el laminador de flejes en caliente son elevadas. Una cantidad de silicio por debajo de 0,15 % hace posible fabricar flejes de acero anchos y delgados.

Además, la composición del fleje de acero de acuerdo con la invención es tal que la conformabilidad del acero es buena y no se produce estrechamiento, y que la ductilidad del borde de las partes prensadas es tal que no se produce agrietamiento.

La razón para las cantidades de los principales elementos constitutivos es como sigue.

C: 0,13 - 0,19 % en masa. El carbono tiene que estar presente en una cantidad que sea suficientemente alta para asegurar la templabilidad a velocidades de enfriamiento disponibles en una línea convencional de recocido/galvanización. El carbono libre permite, además, la estabilización de la austenita, que ofrece un mejor potencial de endurecimiento por deformación y una buena conformabilidad para el nivel de resistencia resultante. Por estas razones se desea un límite inferior de 0,13 % en masa. Para garantizar una buena capacidad de soldadura el nivel de carbono máximo es de 0,19% en masa.

Mn: 1,70 - 2,50 % en masa. El manganeso se añade para aumentar la templabilidad dentro de la capacidad de velocidad de enfriamiento de una línea convencional de recocido continuo/galvanización. El manganeso contribuye, además, al fortalecimiento de la solución sólida la cual aumenta la resistencia a la tracción y fortalece la fase de ferrita, lo que ayuda así a estabilizar la austenita retenida. El manganeso reduce el intervalo de temperatura de transformación de austenita en ferrita del acero de fase compleja, lo que reduce así la temperatura de recocido requerida a niveles que pueden alcanzarse fácilmente en una línea convencional de recocido continuo/galvanización. Por las razones anteriores se necesita un límite inferior de 1,70 % en masa. Un nivel máximo de 2.50 % en masa se impone para asegurar las fuerzas de laminación aceptables en el laminador en caliente, y para asegurar las fuerzas de laminación aceptables en el laminador en frío, al asegurar la transformación suficiente del acero de fase compleja en productos de transformación blandos (específicamente ferrita). Este nivel máximo es además significativo en vista de la segregación más fuerte durante la colada y la formación de una banda de martensita en el fleje a valores más altos.

Al: 0,40 - 1,00 % en masa. El aluminio se añade al acero líquido con el fin de desoxidación. En la cantidad correcta se proporciona, además, una aceleración de la transformación en bainita, lo que permite así la formación de bainita dentro de las restricciones de tiempo impuestas por la sección de recocido de una línea convencional de recocido continuo/galvanización. El aluminio además retarda la formación de carburos lo que mantiene así el carbono en solución, que provoca así la partición en austenita durante el sobrevejecimiento, y se promueve la estabilización de la austenita. Por las razones anteriores se requiere un nivel inferior de 0,40 % en masa. Se impone un nivel máximo de 1,00 % en masa para la moldeabilidad, ya que contenidos altos de aluminio conducen a un envenenamiento de la escoria del molde de colada y en consecuencia un incremento en la viscosidad de la escoria del molde, lo que conduce a transferencias de calor y lubricación incorrectas durante la colada.

Cr: 0,05 - 0,25 % en masa. Se añade cromo para aumentar la templabilidad. El cromo forma ferrita y suprime la formación de carburos, lo que mejora así la formación de austenita retenida. Por las razones anteriores, se requiere un nivel inferior de 0,05 % en masa. Un nivel máximo es 0.25 % en masa para garantizar un decapado satisfactorio del fleje de acero, y para mantener el costo del fleje suficientemente bajo. Además, el cromo retarda la transformación en bainita, y por tanto se limita la adición de cromo para permitir la formación de bainita durante el sobrevejecimiento isotérmico.

Ca: máx 0,004 % en masa. La adición de calcio modifica la morfología de las inclusiones de sulfuro de manganeso. Cuando se añade calcio las inclusiones adquieren una forma globular en lugar de alargada. Las inclusiones alargadas, denominadas además vetas, pueden actuar como planos de debilidad a lo largo de los cuales puede ocurrir desgarro laminar y fractura de la delaminación. La evasión de vetas es beneficiosa para los procesos de formación de láminas de acero que implican la expansión de los agujeros o el estiramiento de rebordes y promueve la formación de comportamiento isotrópico. El tratamiento con calcio evita además la formación de inclusiones de alúmina abrasiva, duras, angulares, en tipos de acero desoxidado con aluminio, lo que forma en su lugar inclusiones de aluminato de calcio, que son más suaves y globulares a las temperaturas de laminación, lo que mejora de esta manera las características de procesamiento del material. En las máquinas de colada continua, algunas inclusiones que ocurren en el acero fundido tienen una tendencia a bloquear a la tobera, lo que resulta en la pérdida de producción y mayores costos. El tratamiento con calcio reduce la propensión a la obstrucción al promover la formación de especies de punto de fusión bajo que no obstruirán las toberas del fundidor.

P: máx 0,10 % en masa. El fósforo interfiere con la formación de carburos, y por lo tanto algo de fósforo en el acero es ventajoso. Sin embargo, el fósforo puede hacer frágil el acero en la soldadura, por lo que la cantidad de fósforo debe ser cuidadosamente controlada, especialmente en combinación con otros elementos que producen fragilidad tales como azufre y nitrógeno.

El azufre y el nitrógeno están presentes en cantidades bajas ya que estos elementos son perjudiciales para la soldabilidad.

5 El niobio se añade en una cantidad entre 0,01 y 0,05 % en masa para el refinamiento del grano y la conformabilidad. El niobio promueve la transformación en la mesa transportadora y proporciona así un producto intermedio más suave y homogéneo. El niobio suprime aún más la formación de martensita a temperaturas de sobrevejecimiento isotérmico, lo que promueve de esta manera la estabilización de la austenita retenida.

10 Los elementos opcionales se añaden principalmente para fortalecer el acero.

15 Adicionalmente a las razones expuestas anteriormente, los intervalos para el aluminio, el cromo y el manganeso se eligen de manera que se encuentre un equilibrio correcto para suministrar la transformación completa en la mesa transportadora para garantizar el fleje de acero que pueda laminarse en frío, y para proporcionar una estructura de partida que permita la disolución rápida del carbono en la línea de recocido para promover la templabilidad y el comportamiento correcto de transformación ferrítica/bainítica. Además, puesto que el aluminio acelera y el cromo desacelera la transformación bainítica, tiene que existir un equilibrio adecuado entre el aluminio y el cromo para producir la cantidad adecuada de bainita dentro de los plazos permitidos por una línea de galvanizado por inmersión en caliente convencional con una sección de excedentes restringida.

20 Aparte de los contenidos absolutos de los elementos como los anteriormente aportados, son de importancia, además, las cantidades relativas de ciertos elementos.

25 El aluminio y el silicio juntos deben mantenerse entre 0,4 y 1,05 % en masa para asegurar la supresión de los carburos en el producto final y la estabilización de una cantidad suficiente de austenita, con la composición correcta, para proporcionar una extensión conveniente de conformabilidad.

30 El manganeso y el cromo juntos deben estar por encima de 1,90 % en masa para asegurar la suficiente templabilidad para la formación de martensita, y así, el logro de resistencia en una línea de recocido continuo y galvanizado en caliente por inmersión convencional.

Preferentemente, el elemento C está presente en una cantidad de 0,13 - 0,16 %. En este intervalo la templabilidad del acero es óptima mientras que la soldabilidad del acero se mejora.

35 De acuerdo con una modalidad preferida el elemento Mn está presente en una cantidad de 1,95 - 2,40 %, preferentemente en una cantidad de 1,95 - 2,30 %, con mayor preferencia en una cantidad de 2,00 - 2,20 %. Una mayor cantidad de manganeso proporciona acero con una mayor resistencia, por lo que es ventajoso elevar el límite inferior a 1,95 o incluso 2,00 % en masa de manganeso. Por otro lado, la laminación en caliente y la laminación en frío del acero es más difícil para cantidades mayores de manganeso, por lo que es ventajoso tener un límite superior a 2.40, 2.30 o incluso 2.20 % en masa de manganeso.

40 Preferentemente el elemento Si está presente en una cantidad de 0,05 - 0,15 %. No existe objeción para la presencia de algo de Si en el acero, puesto que el Si asegura un mejor retardo de los carburos durante el sobrevejecimiento, lo que es ventajoso para la conformabilidad del acero.

45 De acuerdo con una modalidad preferida el elemento Al está presente en una cantidad de 0,60 - 0,80 %. Un elevado nivel de aluminio tiene el mismo efecto que una mayor cantidad de silicio, pero además mejora la formación de bainita. El límite superior preferido de aluminio se determina por la mejora de la moldeabilidad del acero.

50 Preferentemente el elemento Cr está presente en una cantidad de 0,10 - 0,25 %. Un elevado nivel inferior incrementa la templabilidad del acero.

55 De acuerdo con una modalidad preferida, el elemento Nb está presente en una cantidad de 0,01 - 0,04 %. Como se dilucidó anteriormente, el niobio mejora la homogeneidad del producto intermedio. El límite superior esta principalmente en consideración del costo del niobio.

60 Preferentemente, el acero tiene una resistencia a la tracción última Rm de al menos 750 MPa, con mayor preferencia una resistencia a la tracción última Rm de al menos 780 MPa. Esta resistencia puede alcanzarse, debido a la selección cuidadosa de las cantidades de los elementos presentes en el acero, mientras se mantenga la conformabilidad de un acero de fase compleja convencional.

De acuerdo con una modalidad preferida, el fleje de acero galvanizado por inmersión en caliente tiene una resistencia de prueba Rp al 0,2 % de al menos 580 Mpa, preferentemente una resistencia de prueba Rp al 0,2 % Rp de al menos 600 Mpa. Además esta resistencia puede alcanzarse debido a la selección cuidadosa de las cantidades de los elementos presentes en el acero.

Preferentemente, el fleje de acero galvanizado por inmersión en caliente tiene una elongación total de al menos 16 %. Esta es una elongación alta que se alcanza, además, mediante la presencia elegida de los elementos en el acero.

5 De acuerdo con una modalidad preferida, el fleje de acero galvanizado por inmersión en caliente tiene un coeficiente de expansión del agujero de al menos 30 % cuando Rm es 750 MPa y Rp es 600 MPa. Este es un buen coeficiente de expansión del agujero, como se esclarecerá más abajo. El coeficiente de expansión del agujero disminuye con el aumento de la resistencia.

10 Preferentemente el fleje de acero galvanizado por inmersión en caliente tiene un índice de embutición de Erichsen de más de 10,0 mm cuando Rm es 750 MPa y Rp es 580 MPa. Esto es satisfactorio para la utilidad del acero. El índice de embutición de Erichsen disminuye con el aumento de la resistencia.

15 Preferentemente, el fleje de acuerdo con la invención tiene un ángulo de flexión \parallel (°) de 120° o más y/o un ángulo de flexión \perp (°) de 130° o más.

20 De acuerdo con la invención, el fleje de acero galvanizado por inmersión en caliente tiene una estructura de fase compleja que contiene 8 - 12 % de austenita retenida, 20 - 50 % de bainita, menos de 10 % de martensita, el resto que sea ferrita. Si la fracción de bainita está por encima del límite superior, el fortalecimiento por ferrita puede ser insuficiente para el estiramiento profundo. Preferentemente, el fleje de acero galvanizado por inmersión en caliente de acuerdo con la invención contiene 20-40 % de bainita. Con tales microestructuras, pueden alcanzarse una alta elongación y una alta resistencia.

25 De acuerdo con una modalidad preferida, el fleje de acero galvanizado por inmersión en caliente tiene un tamaño promedio del grano a lo máximo de 3 μm , con mayor preferencia de menos de 2 μm . Este tamaño del grano ayuda a obtener las propiedades mecánicas del acero mencionadas anteriormente, debido al llamado efecto Hall-Petch.

30 De acuerdo con un segundo aspecto de la invención, se proporciona un método para producir un fleje de acero galvanizado por inmersión en caliente de fase compleja de alta resistencia de acuerdo con una cualquiera de las reivindicaciones anteriores, que comprende las etapas de:

- colar el acero en un desbaste plano de acero;
- laminar en caliente el desbaste plano de acero en fleje que tiene un grosor predeterminado;
- someter el fleje laminado en caliente a una etapa de enfriamiento brusco a una temperatura por debajo de la temperatura de inicio de bainita y por encima de la temperatura de inicio de martensita;
- 35 • enrollar el fleje así templado;
- laminar en frío el fleje;
- recalentar el fleje así tratado a una temperatura en el intervalo de temperatura entre la temperatura Ac1 y Ac3 del acero respectivo;
- enfriar el fleje recalentado a una velocidad de enfriamiento de manera que se evite la retransformación en ferrita;
- 40 • sobreenviejar isotérmicamente el fleje enfriado;
- galvanizar por inmersión en caliente el fleje así obtenido.

45 En el método de acuerdo con la invención una composición de acero se prepara de acuerdo con la invención como se ha explicado anteriormente y después se funde en un desbaste plano, que se reduce en grosor en un laminador de flejes en caliente. El fleje laminado en caliente se somete a una etapa de enfriamiento brusco, en donde el fleje se enfría bruscamente a una velocidad alta, por ejemplo, generalmente por encima de 25 °C, tal como en el intervalo de 30 - 50 °C/s, tal como 40 °C/s, a una temperatura por debajo de la temperatura de inicio de bainita (la temperatura a la que comienza la formación de bainita) y encima de la temperatura de inicio de martensita (la temperatura a la que comienza la formación de martensita), antes de enrollar. El enfriamiento brusco y posterior enrollado se realizan de manera que se evita la formación de perlita. En vista de la composición y grosores comúnmente usados del fleje, esta temperatura está en el intervalo de 500-600 °C. Una estructura intermedia se obtiene que comprende una ferrita de tamaño de grano fino, por ejemplo, un tamaño de grano de menos de 5 micrómetros, como matriz con una bainita rica en carbono como segunda fase, mientras que se evita la formación de perlita y martensita. La formación de cualquiera de una estructura de una sola fase de bainita y/o segunda fase martensítica haría la etapa de laminación en frío muy difícil.

55 La evitación de la formación de perlita es significativa, ya que la perlita influye en la distribución de carbono en las etapas subsiguientes. Tras el recocido entre las temperaturas Ac1 y Ac3 la región de dos fases (donde coexisten austenita y ferrita), se formará la primera austenita a partir de la bainita rica en carbono, ya que tiene la mayor cantidad de carbono disponible. La austenita resultante tendrá un alto contenido de carbono. Cualquier bainita restante se transferirá en la microestructura final con el uso de las condiciones de recocido anteriores en la región de dos fases. Se cree la distribución del carbono en las fases (austenita/ferrita) es bimodal. La resistencia es mucho mayor debido a la presencia de austenita retenida de alto contenido de carbono. La capacidad de endurecimiento por deformación es excelente para dar forma, como el estiramiento profundo y la estampación. En la microestructura compleja de acuerdo con la invención, las resistencias de las fases individuales se emparejan entre sí más uniformemente, lo que evita el riesgo de agrietamiento de los bordes, particularmente, cuando el borde se somete a estiramiento. Debido a la etapa de

enfriamiento brusco el carbono se distribuirá más uniformemente en la microestructura lo que conduce a una austenita retenida que tiene un contenido de carbono inferior. La formación de martensita puede evitarse mediante selección de los parámetros de sobre-envejecimiento. Como el producto intermedio tiene un tamaño de grano pequeño y durante el proceso se evita el crecimiento del grano y la disolución de bainita, el producto final tendrá un tamaño de grano pequeño también.

En este método, el programa de deformación durante el laminado en caliente, la temperatura de laminado de acabado se selecciona para lograr una microestructura en el producto laminado en caliente que es propicia para una reducción adicional del grosor en el laminador en frío. Puede ponerse atención particularmente a limitar la resistencia del fleje laminado en caliente a fin de minimizar las cargas de laminación en frío requeridas. La temperatura en la línea de recocido puede elegirse de manera que el fleje de acero comprenda ferrita y austenita, mientras se evita la disolución y crecimiento de la bainita preexistente. La velocidad de enfriamiento debe tal que, en principio, no se forme ferrita, y el sobre-envejecimiento isotérmico se aplique para promover el enriquecimiento de austenita a través de la formación de nueva bainita. El galvanizado por inmersión en caliente puede realizarse de la manera habitual. Durante este método, la temperatura y la duración de la mayoría de las etapas son cruciales para el logro del equilibrio deseado entre la resistencia y la ductilidad en el producto final.

Preferentemente, el recocido se llevará a cabo a una temperatura entre 750 °C y 850 °C y con mayor preferencia a una temperatura entre 780 °C y 820 °C, con la máxima preferencia en el intervalo de 780 - 800 °C. A estas temperaturas el fleje de acero comprende tanto ferrita como austenita. Con el uso de las temperaturas anteriores, generalmente, el recocido se lleva a cabo en hasta 2 minutos, preferentemente en menos de un minuto.

Preferentemente, el sobre-envejecimiento se aplica a una temperatura entre 360 °C y 480 °C, con mayor preferencia en el intervalo de 360 - 430 °C, ventajosamente para una duración de hasta 10 minutos, con un intervalo preferido que es 30 s a 120 s.

Como se conoce por el experto, el sistema eutectoide hierro-carbono tiene una serie de temperaturas de transformación críticas tal como se define más abajo. Estas temperaturas son dependientes de las condiciones químicas y de procesamiento:

A1- temperatura por debajo de la cual la microestructura se compone de una mezcla de ferrita (alfa-Fe) y Fe₃C;

A2 - temperatura curie: temperatura por encima de la cual el material deja de ser magnético;

A3 - temperatura por encima de la cual la microestructura se compone completamente de austenita.

Los sufijos c y r denotan las transformaciones en el ciclo de calentamiento y enfriamiento respectivamente.

La invención se esclarecerá de aquí en adelante; un número de composiciones se evaluarán con respecto a algunos parámetros de conformabilidad bien conocidos que se esclarecen primero.

valor n: El coeficiente de endurecimiento por deformación o valor n está estrechamente relacionado con la elongación uniforme. En la mayoría de los procesos de formación de láminas el límite de conformabilidad se determina por la resistencia al adelgazamiento local o "estrechamiento". En el ensayo de tracción uniaxial el estrechamiento comienza por el grado de elongación uniforme. El valor n y la elongación uniforme derivada del ensayo de tracción pueden tomarse como una medida de la conformabilidad de los aceros en láminas. Cuando se aspira a mejorar la conformabilidad de aceros en flejes, el valor n y la elongación uniforme representan los parámetros de optimización más adecuados.

Coeficiente de expansión del agujero (HEC): Para ser aplicado con éxito en operaciones de estampado industrial, los metales en láminas deben tener una cierta capacidad para soportar el estiramiento de sus bordes cortados. Esto se prueba de acuerdo con la especificación técnica internacional ISO/TS16630. Se hace un agujero con un diámetro de 10 mm en el centro de una pieza de prueba que tiene las dimensiones de 90 x 90 mm. Un punzón cónico de 40 mm de diámetro con un vértice de 60° se fuerza dentro del agujero mientras la pieza se fija con un dado que tiene un diámetro interior de 55 mm. El diámetro del agujero se mide cuando una grieta se ha extendido a través del grosor de la pieza de prueba. El HEC máximo se determinó por: % HEC máx = ((Dh - Do)/Do) x 100, en donde Do es el diámetro original del agujero y Dh es el diámetro del agujero después del agrietamiento. La capacidad de formar reborde por estiramiento se evalúa sobre la base del HEC máximo y se estima satisfactoria cuando HEC > 25 %

Índice de Erichsen (EI): La prueba de Erichsen describe la capacidad de los metales de experimentar deformación plástica en la conformación por estiramiento y se prueba de acuerdo con la prueba estándar internacional ISO 20482:2003. Un punzón semiesférico se encaja en una lámina totalmente sujeta. Como lubricante se usa la grasa de grafito en la parte superior del punzón. El recorrido del punzón se detiene cuando se detecta una grieta a través del grosor. Debido a la fricción la fractura no está en la parte superior del punzón sino a un lado, así no está en deformación biaxial igualmente sino más hacia deformación plana. Se mide la profundidad de penetración del punzón. El valor del índice de embutición Erichsen (IE) es el promedio de un mínimo de tres mediciones individuales, expresado en milímetros, y para la presente invención se estima satisfactorio cuando EI > 10 mm.

Las pruebas de flexión en tres puntos se llevan a cabo de acuerdo con ISO7438-05. La prueba de flexión consiste en someter una pieza de prueba a la deformación plástica por flexión uniaxial, ya sea hasta que se alcanza un ángulo

especificado de flexión o hasta que se produce el agrietamiento, que puede detectarse ya sea visualmente o por medio de una disminución de la fuerza. Cuando se requiere un ángulo de flexión mínimo, entonces la prueba se lleva a cabo hasta el ángulo mínimo especificado y la pieza de prueba se examina para el agrietamiento y/o fallo. Donde no se especifica ningún ángulo de flexión, la prueba de flexión se lleva a cabo hasta que se experimenta una caída especificada previamente en la fuerza. El ángulo de flexión a una fuerza máxima se calcula entonces por medio del golpe del punzón de flexión, como se reseña en el Apéndice A de la especificación VDA 238-100.

Uno de los propósitos de la presente invención es proporcionar un fleje de acero galvanizado por inmersión en caliente de alta resistencia que tiene una ductilidad del borde en el intervalo de un fleje de acero galvanizado por inmersión en caliente de CP de 800 MPa, pero que tiene mejores propiedades de ductilidad.

Durante el desarrollo de un fleje de acero galvanizado por inmersión en caliente de alta resistencia de acuerdo con la invención un número de bobinas de flejes se han producido junto con los ejemplos comparativos. La composición química de las diferentes aleaciones se presenta en la Tabla 1, así como también las condiciones de procesamiento. La microestructura y las propiedades mecánicas resultantes se dan en la Tabla 2. En la Tabla 2 RA indica la austenita retenida, M indica martensita, B representa bainita y F indica ferrita.

Las aleaciones que tienen una composición como se ha indicado se prepararon, fundieron y laminaron en caliente en un fleje que tiene un grosor predeterminado (entre 3 y 4 mm) en un laminador en caliente. El fleje laminado en caliente se enfrió bruscamente a una velocidad de enfriamiento de aproximadamente 50 °C/s y después se enrolló a la temperatura indicada en la Tabla 1 más abajo, temperatura de inicio de bainita (Bs; aproximadamente 600 °C). Después el fleje se recoció y posteriormente se sobrevejejó a las temperaturas indicadas.

Tabla 1

Aleación	Composición química, % en peso						Temperatura de enrollado, °C	Temperatura de recocido, °C	Temperatura de mantenimiento isotérmico, °C
	C	Mn	Al	Cr	Nb	Si			
A	0.154	1.66	0.57	0.4	-	0.12	600	800	420
C1	0.156	2.054	0.729	0.105	0.021	0.06	600	780	365
C2							600	780	410
C3							550	820	440
C4*							550	780	365
C5*							550	780	410
D	0.151	1.73	0.58	0.11	-	0.41	600	800	420
E1	0.15	1.88	0.61	0.519	0.022	0.43	650	830	420
E2							550	830	420
F1	0.155	2.027	0.707	0.092	0.02	0.057	620	780	400
F2							620	780	410
F3*							550	790	400
F4*							550	790	410
F5*							550	790	410
F6*							550	790	430
G1	0.13	2.04	0.03	0.55	-	0.25	650	875	420
G2							650	830	420
G3							650	875	460

* = de acuerdo con la invención

ES 2 625 754 T3

Tabla 2

Aleación	Rp, MPa	Rm, MPa	Ag, %	A80, %	valor n	HEC, %	El, mm	Ángulo de flexión, \parallel , °	Ángulo de flexión, \perp , °	Fracciones de fase, %			
										F	B	M	RA
A	345	701	18.8	23.4	0.21					71	10	7	12
C1	450	739	17.2	23.2	0.18					82	0	8	10

C2	511	762	15.3	20.7	0.16					77	5	9	9
C3	524	791	14.7	18.1	0.17	33	10.1			75	5	11	9
C4	624	849	13.7	16.2	0.15	30	10.1	124	131	52	30	9	9
C5	605	799	16.2	20.7	0.18	30	10.4	140	146	50	30	9	11
D	442	702	21.3	26.6	0.24					50	40	5	5
E1	427	772	14.7	20.8	0.16	25	9.5	108	105	80	0	10	10
E2	449	835	13.4	18.6	0.15	20	9.2			75	0	15	10
F1	471	787	15.0	20.7	0.15					77	5	9	9
F2	496	795	15.3	20.1	0.16	22	9.5			74	5	12	9
F3	586	829	13.6	17.9	0.14			126	137	59	20	9	12
F4	615	826	15.0	19.7	0.16			135	141	57	30	3	10
F5	613	837	13.3	17.3	0.15					57	30	4	9
F6	607	822	15.7	20.2	0.16					44	40	6	10
G1	595	868	6.8	10.0	-			85		55	40	5	0
G2	568	890	8.9	12.8	-			65		60	20	20	0
G3	549	907	7.8	10.0	-			100		60	20	20	0

Las aleaciones C y F tienen una composición química de acuerdo con la invención. Las composiciones de las aleaciones A, D, E y G se diferencian principalmente de la composición química en Cr y/o los niveles de Si. Las aleaciones C4-5 y F3-6 se procesan de acuerdo con la invención lo que resulta en una Rp > 600 MPa, Rm > 780 MPa, Ag > 13 %, A80 > 16 %, y cuando los datos disponibles HEC > 30%, ángulo de flexión \parallel > 120° y el ángulo de flexión \perp > 130°, que son un conjunto favorable de propiedades.

Reivindicaciones

- 5 1. Fleje de acero de fase compleja galvanizado por inmersión en caliente de alta resistencia, que consiste, en porcentaje en masa, en los siguientes elementos:
- 1,70 - 2,50 % de Mn
 máx 0,15 % de Si
 0,40 - 1,00 % de Al
 0,05 - 0,25 % de Cr
 10 0,01 - 0,05 % de Nb
 máx 0,10 % de P
 máx 0,004 % de Ca
 máx 0,05 % de S
 máx 0,007 % de N
 15 y opcionalmente al menos uno de los siguientes elementos:
 máx 0,50 % de Ti
 máx 0,40 % de V
 máx 0,50 % de Mo
 máx 0,50 % de Ni
 20 máx 0,50 % de Cu
 máx 0,005 % de B
 el equilibrio que sea de Fe e impurezas inevitables,
 en donde $0,40 \% < Al + Si < 1,05 \%$ y $Mn + Cr > 1,90 \%$,
 25 y que tiene una microestructura de fase compleja, en porcentaje en volumen, que comprende 8-12 % de austenita retenida, 20 - 50 % de bainita, menos de 10 % de martensita, el resto que sea ferrita.
2. Fleje de acero de acuerdo con la reivindicación 1, en donde el elemento C está presente en una cantidad de 0,13 - 0,16 %.
- 30 3. Fleje de acero de acuerdo con la reivindicación 1 o 2, en donde el elemento Mn está presente en una cantidad de 1,95 - 2,40 %, preferentemente en una cantidad de 1,95 - 2,30 %, con mayor preferencia en una cantidad de 2,00 - 2,20 %.
- 35 4. Fleje de acero de acuerdo con la reivindicación 1, 2 o 3, en donde el elemento Si está presente en una cantidad de 0,05 - 0,15 %.
5. Fleje de acero de acuerdo con cualquiera de las reivindicaciones anteriores, en donde el elemento Al está presente en una cantidad de 0,60 - 0,80 %.
- 40 6. Fleje de acero de acuerdo con cualquiera de las reivindicaciones anteriores, en donde el elemento Cr está presente en una cantidad de 0,10 - 0,25 %.
7. Fleje de acero de acuerdo con cualquiera de las reivindicaciones anteriores, en donde el elemento Nb está presente en una cantidad de 0,01 - 0,04 %.
- 45 8. Fleje de acero de acuerdo con cualquiera de las reivindicaciones anteriores, en donde la microestructura de fase compleja del fleje de acero galvanizado por inmersión en caliente comprende 20-40 % de bainita.
- 50 9. Fleje de acero de acuerdo con cualquiera de las reivindicaciones anteriores, en donde el fleje de acero galvanizado por inmersión en caliente tiene un tamaño de grano de ferrita promedio de como máximo 3 μm , preferentemente 2 μm o menos.
- 55 10. Método para producir un fleje de acero de fase compleja galvanizado por inmersión en caliente de alta resistencia de acuerdo con una cualquiera de las reivindicaciones anteriores, que comprende las etapas de:
- colar el acero en un desbaste plano de acero;
 - laminar en caliente el desbaste plano de acero en fleje que tiene un grosor predeterminado;
 - someter el fleje laminado en caliente a una etapa de enfriamiento brusco a una temperatura por debajo de la temperatura de inicio de bainita y por encima de la temperatura de inicio de martensita;
 - enrollar el fleje así templado;
 - 60 • laminar en frío el fleje;
 - recalentar el fleje así tratado a una temperatura en el intervalo de temperatura entre la temperatura Ac1 y Ac3 del acero respectivo;
 - enfriar el fleje recalentado a una velocidad de enfriamiento de manera que se evite la retransformación en ferrita;
 - 65 • sobreenvjecer isotérmicamente el fleje enfriado;

ES 2 625 754 T3

- galvanizar por inmersión en caliente el fleje así obtenido.
- 5 11. Método de acuerdo con la reivindicación 10, en donde la etapa de enfriamiento brusco comprende enfriamiento brusco del fleje de acero laminado en caliente a una temperatura en el intervalo de 500 - 600 °C, preferentemente a una velocidad de enfriamiento brusco de al menos 25 °C/min.
 12. Método de acuerdo con una cualquiera de las reivindicaciones anteriores 10-11, en donde el recocido se aplica a una temperatura entre 750 °C y 850 °C, preferentemente entre 780 °C y 820 °C, con la máxima preferencia en el intervalo de 780 °C - 800 °C.
 - 10 13. Método de acuerdo con una cualquiera de las reivindicaciones anteriores 10-12, en donde el recocido se lleva a cabo en el fleje durante hasta 2 minutos, preferentemente durante menos de un minuto.
 - 15 14. Método de acuerdo con una cualquiera de las reivindicaciones anteriores 10-13, en donde la velocidad de enfriamiento brusco del fleje recalentado es al menos 25 °C/min.
 - 20 15. Método de acuerdo con una cualquiera de las reivindicaciones anteriores 10-14, en donde el sobrevejecimiento se aplica a una temperatura entre 360 °C y 480 °C, con mayor preferencia en el intervalo de 360 - 430 °C, preferentemente durante un periodo de tiempo de 10 minutos, con mayor preferencia durante 30 s a 120 s.