

19



OFICINA ESPAÑOLA DE
PATENTES Y MARCAS

ESPAÑA



11 Número de publicación: **2 732 799**

51 Int. Cl.:

C23C 2/06	(2006.01)
C21D 9/46	(2006.01)
C22C 18/00	(2006.01)
C22C 38/00	(2006.01)
C22C 38/06	(2006.01)
C22C 38/58	(2006.01)
C23C 2/02	(2006.01)
C23C 2/28	(2006.01)
C23C 2/40	(2006.01)

12

TRADUCCIÓN DE PATENTE EUROPEA

T3

- 86 Fecha de presentación y número de la solicitud internacional: **28.09.2012 PCT/JP2012/075215**
- 87 Fecha y número de publicación internacional: **04.04.2013 WO13047820**
- 96 Fecha de presentación y número de la solicitud europea: **28.09.2012 E 12834953 (7)**
- 97 Fecha y número de publicación de la concesión europea: **17.04.2019 EP 2762600**

54 Título: **Chapa de acero galvanizada por inmersión en caliente y método de fabricación de la misma**

30 Prioridad:

30.09.2011 JP 2011217108
30.09.2011 JP 2011218046

45 Fecha de publicación y mención en BOPI de la traducción de la patente:
26.11.2019

73 Titular/es:

NIPPON STEEL CORPORATION (100.0%)
6-1, Marunouchi 2-chome, Chiyoda-ku
Tokyo, JP

72 Inventor/es:

AZUMA MASAFUMI;
WAKABAYASHI CHISATO;
NOZAKI TAKAYUKI;
TAKAHASHI MANABU y
FUJITA NOBUHIRO

74 Agente/Representante:

ELZABURU, S.L.P

ES 2 732 799 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

Chapa de acero galvanizada por inmersión en caliente y método de fabricación de la misma

Campo técnico de la invención

5 La presente invención se refiere a una chapa de acero galvanizada por inmersión en caliente que tiene una resistencia de tracción (TS) igual o mayor que 980 MPa y tiene excelente adhesión de metalizado y resistencia a la fractura retardada. La chapa de acero galvanizada por inmersión en caliente de acuerdo con la presente invención es apropiada para un miembro estructural, un miembro de refuerzo y un miembro de suspensión de un vehículo. La chapa de acero galvanizada por inmersión en caliente de acuerdo con la presente invención indica una chapa de acero galvanizada por inmersión en caliente y una chapa de acero galva-recocida.

10 Técnica anterior

El ahorro de peso de los miembros de un vehículo, tal como un miembro cruzado o un miembro lateral, está siendo objeto de revisión para hacer frente a las tendencias actuales relativas a reducción del consumo de combustible, y la elevada consolidación de las chapas de acero se encuentra en curso, desde el punto de vista de garantizar la resistencia y la seguridad en caso de colisión, incluso si se adelgaza el material, es decir, aunque se puedan usar chapas de acero. Entre ellas, para los miembros estructurales tales como un refuerzo de parachoques o un pilar central, se usa una chapa de acero que tenga una resistencia de tracción de clase de 980 MPa (que tenga una resistencia de tracción igual o mayor que 980 MPa), y resulta deseable el desarrollo de una chapa de acero que tenga una resistencia más elevada en el futuro. No obstante, cuando se considera la aplicación de la chapa de acero que tiene una resistencia de tracción de 980 MPa o mayor a un miembro para un vehículo, se requiere una resistencia a la fractura retardada además de propiedades tales como resistencia y operabilidad. La resistencia retardada está provocada por la tensión aplicada al acero o la fragilidad por hidrógeno, y es un fenómeno en el que la fractura de la estructura tiene lugar debido a la difusión y acumulación de hidrógeno en una parte de concentración de tensión del acero usado como estructura. Como fenómeno provocado por la fractura retardada, existe, por ejemplo, un fenómeno en el que un miembro, tal como un alambre de acero y hormigón pre-tensionado (alambre de acero PC) o un tornillo usado en un estado en el que se opera a elevada tensión, se fractura de forma súbita.

En la técnica relacionada, el problema de la chapa de acero con respecto a la fragilidad por hidrógeno es leve ya que, (1) aunque penetra hidrógeno, éste se libera en un corto período de tiempo ya que el espesor de lámina es reducido y, (2) no se usa sustancialmente una chapa de acero que tenga resistencia de tracción igual o mayor que 900 MPa para priorizar la operabilidad. No obstante, debido a que se requiere una aplicación rápida de la chapa de acero de elevada resistencia, es necesario desarrollar una chapa de acero de alta resistencia que tenga excelente resistencia frente a la fragilidad por hidrógeno.

Se ha descubierto que la fractura retardada tiene una estrecha relación con el hidrógeno que penetra en el acero procedente del entorno. Debido a que el hidrógeno penetra en el acero procedente del entorno, existen varios tipos de hidrógeno tales como el hidrógeno presente en la atmósfera o el hidrógeno generado bajo un entorno corrosivo. En todos los casos, cuando el hidrógeno penetra en el acero, esto puede provocar una fractura retardada. Por consiguiente, con respecto al uso del entorno de acero, es preferible usar la chapa de acero en un entorno sin hidrógeno. No obstante, cuando se considera la aplicación del acero a una estructura o un vehículo, ya que el acero se usa en exteriores, no resulta posible evitar la entrada de hidrógeno.

Debido a la tensión que actúa sobre el acero usado como estructura, existe tensión aplicada a la estructura, o tensión residual que es parte de la tensión generada cuando se forma la estructura restante en el interior del acero. En particular, en una estructura tal como una chapa de acero para vehículo que se usa como miembro tras la conformación, la tensión residual es un problema significativo, en comparación con una chapa o barra de acero que se usa como tal, sustancialmente sin deformación con respecto a un producto tal como un tornillo o una plancha. Por consiguiente, cuando tiene lugar la formación de la chapa de acero que tiene el problema de fractura retardada, resulta deseable usar un método de formación de la chapa de acero de manera que no quede tensión residual en la misma.

Por ejemplo, el Documento de Patente 1 divulga un método de conformación en prensa en caliente de una chapa metálica, que incluye el calentamiento de la chapa de acero a una temperatura elevada para llevar a cabo el procesado, y posterior templado de la chapa de acero usando un troquel para llevar a cabo una elevada consolidación. En el presente método, se procesa un acero a temperatura elevada. Por consiguiente, se recupera la dislocación introducida en el momento del procesado que provoca la tensión residual, o tiene lugar la transformación tras el procesado para reducir la tensión residual. Como resultado de ello, no queda sustancialmente ninguna tensión residual. Por consiguiente, como se ha descrito anteriormente, se lleva a cabo el procesado en caliente, posteriormente se consolida la chapa de acero con templado, y por tanto se mejora la resistencia a la fractura retardada.

No obstante, en la tecnología del Documento de Patente 1, resulta necesario calentar la chapa de acero objeto de procesado por medio de tratamiento térmico, y la productividad se ve degradada. Además, debido a que es

necesario instalar un horno de calentamiento, no resulta rentable.

Además, en un proceso mecánico tal como corte o perforación, debido a que la tensión residual es sobre una superficie de corte, esto puede provocar la fractura retardada. Por consiguiente, cuando tiene lugar el procesado de la chapa de acero de elevada resistencia que tiene una resistencia de tracción igual o mayor que 980 MPa, se evita la generación de tensión residual por medio del uso de un método que emplea un láser para el corte, en el que no se lleva a cabo un proceso mecánico directo. No obstante, el corte con láser resulta costoso, en comparación con el corte por cizalladura o la perforación.

Con respecto a los problemas, en los campos de barras de acero o varillas de acero y planchas de acero, se ha desarrollado un acero capaz de evitar la fractura retardada a través de la mejora de la resistencia frente a la fragilidad por hidrógeno. Por ejemplo, el Documento 1 que no es patente divulga un tornillo de alta resistencia obtenido por medio de templado de un acero con una fase individual de austenita a una temperatura elevada, de modo que el acero presenta una estructura de fase individual de martensita, y posteriormente llevando a cabo el tratamiento de atemperado, para dar lugar de manera consiguiente a un precipitado fino de un elemento aditivo tal como Cr, Mo o V, que muestra resistencia al reblandecimiento por atemperado para dar lugar a martensita, y con el fin de mejorar la resistencia a la fragilidad por hidrógeno del acero. En este tornillo de alta resistencia, se evita el hidrógeno que penetra en el acero, que difunde y se concentra en una parte que es el origen de fractura retardada en la cual tiene lugar la concentración de tensión, usando un fenómeno en el que el hidrógeno que penetra en el acero queda retenido alrededor de VC o similar, precipitando de manera consiguiente en la martensita. En la técnica anterior se ha desarrollado una chapa de acero que tiene elevada resistencia y excelente resistencia frente a la fractura retardada, usando dicho mecanismo.

La mejora de la resistencia frente a la fractura retardada usando un punto de retención hidrógeno tal como VC o similar se lleva a cabo por medio de la precipitación consiguiente de estos precipitados en la estructura de martensita. Por consiguiente, resulta esencial precipitar de forma consiguiente dichos precipitados en la estructura. No obstante, la precipitación de dichos precipitados da como resultado un problema de aptitud de fabricación, ya que es necesario llevar a cabo un tratamiento térmico de precipitación durante varias horas o más prolongado. Es decir, en la chapa de acero fabricada usando el equipo de fabricación general de la chapa de acero tal como un equipo de templado continuo o un equipo de galvanizado continuo, debido a que el control de la microestructura se lleva a cabo durante un corto período de tiempo, tal como aproximadamente varias decenas de minutos, resulta difícil obtener un efecto de mejora de la resistencia a la fractura retardada con los precipitados.

Además, en caso de usar precipitados formados en un proceso de laminado en caliente, aunque se forman los precipitados en el procesado de laminado en caliente, se procesa la chapa de acero en el momento del laminado en frío después de eso, y tiene lugar el desarrollo de la cristalización en el momento del templado continuo, y, por consiguiente, se pierde la relación de orientación entre los precipitados y la ferrita y la martensita que son una fase parental. Es decir, los precipitados se presentan como precipitados no consistentes. Como resultado de ello, la resistencia a la fractura retardada de la chapa de acero obtenida se ve significativamente reducida.

En general, la estructura de la chapa de acero de alta resistencia en la que puede tener lugar la fractura retardada es una estructura que tiene martensita como constituyente principal. Debido a que la temperatura a la cual se forma la estructura de martensita es una temperatura baja, los precipitados destinados a ser puntos de retención de hidrógeno tal como VC y similares no se pueden precipitar en un intervalo de temperaturas en el que tiene lugar la formación de la estructura de martensita. Es decir, en caso de pretender la mejora de la resistencia a la fractura retardada por medio de la retención de hidrógeno de los precipitados consistentes tal como VC o similares en la chapa de acero, tras la formación de una estructura del acero una vez con el equipo de templado continuo o el equipo de galvanizado continuo, resulta necesario llevar a cabo de forma adicional el tratamiento térmico y generar los precipitados, y por tanto los costes de fabricación aumentan de forma significativa. Además, si el tratamiento térmico se lleva a cabo adicionalmente en la estructura que incluye martensita como constituyente principal, la estructura se reblandece y la resistencia disminuye. Por consiguiente, resulta difícil usar los precipitados consistentes tales como VC con el fin de mejorar la resistencia a la fractura retardada con respecto a la chapa de acero de alta resistencia. Además, el acero divulgado en el Documento 1 que no es patente tiene un contenido de C igual o mayor que un 0,4 % y contiene un número elevado de elementos de aleación, y por consiguiente su operabilidad y soldabilidad no resultan suficientes para una chapa de acero.

El Documento de Patente 2 divulga una chapa de acero en la que se reducen los defectos por hidrógeno por medio de óxidos que tienen Ti y Mg como constituyentes principales. No obstante, en la chapa de acero divulgada, los defectos de hidrógeno generados por el hidrógeno retenido en el acero en el momento de la fabricación simplemente se reducen, y no se considera para nada la resistencia frente a la fragilidad por hidrógeno (resistencia a la fractura retardada). Además, no se considera para nada la compatibilidad de la elevada aptitud de conformación y la resistencia frente a la fragilidad por hidrógeno (resistencia a la fractura retardada) necesarias para la plancha de acero.

Con respecto al problema de la fragilidad por hidrógeno de la plancha de acero, por ejemplo, se presenta el aumento de fragilidad por hidrógeno provocado por la transformación inducida por deformación de una cantidad residual de austenita en el Documento 2 que no es patente. En el presente documento, se considera la formación de la chapa

de acero, pero el presente documento divulga una regulación de la cantidad residual de austenita para no degradar la resistencia a la fragilidad por hidrógeno. Es decir, esto hace referencia a una chapa de acero de alta resistencia que tiene una estructura especificada y no se puede afirmar que esto sea una medida fundamental para la mejora de la resistencia a la fragilidad por hidrógeno.

5 Documento de la técnica anterior

Documento de patente

Documento de patente 1. Solicitud de patente japonesa no examinada, primera publicación N.º 2002-18531.

Documento de patente 2. Solicitud de patente japonesa no examinada, primera publicación N.º H11-293383.

Documento que no es patente

10 Documento 1 que no es patente. Nuevos desarrollos en el esclarecimiento de la fractura retardada, The Iron and Steel Institute of Japan, publicado en enero de 1997.

Documento 2 que no es patente. CAMP-ISIJ, vol. 5, N.º 6, páginas 1839-1842, Yamazaki et al., octubre 1992, publicado por The Iron and Steel Institute of Japan.

Documento 3 que no es patente. Materia, Japan Institute of Metals Bulletin, Volumen 44, N.º 3 (2005) p 254-256.

15 El documento JP 2011 111673 A divulga una chapa de acero laminada en frío de alta resistencia que tiene elevada resistencia y excelente operabilidad, en la que la resistencia máxima a la tracción es ≥ 900 MPas y la propiedad de corte mecánico es excelente. La chapa de acero tiene componentes de acero que comprenden, en masa, de un 0,07 a un 0,25 % de C, de un 0,3 a un 2,50 % de Si, de un 1,5 a un 3,0 % de Mn, de un 0,005 a un 0,07 % de Ti, de un 0,0001 a un 0,01 % de B, de un 0,001 a un 0,03 % de P, de un 0,0001 a un 0,01 % de S, $\leq 0,60$ % de Al, de un 20 0,0005 a un 0,0100 % de N y de un 0,0005 a un 0,007 % de O, y el equilibrio hierro con impurezas inevitables, y tiene una estructura de chapa de acero en la que, en la capa superficial de la chapa de acero principalmente formada por martensita y ferrita, los óxidos que contienen Si están presentes para que tengan una distribución de $\geq 2 \times 10^6$ (piezas/mm²) en las fronteras de grano del cristal de ≤ 4 μm en la capa superficial de la chapa de acero o en los granos de cristal o en ambos.

25 El documento JP 2007 270176 A divulga una chapa de acero galvanizada por inmersión en caliente excelente en cuanto a aspecto superficial y adhesión a una capa metalizada, incluso cuando el material de base de la chapa de acero contiene Si, Mn y Al. La chapa de acero galvanizada por inmersión en caliente tiene una capa metalizada que contiene, en masa, un 3,0-20,0 % de Fe y un 0,001-0,5 % de Al, y el equilibrio Zn con impurezas inevitables sobre la superficie de la chapa de acero que contiene, en masa, un 0,001-0,3 % de C, un 0,001-3,0 % de Si, un 0,1-3,0 % de Mn, un 0,001-2,0 % de Al, un 0,0001-0,3 de P, un 0,0001-0,1 de S y un 0,0001-0,007 de N, y el equilibrio Fe con impurezas inevitables. La capa metalizada contiene un óxido en forma de capas que contiene uno o más de Si, Mn y Al.

Divulgación de la invención

Problemas a solucionar por medio de la invención

35 La presente invención se ha llevado a cabo al tiempo que se tienen en consideración los problemas anteriormente mencionados. Es decir, un objetivo de la presente invención consiste en proporcionar una chapa de acero galvanizada por inmersión en caliente que tenga una elevada resistencia de tracción (TS) igual o mayor que 980 MPa y tenga excelente adhesión de metalizado y resistencia a la fractura retardada, y un método de fabricación de la misma. La chapa de acero galvanizada por inmersión en caliente también tiene aptitud de conformación (estiramiento, aptitud de plegado y aptitud de expansión de huecos) particularmente apropiada para un miembro 40 estructural, un miembro de refuerzo y un miembro de suspensión de un vehículo.

En caso de aplicar la chapa de acero a los miembros descritos anteriormente, de manera deseable TS x EL es igual o mayor que 10000 MPa % y de manera deseable TS x λ es igual o mayor que 20000 MPa %.

45 Además, en caso de aplicar la chapa de acero a un miembro en el que se requiere de forma particular estiramiento, de manera deseable TS x EL es igual o mayor que 14000 MPa %, de manera más deseable igual o mayor que 15000 MPa % e incluso de manera más deseable igual o mayor que 160000 MPa %.

Además, en caso de aplicar la chapa de acero a un miembro tal como un refuerzo de parachoques en el que se requiere de forma particular aptitud de plegado, TS x λ correlacionado con la aptitud de plegado es de manera deseable igual o mayor que 30000 MPa %. TS x λ es de manera más deseable igual o mayor que 40000 MPa %, e incluso de manera más deseable igual o mayor que 50000 MPa %.

50 Medios para solucionar el problema

Como resultado de la investigación, los presentes inventores han descubierto que la resistencia a la fractura

retardada se puede mejorar llevando a cabo un metalizado tal y como se describe posteriormente sobre una superficie de la chapa de acero, como método para mejorar la resistencia a la fractura retardada sin afectar al material de acero. Específicamente, los inventores han descubierto que, por medio de la dispersión de óxidos que contienen uno o más seleccionado entre Si, Mn y Al en una capa metalizada, el hidrógeno que penetra en la chapa de acero procedente del entorno queda retenido por los óxidos de la capa metalizada, y se puede retardar la difusión del hidrógeno hasta una parte de concentración de tensión y la fractura retardada debida a la misma.

(1) Una chapa de acero galvanizada por inmersión en caliente de acuerdo con un aspecto de la presente invención incluye: una chapa de acero; una segunda capa metalizada sobre una superficie de la chapa de acero. Además, la chapa de acero contiene, en % en masa, C: igual o más de un 0,05 % y menos de un 0,40 %, Si: de un 0,5 % a un 3,0 %, Mn: de un 1,5 % a un 3,0 %, O: limitado a un 0,006 % o menos, P: limitado a un 0,04 % o menos, S: limitado a un 0,01 % o menos, Al: limitado a un 2,0 % o menos, N: limitado a un 0,01 % o menos, y opcionalmente uno o dos o más de Cr: de un 0,05 % a un 1,0 % de, Mo: de un 0,01 % a un 1,0 %, Ni: de un 0,05 % a un 1,0 %, Cu: de un 0,05 % a un 1,0 %, Nb: de un 0,005 % a un 0,3 %, Ti: de un 0,005 % a un 0,3 %, V: de un 0,005 a un 0,5 %, B: de un 0,0001 a un 0,01 %, Ca: de un 0,0005 % a un 0,04 %, Mg: de un 0,0005 a un 0,04 % y REM: de un 0,0005 a un 0,04 %, y el resto que incluye Fe e impurezas inevitables, una microestructura de chapa de acero contiene, en fracción en volumen, igual o más de un 20 % e igual o más de un 99 % en total de uno o dos de martensita y bainita, una estructura residual que incluye una ferrita, y uno o dos de austenita residual de menos de un 8 % de fracción en volumen, y una perlita de igual o menos de un 10 % de fracción en volumen, y una resistencia de tracción de la chapa de acero que es igual o mayor que 980 MPa. La capa metalizada es una capa galvanizada por inmersión en caliente que contiene óxidos que contienen uno o más de Si, Mn y Al, contiene igual o menos de un 15 % en masa de Fe, y el resto incluye Zn, Al e impurezas inevitables, y cuando se observa un corte transversal de la chapa de acero y la capa galvanizada por inmersión en caliente en la dirección del espesor, la relación de área proyectada que es una relación de área obtenida dividiendo la longitud de los óxidos proyectados hasta la interfaz entre la capa galvanizada por inmersión en caliente y la chapa de acero entre la longitud de la interfaz entre la capa galvanizada por inmersión en caliente y la chapa de acero, es igual o mayor que un 10 % e igual o menor que un 90 % y donde el área de proyecto es el promedio de los valores medidos en 5 campos visuales con un aumento de 10.000 veces.

(2) Una chapa de acero galvanizada por inmersión en caliente de acuerdo con (1) en la que, en lugar de una capa galvanizada por inmersión en caliente, la capa metalizada es una capa galva-recocida que contiene óxidos que incluyen uno o dos o más de Si, Mn y Al, contiene igual o más de un 7 % en masa e igual o menos de un 15 % en masa de Fe, y el resto incluye Zn, Al e impurezas inevitables, y cuando se observa un corte transversal que incluye la chapa de acero y la capa galva-recocida en la dirección de espesor de la chapa, la relación de área que es la relación de área obtenida dividiendo una longitud de óxidos proyectados en una interfaz entre la capa galva-recocida y la chapa de acero entre la longitud de interfaz entre la capa galva-recocida y la capa de acero, es igual o mayor que un 10 % e igual o menor que un 90 %.

(3) En la chapa de acero galvanizada por inmersión en caliente de acuerdo con (1) o (2), la microestructura puede contener, en fracción en volumen, de un 40 % a un 80 % de ferrita.

(4) En la chapa de acero galvanizada por inmersión en caliente de acuerdo con (1) o (2), la microestructura puede contener, en fracción en volumen, más de un 60 % de uno o dos de martensita y bainita.

(5) Un método de fabricación de una chapa de acero galvanizada por inmersión en caliente de acuerdo con (1), que comprende: colar un acero fundido que incluye componentes químicos de acuerdo con (1) para obtener un acero; calentar el acero hasta un primer intervalo de temperaturas de 1100 °C a menos de 1300 °C, directamente o tras enfriamiento; completar el laminado en caliente del acero a una temperatura igual o mayor que un punto de transformación de Ar₃, enfriar el acero en un segundo intervalo de temperaturas de 300 °C a 700 °C; decapar el acero; llevar a cabo el laminado en frío del acero con una reducción de laminado acumulado de un 40 % a un 80 % usando un molino de laminado en frío que incluye un laminador de trabajo que tiene un diámetro de laminador de 200 mm a 1400 mm, retener el acero en un tercer intervalo de temperaturas de 550 °C a 750 °C durante 20 segundos a 2000 segundos durante el calentamiento del acero hasta una temperatura de recocido, cuando el acero pasa a través de una línea de galvanizado continuo; mantener el acero en un cuarto intervalo de temperaturas de 750 °C a 900 °C durante 10 segundos a 1000 segundos, en atmósfera de N₂ en la que la concentración de H₂ es igual o menor a un 20 % y el punto de condensación es igual o mayor que -20 °C, mientras que se lleva a cabo el recocido; llevar a cabo un primer enfriamiento del acero hasta un quinto intervalo de temperaturas de 500 °C a 750 °C a una tasa promedio de enfriamiento de 1 °C/s a 200 °C/s; llevar a cabo el segundo enfriamiento del acero hasta un sexto intervalo de temperaturas entre una temperatura que es menor que la temperatura del baño de galvanizado por inmersión en caliente en 40 °C y una temperatura que es mayor que la temperatura del baño galvanizado por inmersión en caliente en 50 °C, a una tasa promedio de enfriamiento que es de 1 °C/s a 200 °C/s y es más rápida que la tasa promedio de enfriamiento del primer enfriamiento; galvanizar el acero sumergiendo en un baño de galvanizado por inmersión en caliente que fluye a una velocidad de flujo de 10 m/min a 50 m/min, tras ajustar la temperatura de la chapa de inmersión en el baño de metalizado que está a una temperatura, cuando se sumerge el acero en el baño de galvanizado por inmersión en caliente, como la del sexto intervalo de temperaturas; y enfriar el acero hasta una temperatura igual o menor que 40 °C.

(6) Un método de fabricación de una chapa de acero galvanizada por inmersión en caliente de acuerdo con (5), que

comprende: tras el primer enfriamiento, llevar a cabo un enfriamiento adicional del acero hasta un intervalo de temperaturas de 500 °C a 25 °C, a una tasa promedio de enfriamiento que es de 1 °C/s a 200 °C/s y es más rápida que la tasa promedio de enfriamiento del primer enfriamiento; calentar el acero de nuevo hasta un intervalo de temperaturas de 350 °C a 500 °C, en un caso en el que la temperatura de parada de enfriamiento del enfriamiento adicional es menor que 350 °C; mantener el acero en el intervalo de temperaturas de 350 a 500 °C; galvanizar el acero sumergiendo en un baño de galvanizado por inmersión en caliente que fluye a una velocidad de flujo de 10 m/min a 50 m/min tras ajustar la temperatura de inmersión de la chapa en el baño de galvanizado que está a una temperatura cuando tiene lugar la inmersión del acero en el baño de galvanizado por inmersión en caliente, como intervalo de temperaturas entre una temperatura que es menor que la temperatura del baño de galvanizado por inmersión en caliente en 40 °C y una temperatura que es mayor que la temperatura del baño de galvanizado por inmersión en caliente en 50 °C; llevar a cabo un tratamiento de aleación en el acero a un intervalo de temperaturas igual o menor que 600 °C; y enfriar el acero hasta una temperatura igual o menor que 40 °C.

(7) En el método de fabricación de la chapa de acero galvanizada por inmersión en caliente de acuerdo con (5) o (6), el recocido se puede llevar a cabo a una temperatura menor que 840 °C.

(8) En el método de fabricación de la chapa de acero galvanizada por inmersión en caliente de acuerdo con (5) o (6), al recocido se puede llevar a cabo a una temperatura igual o mayor que 840 °C.

Efectos de la invención

De acuerdo con la presente invención, un acero galvanizado por inmersión en caliente que es apropiado para un miembro estructural, un miembro de refuerzo, y un miembro de suspensión para un vehículo, tiene una resistencia de tracción igual o mayor que 980 MPa, y tiene excelente adhesión de metalizado y resistencia a la fractura retardada, se puede proporcionar a bajo coste.

Breve descripción de los dibujos

La Figura 1 es una fotografía obtenida por medio de observación de un corte transversal de una plancha de acero galvanizada por inmersión en caliente de acuerdo con una realización de la presente invención que se procesó usando un dispositivo de procesado por FIB, con un FE-TEM a un aumento de 50.000 veces.

La Figura 2 es un diagrama que muestra esquemáticamente un método de cálculo de una relación de área proyectada de óxidos en una capa metálica de la plancha de acero galvanizada por inmersión en caliente de la realización.

La Figura 3A es un diagrama de flujo que muestra un método de fabricación de una plancha de acero galvanizada por inmersión en caliente de acuerdo con una realización de la presente invención.

La Figura 3B es un diagrama de flujo (relativo a la Fig. 3A) que muestra un método de fabricación de una plancha de acero galvanizada por inmersión en caliente de acuerdo con una realización de la presente invención.

Realizaciones de la invención

La presente invención ha estudiado solucionar los problemas anteriormente mencionados. Como resultado de ello, los inventores han descubierto que, tras llevar a cabo el laminado en frío del acero con reducción acumulada de laminado igual o mayor que un 40 % usando un molino de laminado en frío que incluye un laminador de trabajo que tiene un diámetro de laminador igual o menor que 1400 mm, reteniendo la plancha en un intervalo de temperaturas de 550 °C a 750 °C durante 20 segundos o más durante el calentamiento de la plancha en el momento del recocido, se pueden formar óxidos que contienen uno o más de Si, Mn y Al independientemente o en combinación de unos con otros, sobre una capa superficial de una plancha de acero. Además, los presentes inventores han encontrado que, tras la formación de óxidos sobre la capa superficial de la plancha de acero, por medio de inmersión de la plancha de acero en un baño de galvanizado por inmersión en caliente que fluye a una velocidad de flujo de 10 m/min a 50 m/min y llevando a cabo un tratamiento de galvanizado por inmersión en caliente, o tratamiento de galvanizado por inmersión en caliente y tratamiento de aleación, se pueden dispersar los óxidos en la capa metalizada de forma que la relación de área proyectada de los óxidos sea igual o mayor que un 10 % y también se obtenga una excelente adhesión de metalizado. Además, los presentes inventores han encontrado que, mediante la dispersión apropiada de los óxidos en la capa metalizada, se pueden usar los óxidos como punto de retención y se mejora la resistencia a la fractura retardada.

A continuación, se describe la realización con detalle.

Una plancha de acero galvanizada por inmersión en caliente de acuerdo con la realización incluye una plancha de acero, y una capa metalizada sobre la superficie de la plancha de acero. La plancha de acero puede incluir además diversas capas de cubrimiento tales como una capa orgánica o una capa inorgánica sobre la superficie de la capa metalizada. Cuando no se forma dicha capa de cubrimiento sobre la lámina de la plancha de acero, la plancha de acero metalizada incluye la plancha de acero, y la capa metalizada sobre la superficie de la plancha de acero.

En primer lugar, se describe la capa metalizada dispuesta sobre la plancha de acero. Esta capa metalizada incluye una capa metalizada por inmersión en caliente y una capa galva-recocida.

(9) Se proporciona la capa metalizada sobre la superficie de la plancha de acero y contiene óxidos que contienen uno o dos o más de Si, Mn y Al, independientemente o en combinación de unos con otros. En la realización, lo más importante es dispersar los óxidos que contienen uno o dos o más de Si, Mn y Al en la capa metalizada, en la capa metalizada. Particularmente, el efecto de los mismos se obtiene significativamente por medio de dispersión de los óxidos en la capa metalizada de forma que la relación de área cuando se observa la plancha de acero en la dirección de la superficie de la plancha de acero, es decir, la relación de área obtenida dividiendo la longitud de los óxidos proyectados hasta la interfaz entre la capa metalizada y la chapa de acero entre la longitud de la interfaz entre la capa metalizada y la chapa de acero, cuando el corte transversal que incluye la chapa de acero y la capa metalizada se observa en la dirección del espesor de la plancha, es igual o mayor que un 10 %. La presente relación de área proyectada también puede hacer referencia a cubrimiento visible de los óxidos que forman una sombra sobre la superficie de la plancha de acero, cuando se observa la plancha de acero desde encima de la superficie de la plancha de acero galvanizada por inmersión en caliente. Aunque el mecanismo específico no esté claro, debido a que los óxidos presentan diversos defectos, los óxidos de la capa metalizada retienen hidrógeno (por ejemplo, el hidrógeno generado por medio de una reacción de corrosión o el hidrógeno de la atmósfera) que penetra desde la superficie de la plancha de acero y retarda la entrada de hidrógeno al interior de la plancha de acero, y de este modo se puede mejorar la resistencia a la fractura retardada. Dado que la plancha de acero de automóvil se usa en un entorno seco y húmedo alternante, es decir, en un entorno húmedo-seco, el hidrógeno que queda retenido una vez por los óxidos que existen sobre la capa superficial de la plancha de acero en el entorno húmedo se libera a un entorno seco. Por consiguiente, la dispersión de óxidos en la capa metalizada como se ha descrito anteriormente puede tener un mayor efecto sobre la resistencia a la fractura retardada en el entorno de uso real del vehículo.

La forma de los óxidos descritos anteriormente puede ser cualquiera de una película, granular o forma de cuerda, y el efecto de la realización se puede obtener con tal de que la relación de área proyectada esté dentro del intervalo descrito con anterioridad. No obstante, los óxidos con forma de película tienden a tener una relación de área proyectada mayor con respecto a una fracción en volumen, y de este modo, la forma de los óxidos se genera de forma deseable en la forma de película, de manera que la relación de área proyectada esté dentro del intervalo de la realización por medio del tratamiento en un tiempo reducido.

Los óxidos objeto de dispersión en la capa metalizada son óxidos de Si, Mn o Al, debido a que los óxidos de los mismos tienen un punto de fusión elevado en comparación con el de cinc, de manera que los óxidos (por ejemplo, que tienen una forma de película) se dispersan de forma sencilla en la capa metalizada. Particularmente, en el caso de usar óxidos con forma de película, es posible lograr más fácilmente una relación de área proyectada igual o mayor que un 10 %. Además, si se dispersan los óxidos en una región de capa metalizada en 5 μm a partir de la interfaz entre la chapa de acero y la capa metalizada, se obtiene un efecto de retención de hidrógeno más significativo. Tras la formación de los óxidos sobre la capa superficial de la plancha de acero, llevando a cabo el tratamiento de galvanizado por inmersión en caliente, o el tratamiento de galvanizado por inmersión en caliente y el tratamiento de aleación, se pueden dispersar los óxidos dentro de la capa metalizada como se muestra en la Figura 1. Los óxidos se usan sobre la superficie de la plancha de acero, debido a que las características de los óxidos, tales como el tamaño y la densidad numérica, se controlan fácilmente y resulta ventajoso la generación de óxidos, que corresponden a la relación de área proyectada de igual o mayor que un 10 %.

En la presente memoria, como óxidos que contienen uno o dos o más de Si, Mn y Al independientemente o en combinación de unos con otros, se usan SiO_2 , MnO , Al_2O_3 , Mn_2SiO_4 y similares, y se prefieren SiO_2 y Mn_2SiO_4 .

Además de eso, se obtiene el mismo efecto incluso en el caso de contener óxido (Cr_2O_3) que contiene Cr.

Por otra parte, resulta difícil metalizar óxidos que contienen cinc fundido metalizado sobre la plancha de acero. Por ejemplo, aunque se dispersen los óxidos en el cinc fundido, los óxidos forman agrupaciones debido a las fuerzas de Van der Waals, y se convierten en óxidos más grandes que tienen un tamaño de 1 μm o varios mm. Los óxidos grandes pueden provocar la ausencia de metalizado o defectos. Por tanto, no es preferible dispersar los óxidos en cinc fundido. Además, normalmente, con el fin de mejorar la adhesión de metalizado, generalmente se retira el óxido sobre la superficie de la plancha de acero antes del metalizado para obtener una superficie normal, y los óxidos no se forman de manera intencionada sobre la superficie de la plancha de acero antes del metalizado.

Los óxidos de Zn y Al existen en el cinc fundido como óxidos inevitables. Resulta deseable retirar los óxidos tanto como resulte posible, o controlar la reacción con la plancha de acero, pero inevitablemente los óxidos (por ejemplo, igual o menos de un 5 %) pueden existir en la capa metalizada. No obstante, debido a que la capa metalizada se oxida fácilmente, existe un caso en el que el óxido de Zn existe sobre la superficie de la capa metalizada, pero no se tiene en cuenta como óxido en la capa metalizada.

Los óxidos objeto de dispersión en la capa metalizada en la realización son óxidos que contienen Si, Mn o Al, independientemente o en combinación de unos con otros. Los óxidos se pueden controlar por medio de adición de Si, Mn o Al a la plancha de acero y mediante el control de la atmósfera en el momento del recocido. Mientras tanto, con la adición de elementos tales como Ni, Cu y similares que apenas se oxidan, debido a que no solo se provoca la

oxidación de los elementos aditivos sino la oxidación de Fe, resulta difícil asegurar la relación de área proyectada de los óxidos y las propiedades de metalizado. Por consiguiente, en la realización, mediante la adición a la plancha de acero de Si, Mn o Al como elementos que se oxidan más fácilmente que el Fe, y el ajuste de las condiciones de recocido y la atmósfera del horno en unas condiciones predeterminadas, se forman óxidos que contienen los elementos independientemente o en combinación de unos con otros, sobre la superficie de la plancha de acero.

Es necesario que los óxidos estén presentes para que la relación de área proyectada sea igual o mayor que un 10 % como se ha descrito anteriormente con respecto a la superficie de la plancha de acero. En la realización, debido a que los óxidos se usan para retener el hidrógeno que penetra procedente de la superficie de la plancha de acero, de manera deseable los óxidos existen en la capa metalizada y cubren ampliamente la interfaz entre la plancha de acero y la capa metalizada. El efecto de los mismos se obtiene ajustando la relación de área proyectada para que sea igual o mayor que un 10 %. De manera deseable, la relación de área proyectada es igual o mayor que un 15 % y de manera más deseable igual o mayor que un 20 %. Por otra parte, si la relación de área proyectada es mayor que un 90 %, la reacción de aleación se vuelve extremadamente lenta, y resulta necesario una aleación de alta temperatura para ajustar el % de Fe en la capa metalizada para que esté dentro de un intervalo predeterminado. En este caso, debido a que la austenita se transforma en perlita, no es posible obtener una propiedad de material predeterminada. La relación de área proyectada por los óxidos se puede medir fácilmente mediante la observación del corte transversal de la plancha de acero galvanizada por inmersión en caliente. Con detalle, como se muestra en la Figura 2, se puede evaluar la relación de área proyectada en base a la relación de longitud de óxido en la dirección paralela, con respecto a la interfaz entre la capa metalizada y la plancha de acero. Por ejemplo, como se muestra en la Figura 2, en un caso en el que los óxidos se proyectan verticalmente con respecto a la interfaz (interfaz aproximada como línea recta) entre la capa metalizada y la plancha de acero, se puede evaluar la relación de área proyectada A (%) en base a la relación de longitud de proyección (por ejemplo, longitudes (L-1₁-1₂-1₃) de la Figura 1) de los óxidos proyectados (sombra) con respecto a la longitud (por ejemplo, la longitud L en la Figura 2) de la interfaz entre la capa metalizada y la plancha de acero. En la realización, la medición se lleva a cabo en 5 campos visuales con un aumento de 10.000 veces, y se define el valor promedio de la misma como la relación de área proyectada. Dado que el objeto de la dispersión de óxido de la realización consiste en retener el hidrógeno que penetra en el mismo, con los óxidos de la capa metalizada, es posible solapar los óxidos unos con otros.

La identificación de la composición y la evaluación de los óxidos se puede llevar a cabo realizando la observación de la microestructura con el corte transversal de la plancha de acero galvanizada por inmersión en caliente. Por ejemplo, existe un método de procesamiento del corte transversal de la plancha de acero para dar lugar a escamas finas de manera que contenga la capa metalizada, usando un dispositivo de procesamiento por haz iónico de enfoque (FIB), y posteriormente llevando a cabo la observación con microscopio electrónico de transmisión y emisión de campo (FE-TEM) y análisis de composición con espectrometría de rayos-X con dispersión de energía (EDX). En la realización, tras la preparación de muestras para la observación con el dispositivo de procesamiento de FIB, se observaron los óxidos con FE-TEM a un aumento de 50.000 veces. Además, mediante el análisis de los óxidos por EDX, fue posible la identificación de los mismos.

La capa metalizada es una capa galvanizada por inmersión en caliente o capa galva-recocida que contienen igual o más de un 15 % en masa de Fe. Si la cantidad de Fe supera un 15 % en masa, la adhesión de la propia capa metalizada se ve deteriorada y la capa metalizada se fractura, se retira y se une a un troquel durante el procesamiento, y esto provoca defectos en el momento de la formación. En caso de desear soldabilidad por puntos o una propiedad de revestimiento, es preferible mejorar las propiedades de la capa metalizada en el tratamiento de aleación. Con detalles, tras sumergir la capa metalizada en el baño de galvanizado por inmersión en caliente, llevando a cabo el tratamiento de aleación, se introduce Fe en la capa metalizada, y es posible obtener una plancha de acero galvanizada por inmersión en caliente de alta resistencia que incluye la capa galva-recocida que tiene una excelente propiedad de revestimiento o soldabilidad por puntos. No obstante, en caso de llevar a cabo un tratamiento de aleación, si la cantidad de Fe tras el tratamiento de aleación es menor que un 7 % en masa, la soldabilidad por puntos no resulta suficiente. Por tanto, cuando se lleva a cabo el tratamiento de aleación, es decir, cuando la capa metalizada es la capa galva-recocida, el intervalo de la cantidad de Fe en la capa metalizada de manera deseable es de un 7 % en masa a un 15 % en masa.

La composición química de la capa metalizada, de manera deseable, contiene, en % en masa igual o menos de un 15 % de Fe, y el resto de un 80 % a un 100 % de Zn, igual o menos de un 2 % de Al e impurezas inevitables. Como impurezas inevitables en la capa metalizada, existen impurezas inevitables mezcladas en la misma cuando tiene lugar la fabricación (por ejemplo, impurezas inevitables en el baño de metalizado o elementos químicos que proceden de la composición química de la plancha de acero (excluyendo Fe, Al y Zn), o elementos químicos procedentes del pre-metalizado llevado a cabo si resultara necesario (Ni, Cu y Co)). La capa metalizada puede contener elementos químicos tales como Fe, Al, Mg, Mn, Si, Cr, Ni, Cu y similares, además de Zn.

El peso de metalizado (cantidad de la capa metalizada ligada por unidad de área) no está particularmente limitado, pero de manera deseable es igual o mayor que 5 g/m² por peso superficial de un lado, desde el punto de vista de resistencia a la corrosión. Además, el peso de metalizado es, de manera deseable, igual o menor que 100 g/m² por peso superficial de un lado, desde el punto de vista de garantizar la adhesión de metalizado.

Además, con el fin de mejorar más la adhesión de metalizado, se puede llevar a cabo el metalizado con Ni, Cu, Co y

Fe independientemente o en combinación de unos con otros, sobre la plancha de acero antes del recocido.

5 Cuando la capa metalizada es la capa galva-recocida, de manera deseable, la concentración de Al efectiva en el baño de metalizado se controla para que esté dentro del intervalo de un 0,05 % en masa a un 0,500 % en masa, con el fin de controlar las propiedades de la capa metalizada. En la presente memoria, la concentración efectiva de Al en el baño de metalizado es un valor obtenido restando la concentración de Fe en el baño de metalizado de la concentración de Al en el baño de metalizado.

10 En caso de que la concentración efectiva de Al sea menor que un 0,05 % en masa, no es posible obtener aspecto excelente debido a la generación significativa de escoria. Por otra parte, en caso de que la concentración efectiva de Al sea mayor que 0,500 % en masa, la aleación es lenta y la productividad se ve degradada. Por tanto, la concentración efectiva de Al en el baño, de manera deseable, es de un 0,05 % en masa a un 0,500 % en masa.

15 Con el fin de medir el contenido de Fe y Al en la capa metalizada, se puede usar un método para llevar a cabo el análisis químico de una solución tras disolver la capa metalizada con ácido y retirar los óxidos no disueltos. Por ejemplo, se puede usar un método para disolver únicamente la capa metalizada de la chapa de acero galva-recocida obtenida por medio de corte para obtener un tamaño de 30 mm x 40 mm, con una disolución acuosa de HCl al 5 % a la cual se ha añadido un inhibidor, al tiempo que se evita la elución del material de base de chapa de acero, y determinar el contenido de Fe y Al a partir de la intensidad de señal obtenida llevando a cabo análisis por emisión de plasma con acoplamiento inductivo (ICP) de la disolución y curva de calibración generada a partir de disoluciones que tienen concentraciones conocidas. Considerando la variación en la medición entre las muestras con al menos tres muestras cortadas a partir de la misma chapa de acero galva-recocida, se puede calcular el promedio de los valores medidos de las muestras.

20 Con el fin de mejorar la propiedad de revestimiento y la soldabilidad, se puede llevar a cabo adicionalmente un metalizado de la capa superior, o se pueden llevar a cabo diversos tratamientos, por ejemplo, tratamiento con cromato, fosfatación, tratamiento de mejora de la lubricidad, tratamiento de mejora de la soldabilidad y similares, sobre la plancha de acero galvanizada por inmersión en caliente de acuerdo con la realización, y esto no afecta negativamente al efecto de la realización.

25 A continuación, se describe una plancha de acero que es un material objeto de metalizado.

30 La plancha de acero contiene componentes químicos que se describen a continuación, una microestructura de plancha de acero contiene, en fracción en volumen, igual o más de un 20 % e igual o más de un 99 % en total de uno o dos de martensita y bainita, y una estructura residual de plancha de acero contiene ferrita, y uno o dos de menos de un 8 % en fracción en volumen de austenita residual, e igual o menos de un 10 % en fracción en volumen de perlita.

35 Con el fin de garantizar una resistencia de tracción igual o mayor que 980 MPa, se incluye un total de un 20 % o más de martensita y bainita. No es necesario limitar particularmente la fracción total en volumen de martensita y bainita, pero cuando se considera la fabricación real, ya que no es necesario ajustar la fracción total en volumen a un 100 %, la fracción total en volumen puede ser igual o menor que un 99 %. Debido a que la bainita tiene una resistencia menor que la de martensita, la fracción en volumen de bainita es, de manera deseable, igual o menor que un 70 %, en un caso de resistencia de tracción igual o mayor que 980 MPa. La austenita residual se transforma en martensita durante el procesado por plegado o tracción. Debido a que la martensita formada en el presente proceso es dura, la resistencia a la factura retardada se ve degradada. Por tanto, la fracción en volumen de la martensita residual se ajusta para que sea menor que un 8 %. Además, si la fracción en volumen de la estructura de perlita supera un 10 %, es difícil garantizar una resistencia igual o mayor que 980 MPa, y por tanto el límite superior de perlita se ajusta en un 10 %. La fracción en volumen de austenita residual y perlita puede ser un 0 %.

40 No obstante, en caso de que se requiera mejorar el estiramiento, resulta deseable que la ferrita esté presente en una fracción en volumen de un 40 % a un 80 %. Se mejora la ductilidad (estiramiento) (ajustando la fracción en volumen de ferrita a igual o mayor que un 40 %). Cuando la fracción en volumen de ferrita es menor que un 40 %, el efecto de la misma es ligero. Por otra parte, cuando la fracción en volumen de la misma supera un 80 %, la fracción en volumen de martensita y bainita se vuelve menor que un 20 %, y es difícil garantizar una resistencia elevada con la resistencia de tracción de 980 MPa. La martensita puede ser cualquiera de carburos que contienen martensita, y carburos inactivos que no contienen martensita. La estructura de bainita también puede ser cualquiera de carburos inferiores que contienen bainita en listones de bainita, y carburos superiores que contienen bainita entre los listones.

45 Mientras tanto, en un caso de mejora adicional de la expansibilidad de orificios, resulta deseable la incorporación de uno o dos de martensita y bainita en una cantidad mayor que un 60 %. El motivo por el que martensita y bainita están presentes en una fracción en volumen mayor que un 60 % en total es garantizar una resistencia igual o mayor que 980 MPa al tiempo que se mejora la expansibilidad de orificios, y cuando la fracción total en volumen de las mismas es igual o menor que un 60 %, su efecto es ligero.

50 En la identificación, observación de las posiciones existentes y medición de la relación de área de cada fase de la microestructura que son ferrita, martensita, bainita, austenita, perlita y la estructura residual, se ataca un corte transversal de la chapa de acero en la dirección de laminado o un corte transversal de la misma en la dirección

ortogonal a la dirección de laminado con un reactivo de nital y un reactivo divulgado en la Solicitud de patente japonesa no examinada, primera publicación N.º S59-219473, y se puede llevar a cabo la cuantificación con un microscopio óptico con un aumento de 1.000 veces y un microscopio electrónico de transmisión y barrido con un aumento de 1.000 veces a 100.000 veces. Se lleva a cabo la observación a 20 o más campos visuales, y la relación de área de cada estructura se puede adquirir por medio de un método de conteo por puntos o análisis de imágenes. Aunque el método de medición es una observación en dos dimensiones, en la chapa de acero de acuerdo con la realización, se obtiene la misma relación de área en todos los cortes transversales. Por tanto, la relación de área es igual a la fracción en volumen.

A continuación, se describen los motivos para limitar los componentes químicos de la chapa de acero que es un material a metalizar. A continuación, el % del componente químico representa % en masa.

C: C es un elemento usado para aumentar la resistencia de la chapa de acero. No obstante, si el contenido de C es menor que un 0,05 %, resulta difícil lograr tanto resistencia de tracción igual o mayor que 980 MPa como operabilidad. Por otra parte, si el contenido de C es igual o mayor que un 0,40 %, resulta difícil garantizar la soldabilidad por puntos. Además, la austenita residual se genera de forma excesiva y la resistencia a la fractura retardada se ve degradada. Por tanto, el intervalo del mismo se limita a igual o mayor que un 0,05 % y menor que un 0,40 %.

Si: Si se puede dispersar en la capa metalizada en forma de óxido. De este modo, Si es el elemento aditivo más importante usado para mejorar la resistencia a la fragilidad por hidrógeno (resistencia de fractura retardada). No obstante, cuando la cantidad añadida del mismo es menor que un 0,5 %, la cantidad de óxidos no es suficiente, y la resistencia a la fractura retardada no mejora lo suficiente. Por tanto, resulta necesario añadir un 0,5 % o más de Si. Por otra parte, cuando la cantidad añadida del mismo supera un 3,0 %, la operabilidad se ve degradada, la chapa de acero se vuelve frágil y se favorece la aparición de fractura retardada. Además, la propiedad de decapado se degrada. Por consiguiente, el contenido de Si se limita a un intervalo de un 0,5 % a un 3,0 %. Además, Si es un elemento de refuerzo y es efectivo para aumentar la resistencia de la chapa de acero. El contenido de Si es más preferentemente de un 0,5 % a un 2,5 % e incluso más preferentemente de un 0,5 % a un 2,0 %.

Mn: Mn es un elemento de refuerzo y es efectivo para aumentar la resistencia de la chapa de acero. Además, Mn se puede dispersar en la capa metalizada en forma de óxido. No obstante, cuando el contenido de Mn es menor que un 1,5 %, resulta difícil obtener una resistencia de tracción igual o mayor que 980 MPa. Por otra parte, cuando el contenido de Mn supera un 3,0 %, se favorece la co-segregación de P y S y la operabilidad se ve significativamente degradada. Además, la austenita residual se genera excesivamente y la resistencia a la fractura retardada disminuye. Por tanto, se ajusta un 3,0 % al límite superior. Más preferentemente el intervalo del mismo es de un 2,0 % a un 2,8 %.

O: O en la chapa de acero forma los óxidos de la chapa de acero (exceptuando la parte superficial). Los óxidos presentes en la chapa de acero degradan el estiramiento y la expansibilidad de orificios. Por consiguiente, es necesario evitar la cantidad añadida de O en la chapa de acero. Particularmente, los óxidos existen como inclusiones en muchos casos, y si los óxidos existen sobre la superficie final perforada o sobre un corte transversal de recorte, se produce un defecto conformado de recorte o se forma un hoyuelo basto sobre la superficie final. Esto tiene como resultado la concentración de tensión en el momento del proceso de refuerzo elevado y expansión de orificios, y estos se convierte en el origen de la formación de fisuras que provocan una degradación significativa en la expansibilidad de orificios, aptitud de plegado y resistencia a la fractura retardada. Si el contenido de O supera un 0,006 %, esta tendencia se vuelve significativa, y por consiguiente el límite superior del contenido de O se ajusta para que sea igual o menor que un 0,006 %. Por otra parte, es preferible la incorporación de una pequeña cantidad de O en la chapa de acero, pero si el contenido de O es menor que un 0,0001 %, no resulta económicamente preferido debido al coste excesivamente elevado, y por consiguiente este es sustancialmente el límite inferior. No obstante, en la chapa de acero galvanizada por inmersión en caliente de acuerdo con la realización, debido a que los óxidos están dispersados en la capa metalizada, el contenido de O en la capa metalizada o en las proximidades de la interfaz entre la capa metalizada y la chapa de acero es mayor que dentro de la chapa de acero. Debido a que los óxidos existentes sobre la superficie de la chapa de acero existen sobre la superficie de la chapa de acero o en la capa metalizada, los óxidos existentes sobre la superficie de la chapa de acero no se definen como los óxidos presentes en la chapa de acero o el contenido de oxígeno de la chapa de acero. Con detalle, en caso de medir el contenido de O de la chapa de acero, la medición se lleva a cabo tras retirar la capa metalizada y llevando a cabo el pulido mecánico de la superficie de la chapa de acero en 10 µm.

P: P tiende a segregarse en la parte central de espesor de la chapa y provoca fragilidad en la soldadura. Si el contenido de P supera un 0,04 %, la fragilidad de la soldadura se vuelve significativa, y por tanto el contenido de P es limitado a igual o menor que un 0,04 %. Si el contenido de P supera un 0,04 %, la chapa de acero se vuelve frágil y se favorece la aparición de fractura retardada. Un valor límite inferior de P no está particularmente especificado, pero si el valor límite inferior del mismo es menor que un 0,0001 %, no resulta rentable, y por tanto este valor se ajusta preferentemente como valor límite inferior.

S: S afecta negativamente a la soldabilidad y aptitud de fabricación en el momento de la colada y el laminado en caliente. Por tanto, el contenido de S se limita para que sea igual o menor que un 0,01 %. S forma enlaces con Mn

para formar MnS basto. Este MnS degrada la aptitud de plegado o la expansibilidad de orificios, o favorece la aparición de fractura retardada. Por consiguiente, resulta deseable que el contenido de S sea tan pequeño como resulte posible. No obstante, un contenido de S menor que un 0,0001 % no resulta rentable, y por tanto este valor se ajusta preferentemente como valor límite inferior.

5 Al: Al se puede añadir como Al y se puede usar para mejorar la resistencia de fractura retardada por medio de dispersión en la capa metalizada en forma de óxido. Además, también se puede usar Al como material desoxidante. No obstante, la adición excesiva del mismo aumenta el número de inclusiones bastas basadas en Al, y provoca la degradación de la expansibilidad de orificios o la aparición de defectos superficiales. Además, la adición de Al
10 excesiva no resulta preferida, debido a que la adición de Al provoca fragilidad de la chapa de acero y favorece la aparición de fracturas retardadas. Por tanto, el límite superior de adición de Al se ajusta en un 2,0 %. El límite inferior del mismo no está particularmente limitado, pero resulta difícil de ajustar el contenido de Al a igual o menos de un 0,0005 % y por tanto este es sustancialmente el límite inferior.

15 N: N forma nitruros bastos en el acero. Los nitruros degradan la aptitud de plegado o la expansibilidad de orificios y degradan la resistencia a la fractura retardada, y por consiguiente resulta necesario reducir la cantidad añadida del mismo. Si el N supera un 0,01 %, estas tendencias se vuelven significativas, y por tanto el intervalo del contenido de N se ajusta para que sea igual o menor que un 0,01 %. Además, resulta deseable ajustar el contenido de N para que sea pequeño ya que N provoca la generación de sopladuras en el momento de la soldadura. De este modo, no es necesario especificar particularmente el valor límite inferior del mismo. No obstante, si el contenido de N es menor
20 que un 0,0005 %, el coste de fabricación aumenta significativamente, y por tanto este es sustancialmente el límite inferior.

La chapa de acero galvanizada por inmersión en caliente de acuerdo con la realización básicamente tiene la composición que incluye los elementos descritos anteriormente y el resto que incluye hierro e impurezas inevitables, pero puede contener además uno cualquiera o dos o más de los siguientes elementos, como elementos usados a
25 partir de la técnica anterior para mejorar la resistencia o similares. Incluso si los elementos selectivos se mezclan inevitablemente en la chapa de acero (por ejemplo, una cantidad que sea menor que un límite inferior preferido de cada elemento selectivo), los efectos de la realización no se ven degradados. Además, debido a que no es necesario añadir elementos químicos a la chapa de acero, todos los límites inferiores de los elementos químicos son de un 0 % y no limitados.

30 Mo: Mo es un elemento de refuerzo y es importante para mejorar la templabilidad. No obstante, si el contenido de Mo es menor que un 0,01 %, no se obtienen los efectos del mismo, y por consiguiente se ajusta un valor límite inferior cuando se añade Mo de un 0,01 %. Por otra parte, si se incluye más de un 1,0 % de Mo, afecta negativamente a la aptitud de fabricación en el momento de la fabricación y el laminado en caliente, introduce fragilidad en la chapa de acero y favorece la aparición de fracturas retardadas, y por tanto se ajusta el límite superior del mismo en un 1,0 %.

35 Cr: Cr es un elemento de refuerzo y es efectivo para mejorar la templabilidad. No obstante, si el contenido de Cr es menor que un 0,05 %, no se obtienen los efectos del mismo, y por consiguiente se ajusta un valor límite inferior cuando se añade Cr de un 0,05 %. Por otra parte, si se incluye más de un 1,0 % de Cr, afecta negativamente a la aptitud de fabricación en el momento de la fabricación y el laminado en caliente, introduce fragilidad en la chapa de acero y favorece la aparición de fracturas retardadas, y por tanto se ajusta el límite superior del mismo en un 1,0 %.

40 Ni: Ni es un elemento de refuerzo y es efectivo para mejorar la templabilidad. Además, se puede añadir Ni ya que provoca la mejora de la humectabilidad y favorece la reacción de aleación. No obstante, si el contenido de Ni es menor que un 0,05 %, no se obtienen los efectos del mismo, y por consiguiente se ajusta un valor límite inferior cuando se añade Ni de un 0,05 %. Por otra parte, si se incluye más de un 1,0 % de Ni, afecta negativamente a la aptitud de fabricación en el momento de la fabricación y el laminado en caliente, y por tanto se ajusta el límite
45 superior del mismo en un 1,0 %.

Cu: Cu es un elemento de refuerzo y es efectivo para mejorar la templabilidad. Además, se puede añadir Cu ya que provoca la mejora de la humectabilidad y favorece la reacción de aleación. No obstante, si el contenido de Cu es menor que un 0,05 %, no se obtienen los efectos del mismo, y por consiguiente se ajusta un límite inferior cuando se
50 añade Cu de un 0,05 %. Por otra parte, si se incluye más de un 1,0 % de Cu, afecta negativamente a la aptitud de fabricación en el momento de la fabricación y el laminado en caliente, y por tanto se ajusta el límite superior del mismo en un 1,0 %.

B es efectivo en el refuerzo de las fronteras de grano o el refuerzo del acero por medio de adición de igual o más de un 0,0001 % en masa de B, pero si la cantidad añadida del mismo supera un 0,01 % en masa, no solo se produce la saturación de los efectos del mismo, sino que también la aptitud de fabricación en el momento del laminado en
55 caliente se ve degradada. Por tanto, la cantidad añadida de B se ajusta para que sea de 0,0001 % a 0,01 %.

Ti: Ti es un elemento de refuerzo. Este contribuye a un aumento de la resistencia de la chapa de acero, con refuerzo del precipitado, refuerzo de grano fino evitando el desarrollo de granos de ferrita y refuerzo por dislocación que se consigue evitando la recristalización. Si la cantidad añadida es menor que un 0,005 %, los efectos del mismo no se

obtienen, y por consiguiente cuando se añade Ti el límite inferior de Ti se ajusta en un 0,005 %. Si se incluye más de un 0,3 % de Ti, aumenta la precipitación de carbonitruro y la aptitud de conformación o la resistencia de fractura retardada se ven degradadas, y por tanto el valor límite superior del mismo se ajusta en un 0,3 %.

5 Nb: Nb es un elemento de refuerzo. Este contribuye a un aumento de la resistencia de la chapa de acero, con refuerzo del precipitado, refuerzo de grano fino evitando el desarrollo de granos de ferrita y refuerzo por dislocación que se consigue evitando la recristalización. Si la cantidad añadida es menor que un 0,005 %, los efectos del mismo no se obtienen, y por consiguiente cuando se añade Nb el límite inferior de Nb se ajusta en un 0,005 %. Si se incluye más de un 0,3 % de Nb, aumenta la precipitación de carbonitruro y la aptitud de conformación se ve degradada, y por tanto el valor límite superior del mismo se ajusta en un 0,3 %.

10 V: V es un elemento de refuerzo. Este contribuye a un aumento de la resistencia de la chapa de acero, con refuerzo del precipitado, refuerzo de grano fino evitando el desarrollo de granos de ferrita y refuerzo por dislocación que se consigue evitando la recristalización. Si la cantidad añadida es menor que un 0,005 %, los efectos del mismo no se obtienen, y por consiguiente cuando se añade V el límite inferior de V se ajusta en un 0,005 %. Si se incluye más de un 0,5 % de V, aumenta la precipitación de carbonitruro y la aptitud de conformación se ve degradada, y por tanto el valor límite superior del mismo se ajusta en un 0,5 %.

15 Se puede añadir de un 0,0005 % a un 0,04 % de uno o dos o más elementos seleccionados entre Ca, Mg y REM. Ca, Mg y REM son elementos usados para la desoxidación, y preferentemente se incluyen en una cantidad igual o mayor que un 0,0005 % de uno o dos o más elementos en total, para obtener el efecto de los mismos. REM son metales de las tierras raras. No obstante, si el contenido de cada elemento supera un 0,04 %, la operación de conformación se ve degradada. Por tanto, el contenido de cada elemento es preferentemente de un 0,0005 % a un 0,04 % en total. En la realización, se añade REM como metal misch en muchos casos, y puede contener elementos lantanoides diferentes de La o Ce en combinación. Aunque los elementos lantanoides diferentes de La o Ce se incluyen como impurezas inevitables, se exhiben los efectos de la realización. Incluso cuando se añade La o Ce metálicos, se exhiben los efectos de la realización.

25 La chapa de acero galvanizada por inmersión en caliente de acuerdo con la realización puede además contener (por ejemplo, Zr, Sn, Co, As y similares) diferentes de los elementos descritos anteriormente como impurezas inevitables, en un intervalo que no degrade las propiedades.

30 La chapa de acero galvanizada por inmersión en caliente de acuerdo con la realización tiene una resistencia de tracción TS igual o mayor que 980 MPa y tiene excelente resistencia a la fractura retardada y adhesión de metalizado. La chapa de acero galvanizada por inmersión en caliente (material) de acuerdo con la realización se puede obtener de manera apropiada con un método de fabricación de la realización que se describe a continuación, usando un producto fabricado llevando a cabo cada proceso de fundición, fabricación de acero (refinado), colada, laminado en caliente y laminado en frío, que son procesos típicos de fabricación de acero, en principio. No obstante, incluso cuando se usa un producto fabricado omitiendo una parte o la totalidad del proceso de fabricación de acero, con tal de que se cumplan las condiciones de acuerdo de la realización, es posible obtener los efectos descritos en la realización, y de este modo la fabricación de la chapa de acero galvanizada por inmersión en caliente de acuerdo con la realización no está limitada por el método de fabricación.

40 A continuación, se describe el método de fabricación de la chapa de acero galvanizada por inmersión en caliente de acuerdo con una realización de la presente invención. Con el fin de obtener la chapa de acero galvanizada por inmersión en caliente de acuerdo con una realización de la presente invención, es importante llevar a cabo el control de los óxidos en la capa superficial de la chapa de acero y controlar el flujo en forma de chorro del cinc fundido en el baño de metalizado.

45 El método de fabricación que precede al laminado en caliente no está particularmente limitado. Es decir, se pueden llevar a cabo diversas etapas de fundición secundaria tras la fusión con un alto horno o un horno eléctrico, y posteriormente se puede colar el acero fundido que incluye los componentes químicos descritos anteriormente por medio de un método tal como colada de planchas finas, colada continua general o colada con un método de tocho. En el caso de colada continua, tras enfriamiento a una temperatura más baja una vez y posteriormente calentamiento, se puede llevar a cabo el laminado en caliente o el laminado en caliente de la plancha de colada. Se puede utilizar chatarra como materia prima.

50 Es necesario ajustar la temperatura de calentamiento de la plancha antes del laminado en caliente para que sea igual o mayor que 1100 °C. Si la temperatura de calentamiento de la plancha es menor que 1100 °C, la temperatura de laminado con terminación puede ser inferior a Ar3 punto. En tal caso, se lleva a cabo el laminado de fase dual de ferrita y austenita, una estructura de plancha laminada en caliente se convierte en una estructura de grano dúplex inhomogénea, la estructura inhomogénea no se retira incluso cuando se lleva a cabo el proceso de recocido y laminado en frío, y la ductilidad o la aptitud de plegado se ven degradadas. Además, en la realización, con el fin de garantizar una resistencia de tracción máxima igual o mayor que 980 MPa y tras el recocido, la cantidad de elemento de aleación es grande, en comparación con la del acero blando o similar, y la resistencia en el momento del laminado de terminación tiende a aumentar. Por consiguiente, si la temperatura de calentamiento de la plancha es menor que 1100 °C, resulta difícil llevar a cabo el laminado, debido a un aumento de la fuerza de laminado

acompañada de una disminución de la temperatura de laminado de terminación, y esto puede provocar un defecto de forma de la plancha de acero tras el laminado. Los efectos de la reacción se exhiben sin especificar particularmente un límite superior para la temperatura de calentamiento de la plancha, pero si la temperatura de calentamiento es excesivamente elevada, no resulta preferido desde el punto de vista de rentabilidad. Por tanto, el límite superior de la temperatura de calentamiento de la plancha es menor que 1300 °C.

En la realización, se calcula el punto de transformación Ar3 con la siguiente ecuación.

$$\text{Punto de transformación Ar3 (°C)} = 901 - 325 \times C + 33 \times Si - 92 \times (Mn + Ni/2 + Cr/2 + Cu/2 + Mo/2)$$

(C, Si, Mn, Ni, Cr, Cu y Mo en la ecuación son cada contenido de componente [% en masa] en el acero).

La temperatura de laminado de terminación del laminado en caliente (temperatura de terminación de laminado en caliente) se ajusta para que sea igual o mayor que el punto de transformación Ar3. Los efectos de la realización se exhiben sin especificar particularmente el límite superior. Si la temperatura de laminado es menor que el punto de transformación Ar3, resulta difícil la fabricación ya que la fuerza de laminado se vuelve excesivamente elevada, y el laminado en caliente se lleva a cabo con la fase dual de ferrita y austenita, y por consiguiente la microestructura de la chapa de acero tras el laminado en caliente se vuelve inhomogénea. Es decir, la ferrita generada en el laminado de terminación se estira en el laminado, se vuelve basta y la ferrita transformada a partir de austenita tiene una forma de película tras el laminado. Incluso si se llevan a cabo el laminado en frío y el recocido para realizar el control de la microestructura, la chapa de acero que tiene la microestructura inhomogénea no resulta preferida ya que los materiales varían uno con respecto al otro y la resistencia a la fractura retardada se ve degradada. Por otra parte, no es preferible ajustar la temperatura de laminado de terminación del laminado en caliente a un valor de temperatura excesivamente alta, ya que es necesario ajustar la temperatura de calentamiento de la plancha a un valor excesivamente elevado para garantizar la temperatura. Por tanto, la temperatura límite superior de la temperatura de laminado de terminación del laminado en caliente, de manera deseable, es igual o menor que 1000 °C.

Las condiciones del enfriamiento tras el laminado en caliente no se especifican de forma particular, y los efectos de la realización se obtienen mediante el uso de un patrón de enfriamiento para llevar a cabo el control de la microestructura por los respectivos requisitos.

El enfriamiento se lleva a cabo tras el laminado en caliente. Es necesario ajustar una temperatura de enrollamiento de 300 °C a 700 °C. Si la temperatura de enrollamiento supera 700 °C, se genera una estructura de perlita o ferrita basta en la estructura laminada en caliente, la inhomogeneidad estructural tras el recocido se hace significativa, y la anisotropía material del producto final también se vuelve significativa. Además, no es preferible llevar a cabo el enrollamiento a una temperatura mayor que 700 °C, el espesor de los óxidos formados sobre la superficie de la chapa de acero aumenta de forma excesiva, y, por consiguiente, la propiedad de decapado se ve degradada. Por otra parte, si la temperatura de enrollamiento es igual o menor que 300 °C, la resistencia de la chapa laminada en caliente se vuelve grande y, por consiguiente, la fuerza de laminado en frío se vuelve grande. Esto tiene como resultado la dificultad del laminado en frío o la dificultad de fabricación tal como la rotura de la chapa.

Además, las chapas laminadas de forma tosca se pueden unir unas a otras en el momento del laminado en caliente para llevar a cabo el laminado de terminación de forma continua. Las chapas laminadas de forma tosca se pueden enrollar una vez.

El decapado se lleva a cabo sobre la chapa de acero laminada en caliente que se enrolla como se ha descrito con anterioridad. El decapado es importante para mejorar las propiedades de metalizado ya que es posible retirar los óxidos sobre la superficie de la chapa de acero. Como método de decapado, se puede usar un método bien conocido. Además, el decapado se puede llevar a cabo una vez o se puede llevar a cabo múltiples veces por separado.

La chapa de acero laminada en caliente decapada se somete a laminado en frío con reducción acumulada de laminado de un 40 % a un 80 % y la chapa pasa a través de una línea de galvanizado continua. Debido a que Si, Al o Mn que forman los óxidos descritos anteriormente se proporcionan por medio de la difusión desde el interior de la chapa de acero (en particular sobre la frontera de grano), los óxidos se forman de manera sencilla en las proximidades de la frontera de grano de la superficie de la chapa metálica. Como resultado de ello, si el tamaño de grano de la ferrita es grande, la relación de frontera de grano de la superficie de la chapa de acero es pequeña, y resulta difícil ajustar la relación de área proyectada de los óxidos para que sea igual o mayor que un 10 %. En general, la ferrita tal y como se encuentra laminada en frío se estira en la dirección de laminado y la relación de frontera de grano es pequeña. Como resultado de ello, en caso de recocer la estructura tal y como se obtiene del laminado en frío, resulta difícil ajustar la relación de área proyectada de los óxidos para que sea igual o mayor que un 10 %. Por consiguiente, es necesario favorecer la formación de los óxidos por medio de recristalización de la ferrita y disminución del tamaño de grano, antes de la formación de los óxidos. Cuando la reducción acumulada de laminado en el laminado en frío es menor que un 40 %, no se introduce de manera suficiente la deformación necesaria para la recristalización. Además, la ductilidad del producto final se ve degradada y por tanto esta se ajusta a un límite inferior. Además, cuando la reducción acumulada de laminado es menor que un 40 %, resulta difícil mantener una forma lisa. Por otra parte, en el laminado en frío con reducción acumulada de laminado que supera un

80 %, resulta difícil llevar a cabo el laminado en frío debido a la excesiva fuerza de laminado en frío, y por tanto esto se ajusta como el límite superior. Un intervalo más preferido del mismo es de un 45 % a un 75 %. Con tal de que la reducción acumulada de laminado esté dentro del intervalo descrito anteriormente, se exhiben los efectos de la realización sin especificar de manera particular el número de pases de laminado y la reducción de laminado de cada pase.

En la realización, se ajusta el diámetro de un laminador de trabajo cuando se lleva a cabo el laminado en frío (diámetro de laminador) para que sea igual o menor que 1400 mm. El diámetro del mismo es, de manera deseable, igual o menor que 1200 mm y, de manera más deseable, igual o menor que 1000 mm. Los motivos son porque los tipos de tensión introducida varían dependiendo de los diámetros de laminador y la tensión de cizalladura se introduce de forma sencilla cuando se usa un laminador de diámetro pequeño. Debido a que la recrystalización tiene lugar de forma sencilla a partir de una banda de cizalladura, la recrystalización tiene lugar de forma rápida cuando se somete la chapa de acero a laminado con el laminador con un diámetro pequeño, que forma muchas bandas de cizalladura. Es decir, llevando a cabo el laminado usando el laminador de trabajo con diámetro de laminador pequeño, es posible comenzar la recrystalización antes de la formación de los óxidos.

En la presente memoria, cuando se ajusta un espesor de chapa entrante antes del pase inicial en cada proceso de laminado (por ejemplo, proceso de laminado en frío) como referencia, la reducción acumulada de laminado es un porcentaje de la reducción acumulada de laminado con respecto a la referencia (diferencia entre el espesor de chapa entrante antes del pase inicial en el laminado y el espesor de chapa existente tras el pase final en el laminado).

Los efectos de la realización se exhiben sin especificar, particularmente una tasa de calentamiento en un caso en el que la chapa pasa a través de la línea de metalizado. No obstante, la tasa de calentamiento que es menor que 0,5 °C/s no resulta preferida, ya que la productividad se ve degradada de forma significativa. Además, no se prefiere una tasa de calentamiento que supere 100 °C/s desde el punto de vista de rentabilidad, ya que provoca una inversión excesiva en equipamiento.

En la realización, la chapa de acero se mantiene en un intervalo de temperaturas de 550 °C a 750 °C, cuando se calienta hasta la temperatura de recocido en un caso en el que la chapa pasa a través de la línea de metalizado, durante 20 segundos o más. Esto es porque la recrystalización transcurre suficientemente en este intervalo de temperaturas, mientras que la formación de óxidos se retarda en comparación con la recrystalización. Los óxidos que contienen Si, Mn o Al, independientemente o en combinación de unos con otros, tienden a formarse en primer lugar sobre la frontera de grano de la ferrita sobre la superficie de la chapa de acero, y usan la frontera de grano de ferrita fina formada por medio de recrystalización como punto de generación. Es decir, tras llevar a cabo el laminado en frío, manteniendo este intervalo de temperaturas, es posible comenzar la recrystalización antes de la formación de los óxidos. No resulta deseable ajustar la temperatura durante la retención a un valor menor que 550 °C, ya que se requiere un tiempo prolongado para la recrystalización. No resulta deseable ajustar la temperatura en la retención en un valor mayor que 750 °C, ya que se forman rápidamente óxidos sobre la frontera de grano en medio de la recrystalización o el desarrollo de los granos. No obstante, una vez que se han formado los óxidos, la retención durante un tiempo prolongado puede llevarse a cabo en el intervalo de temperaturas mayor que 750 °C para el control de la microestructura. Se obtiene el mismo efecto con una estructura que tiene ferrita como fase primaria o con la estructura que tiene bainita o martensita como fase primaria. No resulta deseable que el tiempo de retención a una temperatura de 550 °C a 750 °C sea más corto que 20 segundos, ya que la recrystalización no transcurre de manera suficiente. Por otra parte, la retención durante más de 2000 segundos no resulta preferida, ya que no solo la productividad se ve degradada, sino que también los óxidos formados son gruesos, lo que provoca que no tenga lugar el metalizado. Preferentemente, la retención se lleva a cabo durante 40 segundos a 500 segundos. La retención no solo representa el mantenimiento de la isoterma, y puede incluir un cambio en la temperatura tal como calentamiento o mantenimiento en este intervalo de temperaturas.

Debido a que los óxidos se forman prioritariamente sobre la frontera de grano de ferrita, éstos tienen estructura de red en muchos casos.

Tras la retención, se lleva a cabo el recocido. Con el fin de provocar que los óxidos que contienen uno o más de los óxidos que contienen Si, Mn o Al, independientemente o en combinación de unos con otros, estén presentes en la capa metalizada, en el proceso de recocido de una línea de galvanizado continua (CGL), tras la formación de los óxidos de los elementos oxidables sobre la superficie de la chapa de acero, resulta necesario llevar a cabo el metalizado e introducir los óxidos en la capa metalizada. Para formar los óxidos de Si, Mn o Al sobre la superficie de la chapa de acero, se controla la atmósfera del proceso de recocido en la línea de galvanizado continua para que esté dentro de un intervalo apropiado. Es decir, resulta particularmente importante manejar la concentración de H₂ y la temperatura de condensación en la atmósfera de recocido con la temperatura de recocido. En la presente memoria, en la realización, el recocido se lleva a cabo en condiciones de una atmósfera de N₂ en la que la concentración de H₂ sea igual o menor que un 20 % en volumen, la temperatura de condensación sea igual o mayor que -20 °C, y la temperatura máxima de calentamiento sea de 750 °C a 900 °C. Si la temperatura máxima de calentamiento es menor que 750 °C, es necesario un tiempo excesivo para reformar una disolución de sólidos de carburos formada en el momento del laminado en caliente, los carburos o una parte de los mismos permanecen, o la bainita o la martensita no se obtienen de manera suficiente tras el enrollado, y por consiguiente resulta difícil

- garantizar la resistencia igual o mayor que 980 MPa. Por otra parte, el calentamiento a una temperatura excesivamente elevada no solo resulta preferido desde el punto de vista de rentabilidad ya que provoca un aumento de coste, sino que también genera dificultades en las que la forma de la chapa en el momento de pasar a temperatura elevada se degrada o el tiempo de vida del laminado se reduce, y por tanto el límite superior de la temperatura máxima de calentamiento se ajusta en 900 °C. El tiempo de tratamiento térmico en este intervalo de temperaturas es, de manera deseable, 10 segundos o más para disolver los carburos. Por el contrario, el tiempo de tratamiento térmico que es mayor que 1000 segundos no resulta preferido desde el punto de vista de rentabilidad, ya que provoca un aumento de coste. De manera más deseable, el tiempo de tratamiento térmico es igual o menor que 600 segundos. De igual forma, durante el tratamiento térmico, la retención a la temperatura máxima se puede llevar a cabo isotérmicamente, o se puede dar comienzo al enfriamiento directamente tras llevar a cabo el calentamiento por gradiente para provocar que la temperatura alcance la temperatura máxima de calentamiento, con el fin de exhibir el efecto de la realización. No resulta deseable ajustar la temperatura de condensación a un valor menor que -20 °C ya que la relación de área proyectada descrita anteriormente supera un 90 %. La concentración de H₂ que supera un 20 % en volumen no resulta deseable ya que provoca un aumento significativo de los costes.
- El límite inferior de la concentración de H₂ es, de manera deseable, un 0,05 % en volumen para ajustar la atmósfera a una atmósfera de reducción para Fe. De manera deseable, la temperatura de condensación se ajusta para que sea igual o menor que 50 °C, con el fin de evitar la oxidación de Fe en el horno. De manera más deseable, la temperatura de condensación se ajusta para que sea igual o menor que 40 °C e incluso de manera más deseable se ajusta para que sea igual o menor que 30 °C.
- La ferrita se forma durante el recocido a una temperatura de 750 °C a 900 °C o durante el enfriamiento a partir de la temperatura máxima de 650 °C. Por consiguiente, para una mejora adicional del estiramiento, en caso de que la relación de área de ferrita de la microestructura se ajuste en un valor igual o mayor que un 40 %, de manera deseable, la temperatura de recocido se ajusta para que sea menor que 840 °C. Ajustando la temperatura de recocido para que sea menor que 840 °C, la fracción de ferrita en el momento del recocido se vuelve mayor, y por consiguiente es posible obtener una estructura que contiene mucha ferrita incluso tras el enfriamiento. Además, la estructura que fue austenita en el momento del recocido se transforma en cualquiera de martensita, bainita, austenita residual y perlita, tras el enfriamiento.
- Por otra parte, para mejorar más la expansibilidad de orificios, en caso de que la relación de área de martensita y bainita de la microestructura se ajuste para que sea mayor que un 60 %, de manera deseable la temperatura de recocido se ajusta para que sea igual o mayor que 840 °C. Ajustando la temperatura de recocido en un valor igual o mayor que 840 °C, la fracción de austenita en el momento del recocido puede aumentar. La austenita se transforma en bainita o martensita en el enfriamiento tras el recocido, y, por consiguiente, la fracción de bainita y martensita se puede volver elevada.
- Con respecto al recocido antes del metalizado, se puede aplicar un método de Sendzimir de “calentamiento de la chapa de acero en una atmósfera no oxidante tras el desengrasado y el decapado, recocido en una atmósfera de reducción que contiene H₂ y N₂, posterior enfriamiento en las proximidades de la temperatura del baño de metalizado, e inmersión de la chapa de acero en el baño de metalizado”, un método completo de horno reductor de “ajuste de una atmósfera en el momento del recocido, primero oxidación de una superficie de chapa de acero, posterior limpieza antes del metalizado por medio de reducción, a continuación inmersión de la chapa de acero en un baño de metalizado”, o un método de flujo de “tras el desengrasado y decapado de la chapa de acero, tratamiento de flujo usando cloruro amónico o similar y posterior introducción de la chapa de acero en un baño de metalizado”, tras modificar el método si fuese necesario de acuerdo con los procesos de la realización.
- Tras concluir el recocido, se enfría la chapa de acero hasta un intervalo de temperaturas de 500 °C a 750 °C (primer enfriamiento o tercer enfriamiento). Se ajusta una tasa de enfriamiento promedio a partir de la temperatura máxima de calentamiento del recocido a un valor de 1,0 °C/s a 200 °C/s. No resulta deseable ajustar la tasa de enfriamiento a un valor menor de 1 °C/s, ya que la productividad se ve degradada de forma significativa. Por otra parte, debido a que un aumento excesivo de la tasa de enfriamiento provoca un aumento del coste de fabricación, preferentemente el límite superior es de 200 °C/s.
- Después de eso, se lleva a cabo el enfriamiento a una tasa de enfriamiento que es igual o mayor que 1 °C/s y es más rápida que la primera tasa de enfriamiento, hasta un intervalo de temperaturas entre una temperatura que es menor que la temperatura del baño de galvanizado por inmersión en caliente en 40 °C y una temperatura que es mayor que la temperatura del baño de galvanizado por inmersión en caliente en 50 °C (segundo enfriamiento). Se ajusta la tasa de enfriamiento para que sea igual o mayor que 1 °C/s debido a que, si la tasa de enfriamiento es baja, se generan ferrita o perlita de forma excesiva en el proceso de enfriamiento y, por consiguiente, resulta difícil garantizar una resistencia igual o mayor que 980 MPa. Al mismo tiempo, debido a que un aumento excesivo de la tasa de enfriamiento aumenta el coste de fabricación, preferentemente se ajusta el límite superior en 200 °C/s. En la realización, se ajusta la temperatura del baño de galvanizado por inmersión en caliente para que sea de 440 °C a 460 °C.
- En lugar del segundo enfriamiento, antes de sumergir la chapa de acero en el baño de metalizado, se puede llevar a cabo el enfriamiento (cuarto enfriamiento) una vez a una temperatura de 25 °C a 500 °C, y posteriormente en caso

de que la temperatura de parada de enfriamiento sea menor que la temperatura que es menor que la temperatura del baño de galvanizado por inmersión en caliente en 40 °C, se puede calentar la chapa de acero de nuevo hasta un intervalo de temperaturas de 350 °C a 500 °C y provocar la retención. Cuando se lleva a cabo el enfriamiento en el intervalo de temperaturas descrito anteriormente, se forma una fase dura tal como martensita o bainita a partir de la austenita no transformada durante el enfriamiento. Después de eso, llevando a cabo de nuevo el calentamiento, se atempera la fase dura. El atemperado indica la precipitación de los carburos, o la recuperación y re-configuración de la dislocación, en la fase dura, y mediante la realización del atemperado, se mejora la expansibilidad de orificios, la aptitud de plegado y la resistencia a la fractura retardada. El límite inferior de la temperatura de parada de enfriamiento se ajusta a 25 °C, debido a que un enfriamiento excesivo precisa de una inversión significativa en equipamiento. Además, tras el re-calentamiento y antes de la inmersión en el baño de metalizado, se mantiene la chapa de acero en el intervalo de temperaturas de 350 °C a 500 °C. La retención en este intervalo de temperaturas no solo contribuye al atemperado de martensita, sino que también elimina la irregularidad de temperatura de la chapa en la dirección de la anchura y mejora el aspecto tras el metalizado. En caso de que la temperatura de parada de enfriamiento del cuarto enfriamiento sea de 350 °C a 500 °C, se puede llevar a cabo la retención sin llevar a cabo el pre-calentamiento. El tiempo para llevar a cabo la retención, de manera deseable, se ajusta a un valor igual o mayor que 10 segundos e igual o menor que 1000 segundos, para obtener los efectos del mismo. Con el fin de generar la transformación de bainita y para estabilizar la austenita residual, de manera deseable, el tiempo de retención se ajusta a 20 segundos a 750 segundos y, de manera más deseable, se ajusta a 30 segundos a 500 segundos.

Tras el segundo enfriamiento o retención en el intervalo de temperaturas de 350 °C a 500 °C, se sumerge la chapa de acero en el baño de metalizado y se lleva a cabo el galvanizado por inmersión en caliente. Se ajusta un intervalo de la temperatura de inmersión de la chapa en el baño de metalizado (temperatura de la chapa de acero cuando se sumerge en el baño de galvanizado por inmersión en caliente) a un intervalo de temperaturas entre una temperatura menor que la temperatura del baño de galvanizado por inmersión en caliente en 40 °C y una temperatura mayor que la temperatura del baño de galvanizado por inmersión en caliente en 50 °C. No resulta deseable ajustar la temperatura de inmersión de la chapa en el baño de galvanizado por inmersión en caliente para que sea menor que la temperatura menor que la temperatura del baño de galvanizado por inmersión en caliente en 40 °C, ya que la liberación de calor en el momento de la inmersión en el baño de galvanizado por inmersión en caliente es grande, una parte del cinc fundido se solidifica y el aspecto metalizado se puede ver degradado. En caso de que la temperatura de la chapa antes de la inmersión sea menor que la temperatura menor que la temperatura del baño de galvanizado por inmersión en caliente en 40 °C, adicionalmente se puede llevar a cabo el calentamiento por medio de un método arbitrario antes de la inmersión en el baño de galvanizado por inmersión en caliente para controlar la temperatura de la chapa para que sea igual o mayor que la temperatura menor que la temperatura del baño de galvanizado por inmersión en caliente en 40 °C, y posteriormente se puede sumergir la chapa de acero en el baño de metalizado. Además, si la temperatura de inmersión de la chapa en el baño de metalizado supera la temperatura mayor que la temperatura del baño de galvanizado por inmersión en caliente en 50 °C, se genera un problema operacional que acompaña al aumento de la temperatura del baño de galvanizado por inmersión en caliente. El baño de metalizado puede contener Fe, Al, Mg, Mn, Si, Cr, o similares además de cinc puro.

Si los óxidos cubren la superficie de la chapa de acero, se genera fácilmente un problema tal como la ausencia de metalizado o el retardo de la adición. En particular, el óxido de cinc existe sobre la superficie del baño de galvanizado por inmersión en caliente o en el baño. Debido a que el óxido de cinc y los óxidos formados sobre la superficie de la chapa de acero tienen elevada afinidad y el óxido de cinc se une fácilmente a ellos, se genera fácilmente un problema de ausencia de metalizado o defecto de aspecto. En la realización, debido a que los óxidos de Si, Mn o Al se dispersan en la superficie de la chapa de acero, se genera fácilmente ausencia de metalizado o retardo de la aleación. En caso de dispersar los óxidos para que tengan la relación de área proyectada igual o mayor que un 10 %, con el fin de evitar la fragilidad por hidrógeno, la tendencia de la misma se vuelve significativa. Por consiguiente, en caso de formar los óxidos de la realización sobre la superficie de la chapa de acero, el cinc fundido en el baño de metalizado fluye con una tasa de chorro con un caudal de 10 m/min a 50 m/min, y por consiguiente se evita la unión de la chapa de acero y el óxido de cinc, y tiene lugar la prevención de la ausencia de metalizado y se favorece la aleación. Como resultado de ello, los óxidos se pueden dispersar en la capa metalizada. Normalmente, una película de óxido de Zn o Al, que se denomina espuma, flota en el baño de galvanizado por inmersión en caliente, y esto provoca la ausencia de metalizado o retardo de la aleación. Los presentes inventores han descubierto que, en caso de que los óxidos existan sobre la superficie de la chapa de acero, la espuma se une fácilmente en el momento de la inmersión de la chapa de acero en el baño y, de este modo, se genera fácilmente la ausencia de metalizado (defecto que afecta a la chapa de acero en la capa metalizada). La espuma ligada a la chapa de acero no solo provoca la ausencia de metalizado, sino también retarda la aleación. Esta tendencia se vuelve particularmente significativa en la capa que acero que contiene una gran cantidad de Si o Mn. El mecanismo detallado no resulta evidente, pero se considera que la ausencia de metalizado o el retardo de la aleación se ven favorecidos por la reacción de los óxidos de Si o Mn formados sobre la superficie de la chapa de acero y la espuma, que también está formada por óxidos. Si el caudal es menor que 10 m/min, no se logra el efecto de supresión de la ausencia de metalizado por medio del flujo de chorro, y los óxidos quedan ligados a la superficie de la chapa de acero, y esto provoca el defecto de aspecto. Por otra parte, si el caudal supera 50 m/min, el efecto del mismo se satura, se genera un patrón provocado por el flujo de cinc y también fácilmente un defecto de aspecto. Además, la excesiva inversión en equipamiento aumenta el coste. Por tanto, el caudal de cinc fundido en el baño de metalizado

se ajusta a 10 m/min a 50 m/min. En la presente memoria, la dirección de flujo del cinc fundido no está particularmente limitada, y únicamente es preferible controlar una magnitud de flujo.

5 Tras la inmersión, se toma la chapa de acero sumergida en el baño de metalizado a partir del baño de metalizado y se lleva a cabo la limpieza según sea necesario. Cuando se lleva a cabo la limpieza con respecto a la chapa de acero, es posible controlar la cantidad de placa objeto de unión a la superficie de la plancha de acero (cantidad de unión de placa). La cantidad de unión de placa no está particularmente limitada, pero, de manera deseable, es igual o mayor que 5 g/m² por cada superficie, desde el punto de vista de aumento adicional de la resistencia a la corrosión. Además, la cantidad de unión de placa, de manera deseable, se ajusta para que sea igual o menor que 100 g/m² por cada superficie, desde el punto de vista de aumento adicional de la adhesión de metalizado.

10 En caso de llevar a cabo de forma adicional el tratamiento de metalizado de la capa metalizada, se lleva a cabo a una temperatura igual o menor que 600 °C. Al mismo tiempo, si la temperatura es mayor de 600 °C, se forman carburos para disminuir la fracción en volumen de austenita residual, resulta difícil asegurar una ductilidad excelente, se reblandece la fase dura tal como martensita o se genera una gran cantidad de perlita y, por consiguiente, resulta difícil de garantizar una resistencia de tracción máxima igual o mayor que 980 MPa. Por otra parte, no resulta preferido ajustar la temperatura de tratamiento de aleación para que sea menor que 460 °C, ya que la aleación se retarda y la productividad se degrada. Además, si la temperatura del tratamiento de aleación supera 600 °C, el contenido de Fe en la capa metalizada puede superar un 15 % en masa y, por consiguiente, se pierde la adhesión de la capa metalizada. En caso de no llevar a cabo el tratamiento de aleación, el contenido de Fe en la capa metalizada no supera un 15 % en masa, con tal de que se cumplan las condiciones de la realización.

20 La Figura 3A y la Figura 3B muestran diagramas de flujo del método de fabricación de acuerdo con una realización de la presente invención descrita con anterioridad.

Además, se puede llevar a cabo un laminado con pase de película para corregir la forma de la chapa de acero y llevar a cabo una mejora de la ductilidad moviendo la introducción de dislocación. La reducción del laminado del laminado con pase de película tras el tratamiento térmico está preferentemente dentro del intervalo de un 0,1 % a un 25 1,5 %. Si la reducción del laminado es menor que un 0,1 %, el efecto del mismo es suave y el control también resulta difícil, y por tanto se ajusta como límite inferior. Si la reducción de laminado supera un 1,5 %, la productividad disminuye significativamente y, por tanto, éste se ajusta como el límite superior. El pase de película se puede llevar a cabo en línea o fuera de línea. Además, el pase de película con la reducción de laminado deseada se puede llevar a cabo de una vez o se puede llevar a cabo dividido en varias veces.

30 El material de la chapa de acero galvanizada por inmersión en caliente de la presente invención se fabrica, en principio, por medio de procesos de refinado, fabricación de acero, colada, laminado en caliente y laminado en frío, que son procesos típicos de fabricación de acero, pero el efecto de la presente invención se puede obtener incluso con el producto fabricado omitiendo parte o la totalidad de los procesos con tal de que se cumplan las condiciones de acuerdo con la presente invención.

35 Ejemplos

A continuación, se describe la presente invención con más detalle con los ejemplos.

Se calentaron planchas que incluían los componentes mostrados en la Tabla 1 a 1200 °C, se llevó a cabo el laminado en caliente en las condiciones de laminado en caliente divulgadas en la Tabla 2-1 a la Tabla 2-4, y tras llevar a cabo el enfriamiento con agua en una zona de enfriamiento con agua, se realizó un tratamiento de enrollado 40 a las temperaturas mostradas en la Tabla 2-1 y la Tabla 2-4. El espesor de las chapas laminadas en caliente se ajustó dentro del intervalo de 2 mm a 4,5 mm. Tras el decapado de las chapas laminadas en caliente, se llevó a cabo un laminado en frío a una reducción de laminado en frío predeterminada para ajustar el espesor de lámina tras el laminado en frío a 1,2 mm, y se obtuvieron chapas laminadas en frío. Después de eso, se retuvieron las chapas laminadas en frío en las condiciones de la Tabla 2-1 y la Tabla 2-4 en un intervalo de temperaturas de 550 °C a 45 750 °C en un equipo de galvanizado en continuo en las condiciones mostradas en la Tabla 2-1 a Tabla 2-4, posteriormente se llevó a cabo el recocido, enfriamiento, y en caso necesario, el re-calentamiento y se sumergieron en el baño de galvanizado por inmersión en caliente que se controló para que tuviera las condiciones predeterminadas, y posteriormente se enfriaron a temperatura ambiente (25 °C). Se ajustó una concentración de Al efectiva en el baño de metalizado en un intervalo de un 0,09 % en masa a un 0,17 % en masa. Se sumergió una parte de la chapa de acero en el baño de galvanizado por inmersión en caliente, posteriormente se sometió al 50 tratamiento de aleación en diversas condiciones, y se enfrió a temperatura ambiente. Se ajustó un peso de revestimiento en ese momento a aproximadamente 35 g/m² para ambas superficies. Finalmente, se llevó a cabo el laminado con pase de película para las chapas de acero obtenidas con una reducción de laminado de un 0,4 %.

Las propiedades de la chapa de acero fabricada en las condiciones descritas anteriormente se muestran en la 55 Tabla 3-1 y la Tabla 3-4.

En el ensayo de tracción, se recogió una pieza de ensayo JIS N.º 5 como muestra procedente de la chapa que tenía un espesor de 1,2 mm en una dirección ortogonal a la dirección de laminado, y se evaluó la propiedad de tracción basada en JIS Z2241:2011.

La observación de los óxidos en la capa metalizada se llevó a cabo llevando a cabo observando la estructura con el corte transversal de la chapa de acero galvanizada por inmersión en caliente. Tras el procesado del corte transversal de la superficie de la chapa de acero galvanizada por inmersión en caliente para dar lugar a escamas finas con el fin de incorporar la capa metalizada con el dispositivo de procesado de haz iónico de enfoque, se llevaron a cabo la observación por medio de FE-TEM y el análisis de composición por medio de espectrometría de rayos-X con dispersión de energía (EDX). Se llevó a cabo la observación a 5 campos visuales con un aumento de 10.000 veces a 50.000 veces y se determinó la composición o la relación de área.

Se midió el contenido de Fe y Al en la capa metalizada disolviendo la capa metalizada en una disolución acuosa de HCl al 5 % a la cual se había añadido un inhibidor, retirando los óxidos no disueltos, y a continuación llevando a cabo el análisis por emisión de ICP de la disolución. Se midieron tres muestras y se ajustó el valor promedio a % de Fe de la capa metalizada.

La evaluación de la composición o la relación de área de los óxidos se puede llevar a la práctica realizando la observación de la estructura con el corte transversal de la capa de acero galvanizada por inmersión en caliente. Por ejemplo, existe un método de procesado del corte transversal de la chapa de acero para dar lugar a escamas finas, con el fin de incorporar la capa metalizada con el dispositivo de procesado de haz iónico de enfoque, y posteriormente llevando a cabo la observación con microscopía electrónica de transmisión y emisión de campo (FE-TEM) y el análisis de composición con espectrometría de rayos-X con dispersión de energía (EDX). Tras la fabricación de las muestras para observación con un dispositivo de procesado FIB, se observaron los óxidos con FE-TEM a 50.000 aumentos. Además, mediante el análisis de los óxidos con EDX, fue posible identificar los óxidos.

Con el fin de provocar la incorporación de los óxidos que contienen uno o más de los óxidos que contienen Si, Mn o Al, independientemente o en combinación de unos con otros, en la capa metalizada, después de la formación de los óxidos de los elementos oxidables sobre la superficie de la chapa de acero en el proceso de recocido del CGL, es necesario llevar a cabo el metalizado e introducir los óxidos en la capa metalizada.

A continuación, con el fin de evaluar la resistencia a la fractura retardada, se llevaron a cabo la fabricación de piezas de ensayo por medio de ensayo de plegado en U y un ensayo de resistencia a la fractura retardada por medio de carga electrolítica. Se evaluó la resistencia a la fractura retardada de la chapa de acero galvanizada por inmersión en caliente fabricada en base al método de la presente invención, conforme al método divulgado en el Documento 3 que no es patente.

Con detalle, tras llevar a cabo el corte mecánico de la chapa de acero, se sometió el corte transversal a trituración mecánica, y se llevó a cabo el ensayo de plegado en U a 10R. Se unió una galga extensiométrica al centro de la pieza de ensayo obtenida, y se comprimieron ambos extremos de la pieza de ensayo con el tornillo para aplicar tensión. Se calculó la tensión aplicada por medio de la deformación de la galga extensiométrica sometida a evaluación. Para la tensión de carga, se aplicó una tensión correspondiente a 0,7 de TS, una tensión de 700 MPa en caso de que la chapa de acero tuviera un TS de 980 MPa, una tensión de 840 MPa en caso de que la chapa de acero tuviera un TS de 1180 MPa, y una tensión de 925 MPa en caso de que la chapa de acero tuviera un TS de 1320 MPa. Esto es porque se considera que la tensión residual introducida en el momento de la formación tiene una relación con el TS de la chapa de acero.

Además, se evaluó la expansibilidad de orificios en base a JFS T1001.

Se sumergió la pieza de ensayo de plegado en U obtenida en una disolución de tiocianato de amonio, se ajustó la chapa de acero como cátodo y se ajustó el electrodo de platino como ánodo, se hizo circular una corriente eléctrica a una densidad de corriente de 0,1 mA/cm², y se llevó a cabo el ensayo de carga electrostática durante 2 horas. El hidrógeno generado en el ensayo de carga electrostática puede penetrar en la chapa de acero para provocar la fractura retardada. Tras el ensayo de carga electrostática, se tomó la pieza de ensayo de la disolución y se observó visualmente la parte central de la pieza de ensayo de plegado en U, para inspeccionar la presencia o ausencia de fisuras. No obstante, la capa metalizada se puede fisurar en el momento del ensayo de plegado en U, y cuando se observa la superficie tras el ensayo de carga electrolítica, las fisuras del mismo se pueden determinar incorrectamente como fisuras generadas por la fractura retardada. En la presente memoria, tras el ensayo de fractura retardada, se disolvió la capa metalizada en la disolución acuosa de HCl al 5 % a la cual se había añadido un inhibidor, y se observaron la presencia y ausencia de fisuras sobre la superficie de la chapa de acero. Debido a que se aplica una gran tensión a la parte procesada por plegado, si se genera fisuración, el avance de la misma es rápido. Por consiguiente, en los ejemplos, en caso de presencia de fisuras, todas ellas se hacen fisuras de apertura grandes, y se puede determinar visualmente de forma sencilla la presencia o ausencia de las mismas. En los ejemplos, mediante el uso de un vidrio de aumento o un estereomicroscopio, se observaron con precaución las piezas de ensayo, se confirmó de nuevo la presencia o ausencia de fisuras y se confirmó que no había fisuras finas en caso de no existir fisuras de apertura.

En los resultados del ensayo de fractura retardada mostrados en la Tabla 3-1 a la Tabla 3-4, "BUENA" indica que no se generaron fisuras en la parte final y "MALA" indica que se generaron fisuras en la parte final.

Se evaluaron las propiedades metalizado como se muestra a continuación.

BUENA: sin parte no metalizada

MALA: se observa parte no metalizada

Se evaluó la resistencia a la formación de polvo determinando si tuvo lugar o no la formación de polvo, cuando se lleva a cabo el prensado.

5 BUENA: no tuvo lugar la formación de polvo

MALA: tuvo lugar la formación de polvo

En un ejemplo que incluye una parte no metalizada, no se obtuvo suficiente adhesión de la capa metalizada.

10 La resistencia de tracción medida, resistencia a la fractura retardada, propiedades de metalizado y % Fe en la capa metalizada se muestran en la Tabla 3-1 a Tabla 3-4. Se encuentra que todas las chapas de acero de la presente invención tienen una resistencia elevada igual o mayor que 980 MPa y tienen una excelente resistencia a la fractura retardada y propiedades de metalizado (resistencia a la formación de polvo y ausencia de metalizado).

Por otra parte, en los ejemplos en los que cualesquiera de las condiciones están fuera del intervalo de la presente invención, al menos una de la resistencia de tracción, la resistencia de fractura retardada y las propiedades de metalizado (resistencia a la formación de polvo y ausencia de metalizado) se ven degradadas.

15 En un ejemplo en el que la reducción de laminado en frío se ajusta a igual o menos de un 90 %, la chapa se rompe en mitad del proceso y podría suceder que la chapa no pasase. Además, en un ejemplo en el que la reducción de laminado en frío se ajusta a menos de un 30 %, la forma de la chapa no fue estable, se generaron dificultades en el momento del paso de la chapa y, por tanto, se detuvo el paso de la chapa. Debido a que podría suceder que ambas chapas de acero no se evaluaran, los resultados de las mismas no se muestran en las Tablas.

20 El resto de los componentes de la Tablas 1 indican Fe e impurezas inevitables, y “-“ indica “no detectado”. Los valores subrayados de las Tablas indican valores fuera del intervalo de la presente invención. “*1”, “*2”, “*3” y “*4” en las Tablas 2 y 3 están como descripción en la parte inferior de la Tabla 3-1. Además, GI en las Tablas indica la chapa de acero galvanizada por inmersión en caliente que incluye una capa galvanizada por inmersión en caliente, y GA indica la chapa de acero galvanizada por inmersión en caliente que incluye la capa galvanizada, es decir, la
25 chapa galva-recocida.

Tabla 1

Tabla 1(1/2)

COMPONENTE QUÍMICO (% en masa)												
TIPO DE ACERO	Ar3/°C	C	Si	Mn	P	S	N	Al	O	Ti	Nb	B
A	649	0,155	0,54	2,39	0,012	0,0017	0,0046	0,029	0,0016	-	-	-
B	665	0,176	1,12	2,34	0,007	0,0024	0,0052	0,032	0,0011	-	-	-
C	678	0,079	0,74	2,41	0,024	0,0036	0,0012	0,039	0,0024	0,043	-	0,0024
D	670	0,082	0,69	2,06	0,013	0,0019	0,0035	0,021	0,0031	-	0,032	-
E	610	0,191	0,55	2,69	0,010	0,0028	0,0029	0,026	0,0029	-	-	-
F	629	0,189	0,72	2,06	0,011	0,0020	0,0027	0,468	0,0025	-	-	-
G	659	0,142	0,74	2,39	0,008	0,0019	0,0019	0,026	0,0019	0,046	-	0,0017
H	658	0,177	0,52	2,03	0,006	0,0016	0,0038	0,024	0,0007	-	-	-
I	655	0,139	0,64	2,13	0,014	0,0039	0,0042	0,023	0,0026	0,033	0,013	0,0009
J	645	0,183	0,71	2,01	0,009	0,0032	0,0024	0,034	0,0015	-	-	-
K	618	0,198	0,52	2,56	0,013	0,0034	0,0026	0,004	0,0010	-	-	-
L	618	0,195	0,66	2,62	0,011	0,0008	0,0042	0,029	0,0016	-	-	-
M	611	0,192	0,58	2,68	0,009	0,0034	0,0026	0,017	0,0018	-	-	-
N	618	0,196	0,67	2,62	0,011	0,0019	0,0029	0,433	0,0022	-	-	-
O	609	0,242	1,02	2,68	0,009	0,0016	0,0033	0,027	0,0019	-	-	-
P	640	0,198	0,82	2,12	0,011	0,0019	0,0021	0,043	0,0021	0,039	0,023	0,0013
Q	679	0,098	0,72	2,33	0,004	0,0024	0,0020	0,019	0,0012	-	-	-
R	693	0,155	1,32	2,19	0,016	0,0029	0,0024	0,032	0,0015	-	-	-
S	657	0,119	0,52	2,42	0,027	0,0039	0,0022	0,027	0,0032	-	-	-
T	692	0,125	0,56	2,03	0,009	0,0045	0,0026	0,026	0,0008	-	-	0,0039
U	649	0,175	0,74	2,39	0,012	0,0011	0,0027	0,028	0,0023	0,049	-	-
V	673	0,182	0,56	2,04	0,016	0,0009	0,0018	0,340	0,0024	-	0,038	-
W	646	0,177	0,82	2,43	0,010	0,0015	0,0016	0,035	0,0018	-	-	-
X	643	0,182	0,81	1,96	0,017	0,0017	0,0016	0,036	0,0019	-	-	-
Y	641	0,179	0,69	2,23	0,012	0,0053	0,0009	0,006	0,0019	-	-	-
Z	653	0,180	0,72	1,81	0,008	0,0047	0,0011	0,024	0,0034	-	-	-
AA	641	0,177	0,54	2,39	0,009	0,0025	0,0019	0,035	0,0007	-	-	-
AB	654	0,201	1,16	2,39	0,010	0,0026	0,0028	0,036	0,0042	0,026	-	0,0012
AC	604	0,195	0,54	2,46	0,011	0,0031	0,0044	0,020	0,0023	-	-	-
AD	637	0,206	0,53	2,20	0,013	0,0037	0,0031	0,014	0,0032	-	-	-
AE	636	0,256	0,75	2,24	0,017	0,0019	0,0052	0,033	0,0030	-	-	-
AF	617	0,198	1,64	2,98	0,008	0,0024	0,0019	0,027	0,0008	-	-	-
a	502	0,623	1,19	2,56	0,011	0,0020	0,0019	0,031	0,0035	-	-	-
b	838	0,041	0,55	0,74	0,010	0,0058	0,0022	0,030	0,0029	-	-	-
c	764	0,185	4,21	2,35	0,019	0,0035	0,0017	0,021	0,0027	-	-	-
d	681	0,185	0,23	1,82	0,009	0,0034	0,0035	0,017	0,0025	-	-	-
e	467	0,191	0,53	4,23	0,022	0,0042	0,0012	0,023	0,0018	-	-	-
f	749	0,176	0,54	1,22	0,014	0,0019	0,0036	0,032	0,0023	-	-	-
g	616	0,231	1,09	2,67	0,089	0,0042	0,0036	0,029	0,0012	-	-	-
h	628	0,192	0,92	2,62	0,009	0,0191	0,0042	0,014	0,0034	-	-	-
i	633	0,203	0,98	2,55	0,015	0,0021	0,0320	0,034	0,0009	-	-	-
j	668	0,110	0,95	2,49	0,023	0,0029	0,0027	3,262	0,0011	-	-	-
k	650	0,209	1,03	2,36	0,009	0,0033	0,0024	0,039	0,0182	-	-	-
l	646	0,184	1,12	2,52	0,012	0,0024	0,0019	0,043	0,0006	0,421	-	-
m	558	0,246	0,57	2,45	0,009	0,0033	0,0024	0,029	0,0182	-	-	-
n	487	0,221	0,75	2,36	0,019	0,0016	0,0039	0,028	0,0019	-	-	-
o	711	0,039	0,54	2,12	0,012	0,0034	0,0029	0,019	0,0009	-	-	-

LOS VALORES SUBRAYADOS INDICAN VALORES FUERA DEL INTERVALO DE LA PRESENTE INVENCION.

Tabla 1(2/2)

COMPONENTE QUÍMICO (% en masa)

TIPO DE ACERO	Mg	Rem	Ca	Mo	Cr	Cu	Ni	V	NOTA
A	-	-	-	-	-	-	-	-	ACERO DE LA PRESENTE INVENCION
B	-	-	-	-	-	-	-	-	ACERO DE LA PRESENTE INVENCION
C	-	-	-	-	-	-	-	-	ACERO DE LA PRESENTE INVENCION
D	-	-	-	-	0,82	-	-	-	ACERO DE LA PRESENTE INVENCION
E	-	-	-	-	-	-	-	-	ACERO DE LA PRESENTE INVENCION
F	-	-	-	-	0,98	-	-	-	ACERO DE LA PRESENTE INVENCION
G	-	-	-	-	-	-	-	-	ACERO DE LA PRESENTE INVENCION
H	-	-	-	0,34	-	-	-	-	ACERO DE LA PRESENTE INVENCION
I	-	-	-	-	0,56	-	-	-	ACERO DE LA PRESENTE INVENCION
J	-	-	-	-	-	0,17	0,59	-	ACERO DE LA PRESENTE INVENCION
K	-	0,004	-	-	-	-	-	-	ACERO DE LA PRESENTE INVENCION
L	-	-	0,005	-	-	-	-	-	ACERO DE LA PRESENTE INVENCION
M	0,006	-	-	-	-	-	-	-	ACERO DE LA PRESENTE INVENCION
N	-	-	-	-	-	-	-	0,067	ACERO DE LA PRESENTE INVENCION
O	-	-	-	-	-	-	-	-	ACERO DE LA PRESENTE INVENCION
P	-	-	0,004	-	0,62	-	-	-	ACERO DE LA PRESENTE INVENCION
Q	-	-	-	-	-	-	-	-	ACERO DE LA PRESENTE INVENCION
R	-	-	-	-	-	-	-	-	ACERO DE LA PRESENTE INVENCION
S	-	-	-	-	-	-	-	-	ACERO DE LA PRESENTE INVENCION
T	-	-	-	-	-	-	-	-	ACERO DE LA PRESENTE INVENCION
U	-	-	-	-	-	-	-	-	ACERO DE LA PRESENTE INVENCION
V	-	-	-	-	-	-	-	-	ACERO DE LA PRESENTE INVENCION
W	-	-	-	0,03	-	-	-	-	ACERO DE LA PRESENTE INVENCION
X	0,004	-	-	-	0,98	-	-	-	ACERO DE LA PRESENTE INVENCION
Y	-	0,006	-	-	-	-	0,42	-	ACERO DE LA PRESENTE INVENCION
Z	-	-	0,005	-	-	0,81	0,21	-	ACERO DE LA PRESENTE INVENCION
AA	-	-	-	-	-	-	-	0,062	ACERO DE LA PRESENTE INVENCION
AB	-	-	-	-	-	-	-	-	ACERO DE LA PRESENTE INVENCION
AC	-	-	-	-	0,55	-	-	-	ACERO DE LA PRESENTE INVENCION
AD	-	-	-	0,26	-	-	-	-	ACERO DE LA PRESENTE INVENCION
AE	-	-	-	-	-	-	-	-	ACERO DE LA PRESENTE INVENCION
AF	-	-	-	-	-	-	-	-	ACERO DE LA PRESENTE INVENCION
a	-	-	-	-	-	-	-	-	ACERO DEL EJEMPLO COMPARATIVO
b	-	-	-	-	-	-	-	-	ACERO DEL EJEMPLO COMPARATIVO
c	-	-	-	-	-	-	-	-	ACERO DEL EJEMPLO COMPARATIVO
d	-	-	-	-	-	-	-	-	ACERO DEL EJEMPLO COMPARATIVO
e	-	-	-	-	-	-	-	-	ACERO DEL EJEMPLO COMPARATIVO
f	-	-	-	-	-	-	-	-	ACERO DEL EJEMPLO COMPARATIVO
g	-	-	-	-	-	-	-	-	ACERO DEL EJEMPLO COMPARATIVO
h	-	-	-	-	-	-	-	-	ACERO DEL EJEMPLO COMPARATIVO
i	-	-	-	-	-	-	-	-	ACERO DEL EJEMPLO COMPARATIVO
j	-	-	-	-	-	-	-	-	ACERO DEL EJEMPLO COMPARATIVO
k	-	-	-	-	-	-	-	-	ACERO DEL EJEMPLO COMPARATIVO
l	-	-	-	-	-	-	-	-	ACERO DEL EJEMPLO COMPARATIVO
m	-	-	-	<u>1,23</u>	-	-	-	-	ACERO DEL EJEMPLO COMPARATIVO
n	-	-	-	-	<u>3,26</u>	-	-	-	ACERO DEL EJEMPLO COMPARATIVO
o	-	-	-	-	-	-	-	-	ACERO DEL EJEMPLO COMPARATIVO

LOS VALORES SUBRAYADOS INDICAN VALORES FUERA DEL INTERVALO DE LA PRESENTE INVENCION.

Tabla 2-1(1/2)

ACERO N.º	TIPO DE ACERO	A/3 /°C	TEMPERATURA DE CALENTAMIENTO /°C	TEMPERATURA DE LAMINADO DE TERMINACION /°C	TEMPERATURA DE ENROLLADO /°C	DIÁMETRO DE LAMINADOR /mm	RELACION DE LAMINADO EN FRÍO /%	TIEMPO DE RETENCION A 550 °C A 750 °C /s	TEMPERATURA DE RECOCCIDO /°C	TIEMPO DE RETENCION EN EL MOMENTO DEL RECOCCIDO /s
1	A	649	1220	920	660	1100	60	160	800	100
2	A	649	1210	900	650	1100	60	160	820	90
3	A	649	1190	890	640	1100	60	5	770	90
4	A	649	1180	900	630	1100	60	450	690	200
5	A	649	1200	910	590	1100	60	120	800	5
6	A	649	1170	930	480	1100	60	320	810	300
7	A	649	1220	940	670	1100	60	130	810	120
8	A	649	1260	920	650	1700	60	120	830	120
9	A	649	1210	890	630	1100	60	100	800	90
10	A	649	1200	890	600	1100	60	120	800	100
11	A	649	1250	900	620	1800	60	120	800	120
12	A	649	1210	910	25	1200	*4	*4	*4	*4
13	A	649	1220	900	610	1000	60	130	810	120
14	B	665	1230	950	620	900	60	160	820	90
15	B	665	1230	920	580	900	60	160	810	90
16	C	678	1250	920	530	1000	60	120	835	120
17	C	678	1260	910	540	1000	60	120	830	110
18	C	678	1250	890	500	1000	60	5	830	120
19	C	678	1260	900	510	1000	60	170	690	10
20	C	678	1240	910	520	1000	60	120	830	120
21	C	678	1220	930	590	1000	60	150	820	120
22	C	678	1270	890	510	1000	60	140	830	100
23	C	678	1240	890	620	1000	60	160	820	100
24	C	678	1250	900	510	1000	60	160	830	100
25	C	678	1260	900	530	1000	60	160	830	120
26	C	678	1260	920	590	1700	60	160	820	100
27	C	678	1190	890	150	1200	*4	*4	*4	*4
28	C	678	1250	900	580	1000	60	160	830	100
29	D	670	1250	910	640	950	60	170	820	130
30	E	610	1240	900	620	650	60	160	800	120
31	E	610	1220	910	540	650	60	120	810	90
32	E	610	1230	930	550	650	60	4	820	90
33	E	610	1220	890	530	650	60	100	720	90
34	E	610	1200	880	520	650	60	120	800	100
35	E	610	1200	900	600	900	60	120	810	100

LOS VALORES SUBRAYADOS INDICAN VALORES FUERA DEL INTERVALO DE LA PRESENTE INVENCION.

Tabla 2-1 (2/2)

ACERO N.º	TIPO DE ACERO	A ₃ /°C	TEMPERATURA DE CALENTAMIENTO /°C	TEMPERATURA DE LAMINADO DE TERMINACIÓN /°C	TEMPERATURA DE ENROLLADO /°C	DÍAMETRO DE LAMINADOR /mm	RELACIÓN DE LAMINADO EN FRÍO /%	TIEMPO DE RETENCIÓN A 550 °C A 750 °C /s	TEMPERATURA DE RECOCIDO /°C	TIEMPO DE RETENCIÓN EN EL MOMENTO DEL RECOCIDO /s
36	E	610	1200	920	550	650	60	120	800	90
37	E	610	1210	870	600	650	60	100	810	5
38	E	610	1190	890	630	650	60	120	800	100
39	E	610	1230	900	550	650	60	130	800	90
40	E	610	1240	920	590	1650	60	160	810	100
41	E	610	1230	900	620	1000	60	120	810	80
42	F	629	1220	890	530	1150	60	120	830	150
43	G	659	1260	920	580	1150	60	120	800	130
44	H	658	1220	890	490	1150	60	130	790	100
45	I	655	1250	870	630	1150	50	120	800	100
46	I	655	1240	940	620	1150	50	100	800	90
47	I	655	1260	880	590	1150	50	7	810	90
48	I	655	1250	890	560	1150	50	290	710	180
49	I	655	1250	920	600	1150	50	120	810	120
50	I	655	1230	950	590	1000	50	120	820	100
51	I	655	1240	940	540	1150	50	100	790	120
52	I	655	1250	880	600	1150	50	90	800	150
53	I	655	1260	860	540	1150	50	120	800	90
54	I	655	1280	890	610	1800	50	120	790	130
55	I	655	1210	940	240	1200	*4	*4	*4	*4
56	J	645	1230	900	640	950	60	120	810	90
57	K	618	1240	920	580	600	60	100	810	120
58	L	618	1200	930	620	500	60	90	800	150
59	M	611	1210	920	600	800	60	120	830	300
60	N	618	1230	890	670	1100	60	120	850	120
61	O	609	1220	900	620	1100	40	90	800	130
62	O	609	1240	920	590	1100	40	90	800	120
63	O	609	1200	890	600	1100	40	7	800	100
64	O	609	1180	900	630	1100	40	210	710	90
65	O	609	1220	900	570	1100	40	120	810	130
66	O	609	1220	880	600	1100	40	150	790	120
67	O	609	1200	930	630	1100	40	160	800	150
68	O	609	1230	920	560	1100	40	90	790	120
69	O	609	1200	910	620	1700	40	150	800	120
70	P	640	1280	910	590	600	40	120	800	120

LOS VALORES SUBRAYADOS INDICAN VALORES FUERA DEL INTERVALO DE LA PRESENTE INVENCIÓN.

Tabla 2-2 (1/2)

ACERO N.º	TIPO DE ACERO	A ₃ /°C	TEMPERATURA DE CALENTAMIENTO /°C	TEMPERATURA DE LAMINADO DE TERMINACIÓN /°C	TEMPERATURA DE ENROLLADO /°C	DIÁMETRO DE LAMINADOR /mm	RELACIÓN DE LAMINADO EN FRÍO /%	TIEMPO DE RETENCIÓN A 750 °C /s	TEMPERATURA DE RECOCCIDO /°C	TIEMPO DE RETENCIÓN EN EL MOMENTO DEL RECOCCIDO /s
71	Q	679	1220	892	540	1000	60	120	860	604
72	Q	679	1200	890	530	1000	50	120	860	80
73	Q	679	1210	911	600	1000	50	12	840	30
74	Q	679	1230	906	620	1000	40	120	720	60
75	Q	679	1240	942	640	1000	40	160	780	5
76	Q	679	1200	855	640	1000	60	200	855	90
77	Q	679	1180	924	630	1000	70	120	860	340
78	Q	679	1200	936	620	1800	60	120	860	120
79	Q	679	1220	942	580	1000	60	120	890	120
80	Q	679	1190	905	490	1000	60	260	865	120
81	Q	679	1220	936	600	1000	60	240	875	60
82	Q	679	1230	924	590	1700	60	130	870	150
83	R	693	1210	906	620	800	60	120	845	35
84	R	693	1240	920	630	1000	60	120	860	120
85	S	657	1200	911	630	1000	50	100	850	130
86	T	692	1190	896	570	950	50	90	860	135
87	T	692	1160	906	560	950	50	120	850	120
88	T	692	1200	945	620	950	50	15	850	120
89	T	692	1200	852	600	950	50	160	720	90
90	T	692	1250	923	580	950	50	160	850	5
91	T	692	1260	930	540	950	50	120	840	120
92	T	692	1200	906	490	950	50	120	860	105
93	T	692	1210	910	590	1700	50	100	850	150
94	T	692	1230	908	600	950	50	160	840	130
95	T	692	1200	911	560	950	50	120	850	130
96	T	692	1210	923	640	1800	50	120	860	120
97	T	692	1010	625	550	1100	50	120	860	120
98	T	692	1220	920	580	900	50	140	870	110
99	U	649	1270	924	580	600	50	135	850	130
100	V	673	1200	896	560	800	50	120	845	120
101	V	673	1240	900	560	800	50	120	845	120
102	V	673	1230	923	600	800	50	10	845	135
103	V	673	1210	895	590	800	50	130	660	120
104	V	673	1200	911	480	800	50	165	850	130
105	V	673	1190	926	620	800	50	140	845	120
106	V	673	1210	920	570	800	50	160	860	120

LOS VALORES SUBRAYADOS INDICAN VALORES FUERA DEL INTERVALO DE LA PRESENTE INVENCIÓN.

Tabla 2-2 (2/2)

ACERO N.º	TIPO DE ACERO	A3 /°C	TEMPERATURA DE CALENTAMIENTO /°C	TEMPERATURA DE LAMINADO DE TERMINACIÓN /°C	TEMPERATURA DE ENROLLADO /°C	DÍAMETRO DE LAMINADOR /mm	RELACIÓN DE LAMINADO EN FRÍO %	TIEMPO DE RETENCIÓN A 750 °C /s	TIEMPO DE RETENCIÓN A 560 °C	TEMPERATURA DE RECOCIDO /°C	TIEMPO DE RETENCIÓN EN EL MOMENTO DEL RECOCIDO /s
107	V	673	1220	924	670	800	50	140		840	90
108	W	646	1240	906	620	1050	50	110		860	80
109	X	643	1250	921	630	1100	50	90		850	90
110	Y	641	1260	895	550	800	50	120		830	110
111	Z	653	1270	946	600	950	50	150		845	90
112	AA	641	1230	923	570	1100	50	160		860	150
113	AB	654	1290	924	560	1100	50	120		850	130
114	AB	654	1260	919	580	1100	50	130		840	120
115	AB	654	1240	910	600	1100	50	6		870	140
116	AB	654	1250	908	610	1100	50	120		710	130
117	AB	654	1250	895	590	1100	50	150		845	120
118	AB	654	1260	906	570	1100	50	120		830	120
119	AB	654	1240	921	650	1700	50	120		855	150
120	AB	654	1230	956	600	1100	50	130		845	90
121	AB	654	1270	922	640	1100	50	120		845	100
122	AB	654	1250	899	620	1800	50	150		850	120
123	AC	604	1240	936	620	800	50	120		845	120
124	AD	637	1220	926	610	800	50	120		800	120
125	AE	636	1260	951	590	800	50	150		840	90
126	AF	617	1220	924	570	800	60	150		810	120
127	AF	617	1240	892	640	800	60	150		800	120
128	a	502	1250	924	540	800	40	200		840	140
129	b	838	1200	923	560	800	50	240		835	135
130	c	764	1240	895	580	800	50	120		830	140
131	d	681	1220	923	600	800	50	150		840	155
132	e	487	1230	948	680	800	40	150		835	140
133	f	749	1200	905	640	800	50	130		840	120
134	g	616	1220	906	560	800	40	120		820	140
135	h	627	1210	908	550	800	40	150		810	180
136	i	633	1230	912	620	800	40	120		820	140
137	J	668	1200	942	630	800	40	120		810	140
138	k	650	1190	936	640	800	40	120		820	140
139	l	646	1290	887	540	800	40	340		790	280
140	m	569	1180	925	620	800	40	120		850	140
141	n	494	1240	916	600	800	40	120		870	140
142	o	711	1210	924	620	800	60	120		810	160

LOS VALORES SUBRAYADOS INDICAN VALORES FUERA DEL INTERVALO DE LA PRESENTE INVENCIÓN.

Tabla 2-3(1/2)

ACERO N.º	CONCENTRACIÓN DE H ₂ /VOLUMEN	TEMP. CONDENSACIÓN /°C	TASA DE ENFRIAMIENTO DESDE RECOCCIDO A 500 °C A 750 °C /°C/s	TASA DE ENFRIAMIENTO CUARTO ENFRIAMIENTO /°C/s	TEMPERATURA PARADA DE ENFRIAMIENTO /°C	TEMPERATURA DE RETENCIÓN /°C	TEMPERATURA DE INMERSIÓN DE CHAPA EN BAÑO DE METALIZADO /°C	TEMPERATURA DEL BAÑO DE GALVANIZADO POR INMERSIÓN EN CALIENTE /°C	CAUDAL DE CHORRO EN BAÑO DE METALIZADO /m/min	TEMPERATURA DE ALEACIÓN /°C
1	4	-15	2	3	460	*2	470	450	20	*3
2	2	-16	3	32	220	390	460	450	20	*3
3	6	-17	2	3	500	*2	460	450	20	*3
4	5	-8	2	5	480	*2	460	445	20	*3
5	5	-9	1	5	480	*2	460	450	30	*3
6	4	-7	0,02	3	500	*2	470	455	10	*3
7	4	-4	2	3	490	*2	460	460	3	*3
8	2	3	1	3	460	*2	460	440	20	*3
9	3	-9	2	5	480	*2	460	450	15	520
10	3	-14	1	5	470	*2	470	450	30	640
11	3	-6	1	3	500	*2	465	440	20	560
12	*4	*4	*4	*4	*4	*4	*4	*4	*4	*4
13	2	-6	2	5	300	320	330	460	20	540
14	5	+10	4	3	500	*2	460	460	20	*3
15	1	-45	2	5	470	*2	450	460	20	*3
16	12	-7	1	5	490	*2	460	445	20	*3
17	4	-7	3	80	180	380	455	455	20	*3
18	5	-20	1	3	500	*2	455	450	20	*3
19	5	-9	2	3	500	*2	460	455	15	*3
20	4	-7	0,04	3	500	*2	460	460	20	*3
21	3	5	2	0,3	480	*2	470	460	20	*3
22	2	-5	2	3	480	*2	460	440	3	*3
23	3	-7	5	8	220	300	350	450	20	*3
24	6	3	1	6	460	*2	460	440	20	520
25	7	5	1	3	500	*2	450	445	20	640
26	3	-6	1	5	490	*2	450	440	25	570
27	*4	*4	*4	*4	*4	*4	*4	*4	*4	*4
28	2	5	2	3	25	300	350	450	15	540
29	1	-4	1	3	460	*2	455	445	25	*3
30	5	-7	1	3	480	*2	455	450	20	*3
31	4	-4	1	120	25	*2	455	450	30	*3
32	8	-17	1	3	500	*2	455	455	20	*3
33	5	-15	1	4	480	*2	450	460	20	*3
34	6	-5	0,04	5	460	*2	445	460	20	*3
35	5	-7	1	0,2	480	*2	460	460	20	*3

Tabla 2-3(2/2)

ACERO N.º	CONCENTRACIÓN DE H ₂ VOLUMEN	TEMP. CONDENSACIÓN /°C	TASA DE ENFRIAMIENTO DESDE RECOGIDO A 500 °C A 750 °C /°C/s	TASA DE SEGUNDO O CUARTO ENFRIAMIENTO /°C/s	TEMPERATURA DE PARADA DE ENFRIAMIENTO /°C	TEMPERATURA DE RETENCIÓN /°C	TEMPERATURA DE INMERSIÓN DE CHAPA EN BAÑO DE METALIZADO /°C	TEMPERATURA DEL BAÑO DE GALVANIZADO POR INMERSIÓN EN CALIENTE /°C	CAUDAL DE CHORRO EN BAÑO DE METALIZADO /ml/min	TEMPERATURA DE ALEACIÓN /°C
36	4	-7	2	3	500	*2	450	455	3	*3
37	3	-15	5	5	460	*2	455	440	20	490
38	3	-16	1	5	440	*2	455	445	20	520
39	2	1	1	5	450	*2	455	450	25	610
40	3	-8	1	3	500	*2	455	450	20	510
41	2	-45	1	5	490	*2	470	460	20	630
42	4	-8	7	3	490	*2	455	445	20	*3
43	5	4	2	4	460	*2	460	450	20	*3
44	18	3	3	7	460	*2	455	455	20	*3
45	5	-8	2	3	470	*2	455	450	20	*3
46	2	-5	2	140	25	350	460	455	20	*3
47	3	-10	2	3	500	*2	460	455	20	*3
48	3	-3	1	5	460	*2	440	450	20	*3
49	2	-5	0.03	6	450	*2	470	445	20	*3
50	2	3	2	0.2	460	*2	450	460	20	*3
51	3	-4	2	4	460	*2	460	440	1	*3
52	4	-15	1	5	460	*2	440	460	30	520
53	5	5	2	11	400	480	455	450	45	650
54	3	0	2	4	490	*2	460	445	30	580
55	*4	*4	*4	*4	*4	*4	*4	*4	*4	*4
56	2	7	2	4	480	*2	460	460	20	*3
57	5	-18	1	5	470	*2	440	450	15	*3
58	4	-19	1	6	460	*2	455	450	20	*3
59	3	-5	1	5	480	*2	460	460	20	*3
60	2	-7	12	5	480	*2	450	445	20	*3
61	5	10	1	5	480	*2	460	460	20	*3
62	3	7	1	34	220	*2	460	450	15	*3
63	4	5	1	3	500	*2	460	450	20	*3
64	6	4	2	6	460	*2	440	460	20	*3
65	7	17	0.03	5	480	*2	455	450	25	*3
66	5	3	1	7	440	470	455	455	3	*3
67	4	1	2	8	430	480	460	450	20	490
68	4	8	2	5	490	*2	450	445	30	620
69	5	5	1	6	470	*2	455	460	4	540
70	2	2	2	5	490	*2	480	440	20	*3

Tabla 2-4(1/2)

ACERO N.º	CONCENTRACIÓN DE H ₂ /VOLUMEN	TEMP. CONDENSACIÓN /°C	TASA DE ENFRIAMIENTO DESDE RECOCIDO A 500 °C A 750 °C, °C/s	TASA DE SEGUNDO O CUARTO ENFRIAMIENTO °C/s	TEMPERATURA DE PARADA DE ENFRAMIENTO /°C	TEMPERATURA DE RETENCIÓN °C	TEMPERATURA DE INMERSIÓN DE CHAPA EN BAÑO DE METALIZADO /°C	TEMPERATURA DEL BAÑO DE GALVANIZADO POR INMERSIÓN EN CALIENTE /°C	CAUDAL DE CHORRO EN BAÑO DE METALIZADO /m/min	TEMPERATURA DE ALEACIÓN /°C
71	5	-15	4	5	480	*2	455	450	15	*3
72	4	-4	24	42	185	420	450	460	20	*3
73	3	-7	4	5	490	*2	460	455	20	*3
74	3	-8	4	7	440	*2	460	450	35	*3
75	2	-9	4	6	450	*2	445	455	40	*3
76	4	-5	0,02	5	470	*2	440	450	20	*3
77	3	-4	4	6	440	*2	460	445	3	*3
78	3	-3	5	3	500	*2	440	445	20	*3
79	15	-45	3	5	490	*2	470	450	15	*3
80	4	-8	4	6	460	*2	460	450	20	510
81	5	-6	4	5	480	*2	460	450	20	630
82	3	-8	4	5	490	*2	455	445	5	550
83	2	18	7	5	490	*2	455	440	25	*3
84	2	-36	5	2	500	*2	440	460	25	*3
85	14	3	5	3	500	*2	470	460	40	*3
86	3	-7	4	6	460	*2	450	440	25	*3
87	4	-4	4	56	200	380	460	460	20	*3
88	2	9	4	7	450	*2	460	455	25	*3
89	5	-8	4	6	440	*2	460	460	15	*3
90	5	-6	4	7	440	*2	455	455	20	*3
91	3	-7	0,05	7	460	*2	460	450	35	*3
92	2	-14	4	6	480	*2	440	450	7	*3
93	6	-19	4	6	480	*2	460	445	40	*3
94	7	-10	4	3	500	*2	460	440	20	530
95	2	-20	4	7	460	*2	460	450	20	620
96	5	-8	5	6	490	*2	460	450	20	540
97	3	-12	3	6	500	*2	460	455	20	*3
98	3	-37	5	7	490	*2	470	455	20	640
99	11	6	4	5	460	*2	470	460	25	*3
100	5	-17	4	4	480	*2	455	450	25	*3
101	3	-6	4	105	25	360	450	450	25	*3
102	4	5	4	4	480	*2	450	445	20	*3
103	4	-4	1	4	490	*2	460	455	20	*3
104	2	-9	0,04	16	420	*2	480	440	20	*3
105	5	-3	5	5	460	*2	470	450	5	*3
106	4	-18	4	8	430	*2	440	450	15	520

Tabla 2-4(2/2)

ACERO N.º	CONCENTRACIÓN DE H ₂ /VOLUMEN	TEMP. CONDENSACIÓN /°C	TASA DE ENFRIAMIENTO DESDE RECOCIDO A 500 °C A 750 °C /°C/s	TASA DE SEGUNDO O CUARTO ENFRIAMIENTO /°C/s	TEMPERATURA DE PARADA DE ENFRIAMIENTO /°C	TEMPERATURA DE RETENCIÓN /°C	TEMPERATURA DE INMERSIÓN DE CHAPA EN BAÑO DE METALIZADO /°C	TEMPERATURA DEL BAÑO DE GALVANIZADO POR INMERSIÓN EN CALIENTE /°C	CAUDAL DE CHORRO EN BAÑO DE METALIZADO /ml/min	TEMPERATURA DE ALEACIÓN /°C
107	3	-17	4	4	460	*2	460	440	20	620
108	4	-5	4	3	500	*2	460	445	25	*3
109	2	-1	4	4	480	*2	460	460	20	*3
110	3	-9	5	5	460	*2	460	455	30	*3
111	5	-14	4	5	460	*2	455	460	30	*3
112	5	-16	4	4	480	*2	455	440	25	*3
113	4	3	4	5	500	*2	450	455	25	*3
114	7	8	4	84	185	420	460	440	25	*3
115	3	5	5	4	480	*2	440	440	20	*3
116	5	5	2	4	480	*2	470	445	20	*3
117	5	4	0,04	4	480	*2	455	440	25	*3
118	6	6	5	5	470	*2	470	450	2	*3
119	4	8	5	3	490	*2	440	460	20	*3
120	5	5	4	4	490	*2	460	440	20	500
121	5	3	5	3	490	*2	460	450	25	620
122	4	10	4	3	500	*2	460	460	7	530
123	3	-5	5	5	480	*2	450	440	20	*3
124	4	-19	4	5	480	*2	455	445	20	*3
125	5	-14	4	3	490	*2	450	460	20	*3
126	2	-2	2	8	160	440	460	460	25	480
127	2	-45	2	8	150	450	450	460	25	480
128	6	-13	4	3	500	*2	470	440	20	*3
129	4	-5	4	7	450	*2	460	450	40	*3
130	2	6	4	4	480	*2	460	450	45	*3
131	3	-19	4	4	480	*2	460	455	30	*3
132	5	-13	4	4	470	*2	450	445	20	*3
133	3	-18	4	5	460	*2	460	450	25	*3
134	2	-15	3	5	470	*2	460	450	10	*3
135	3	-16	2	5	460	*2	470	460	15	*3
136	1	-5	3	5	460	*2	450	445	20	*3
137	2	5	3	4	460	*2	460	450	20	*3
138	4	-14	4	5	500	*2	460	455	25	*3
139	3	-5	3	5	500	*2	470	440	15	*3
140	2	-5	5	5	480	*2	460	450	20	*3
141	2	-6	3	4	500	*2	460	450	10	*3
142	2	-19	2	24	480	*2	460	450	20	540

[Tabla 3-1]

Tabla 3-1(1/2)

ACERO N.º	F*1 /%	B /%	M /%	B+M /%	γ R %	P /%	ÓXIDOS EN LA CAPA METALIZADA	RELACIÓN DE ÁREA PROYEC- TADA /%	YP /MPa	TS /MPa
1	56	12	30	42	2	0	SiO ₂ , Mn ₂ SiO ₄	23	602	1023
2	56	0	43	43	1	0	SiO ₂ , Mn ₂ SiO ₄	26	601	1031
3	57	13	29	42	1	0	SiO ₂	7	593	1029
4	100	0	0	0	0	0	SiO ₂ , Mn ₂ SiO ₄	89	523	726
5	92	5	3	<u>8</u>	0	0	SiO ₂ , Mn ₂ SiO ₄	29	553	<u>868</u>
6	56	11	0	<u>11</u>	0	<u>33</u>	SiO ₂ , Mn ₂ SiO ₄	38	542	<u>834</u>
7	57	9	32	41	2	0	SiO ₂ , Mn ₂ SiO ₄	26	608	1025
8	56	12	29	41	3	0	SiO ₂ , Mn ₂ SiO ₄	6	567	1034
9	55	10	30	40	3	2	SiO ₂ , Mn ₂ SiO ₄	29	615	991
10	54	15	0	<u>15</u>	0	<u>31</u>	SiO ₂ , Mn ₂ SiO ₄	31	568	<u>835</u>
11	53	11	33	44	0	3	SiO ₂ , Mn ₂ SiO ₄	6	593	1038
12	*4	*4	*4	*4	*4	*4	*4	*4	*4	*4
13	55	13	30	43	2	0	SiO ₂ , Mn ₂ SiO ₄	33	623	1027
14	51	14	31	45	4	0	SiO ₂ , Mn ₂ SiO ₄	25	625	1085
15	53	11	34	45	2	0	SiO ₂	<u>100</u>	633	1078
16	62	11	25	36	2	0	SiO ₂ , Mn ₂ SiO ₄	33	685	1010
17	63	10	25	35	2	0	SiO ₂ , Mn ₂ SiO ₄	37	723	995
18	61	12	24	36	3	0	SiO ₂	<u>4</u>	676	1013
19	100	0	0	0	0	0	SiO ₂ , Mn ₂ SiO ₄	35	612	<u>823</u>
20	68	5	0	<u>5</u>	0	<u>27</u>	SiO ₂ , Mn ₂ SiO ₄	35	605	<u>834</u>
21	55	16	0	<u>16</u>	0	<u>29</u>	SiO ₂ , Mn ₂ SiO ₄	39	624	<u>856</u>
22	63	11	23	34	2	1	SiO ₂ , Mn ₂ SiO ₄	29	676	1009
23	59	11	28	39	2	0	SiO ₂ , Mn ₂ SiO ₄	36	625	1002
24	62	9	26	35	1	2	SiO ₂ , Mn ₂ SiO ₄	37	682	1017
25	60	14	0	<u>14</u>	0	<u>26</u>	SiO ₂ , Mn ₂ SiO ₄	36	593	<u>886</u>
26	63	8	22	30	3	4	SiO ₂ , Mn ₂ SiO ₄	7	639	1002
27	*4	*4	*4	*4	*4	*4	*4	*4	*4	*4
28	61	12	27	39	0	0	SiO ₂ , Mn ₂ SiO ₄	42	630	997
29	55	11	32	43	2	0	SiO ₂ , Mn ₂ SiO ₄	35	698	998
30	49	12	37	49	2	0	SiO ₂ , Mn ₂ SiO ₄	33	692	1223
31	48	3	48	51	1	0	SiO ₂ , Mn ₂ SiO ₄	36	768	1184
32	50	3	42	45	5	0	SiO ₂	5	669	1239
33	100	0	0	0	0	0	SiO ₂ , Mn ₂ SiO ₄	34	524	<u>832</u>
34	63	2	0	2	0	<u>35</u>	SiO ₂ , Mn ₂ SiO ₄	30	519	<u>861</u>
35	58	16	0	<u>16</u>	0	<u>26</u>	SiO ₂ , Mn ₂ SiO ₄	33	586	<u>872</u>

5 LOS VALORES SUBRAYADOS INDICAN VALORES FUERA DEL INTERVALO DE LA PRESENTE INVENCION.

F: FERRITA, B: BAINITA, γR. AUSTENITA RESIDUAL, M: MARTENSITA, P: PEARLITA

10 *1: EN UN CASO EN EL QUE LA ESTRUCTURA CONTIENE FERRITA Y CARBUROS, SE CONTARON LOS CARBUROS COMO FERRITA.

*2 INDICA QUE EL RE-CALENTAMIENTO NO SE LLEVÓ A CABO YA QUE LA TEMPERATURA DE CHAPA ES MAYOR QUE 350 °C.

*3 INDICA QUE EL TRATAMIENTO DE ALEACIÓN NO SE LLEVA A CABO.

15 *4 INDICA QUE EL LAMINADO EN FRÍO NO SE PODRÍA LLEVAR A CABO YA QUE LA TEMPERATURA DE ENROLLADO ES BAJA Y LA RESISTENCIA DE UNA CHAPA LAMINADA EN CALIENTE ES EXCESIVAMENTE GRANDE.

Tabla 3-1(2/2)

ACERO N.º	F*1 /%	B /%	M /%	B+M /%	γ R %	P /%	ÓXIDOS EN LA CAPA METALIZADA	RELACIÓN DE ÁREA PROYEC- TADA /%	YP /MPa	TS /MPa
36	48	12	38	50	2	0	SiO ₂ , Mn ₂ SiO ₄	42	686	1226
37	87	3	8	<u>11</u>	2	0	SiO ₂ , Mn ₂ SiO ₄	42	583	<u>926</u>
38	47	10	38	48	3	2	SiO ₂ , Mn ₂ SiO ₄	36	709	1189
39	48	13	10	23	0	<u>29</u>	SiO ₂ , Mn ₂ SiO ₄	32	601	938
40	49	9	39	48	3	0	SiO ₂ , Mn ₂ SiO ₄	<u>7</u>	667	1209
41	47	10	3	<u>13</u>	2	<u>38</u>	SiO ₂	<u>94</u>	623	<u>872</u>
42	49	16	30	46	5	0	SiO ₂ , Mn ₂ SiO ₄ , Al ₂ O ₃	40	682	1187
43	48	13	37	50	2	0	SiO ₂ , Mn ₂ SiO ₄	35	706	1209
44	50	14	35	49	1	0	SiO ₂ , Mn ₂ SiO ₄	33	709	1214
45	53	17	27	44	3	0	SiO ₂ , Mn ₂ SiO ₄	37	749	1202
46	52	16	30	46	2	0	SiO ₂ , Mn ₂ SiO ₄	33	806	1231
47	55	18	27	45	0	0	SiO ₂	9	846	1204
48	100	0	0	<u>0</u>	0	0	SiO ₂ , Mn ₂ SiO ₄	33	603	<u>889</u>
49	72	5	0	<u>5</u>	0	<u>23</u>	SiO ₂ , Mn ₂ SiO ₄	35	592	<u>934</u>
50	64	11	0	<u>11</u>	0	<u>25</u>	SiO ₂ , Mn ₂ SiO ₄	38	635	<u>921</u>
51	54	19	24	43	3	0	SiO ₂ , Mn ₂ SiO ₄	29	785	1224
52	54	19	26	45	1	0	SiO ₂ , Mn ₂ SiO ₄	30	759	1213
53	53	11	0	<u>11</u>	0	<u>36</u>	SiO ₂ , Mn ₂ SiO ₄	36	624	<u>892</u>
54	55	14	27	41	0	4	SiO ₂ , Mn ₂ SiO ₄	<u>8</u>	693	1233
55	*4	*4	*4	*4	*4	*4	*4	*4	*4	*4
56	49	15	35	50	1	0	SiO ₂ , Mn ₂ SiO ₄	36	726	1224
57	50	16	34	50	0	0	SiO ₂ , Mn ₂ SiO ₄	29	705	1219
58	49	14	36	50	1	0	SiO ₂ , Mn ₂ SiO ₄	44	709	1202
59	50	13	36	49	1	0	SiO ₂ , Mn ₂ SiO ₄	62	732	1234
60	37	15	46	61	2	0	SiO ₂ , Mn ₂ SiO ₄ , Al ₂ O ₃	42	662	1183
61	43	23	31	54	3	0	SiO ₂ , Mn ₂ SiO ₄	35	936	1354
62	42	14	42	56	2	0	SiO ₂ , Mn ₂ SiO ₄	33	972	1331
63	44	16	34	50	6	0	SiO ₂	<u>6</u>	929	1369
64	100	0	0	<u>0</u>	0	0	SiO ₂ , Mn ₂ SiO ₄	34	609	<u>882</u>
65	71	5	0	<u>5</u>	0	<u>24</u>	SiO ₂ , Mn ₂ SiO ₄	39	624	<u>962</u>
66	42	19	37	56	2	0	SiO ₂ , Mn ₂ SiO ₄	32	938	1352
67	43	18	38	56	1	0	SiO ₂ , Mn ₂ SiO ₄	36	952	1324
68	45	16	6	22	0	<u>33</u>	SiO ₂ , Mn ₂ SiO ₄	38	653	<u>923</u>
69	45	15	37	52	3	0	SiO ₂ , Mn ₂ SiO ₄	7	849	1355
70	44	19	35	54	2	0	SiO ₂ , Mn ₂ SiO ₄	29	936	1342

LOS VALORES SUBRAYADOS INDICAN VALORES FUERA DEL INTERVALO DE LA PRESENTE INVENCIÓN.

5

F: FERRITA, B: BAINITA, γR. AUSTENITA RESIDUAL, M: MARTENSITA, P: PEARLITA

*1: EN UN CASO EN EL QUE LA ESTRUCTURA CONTIENE FERRITA Y CARBUROS, SE CONTARON LOS CARBUROS COMO FERRITA.

10

*2 INDICA QUE EL RE-CALENTAMIENTO NO SE LLEVÓ A CABO YA QUE LA TEMPERATURA DE CHAPA ES MAYOR QUE 350 °C.

*3 INDICA QUE EL TRATAMIENTO DE ALEACIÓN NO SE LLEVA A CABO.

15

*4 INDICA QUE EL LAMINADO EN FRÍO NO SE PODRÍA LLEVAR A CABO YA QUE LA TEMPERATURA DE ENROLLADO ES BAJA Y LA RESISTENCIA DE UNA CHAPA LAMINADA EN CALIENTE ES EXCESIVAMENTE GRANDE.

Tabla 3-2(1/2)

ACERO N.º	F*1 /%	B /%	M /%	B+M /%	γ R %	P /%	ÓXIDOS EN LA CAPA METALIZADA	RELACIÓN DE ÁREA PROYEC- TADA /%	YP /MPa	TS /MPa
71	19	32	46	78	3	0	SiO ₂ , Mn ₂ SiO ₄	26	740	1030
72	16	5	77	82	2	0	SiO ₂ , Mn ₂ SiO ₄	24	824	992
73	23	35	36	71	6	0	SiO ₂	5	736	1026
74	100	0	0	0	0	0	SiO ₂ , Mn ₂ SiO ₄	17	503	682
75	82	12	4	16	2	0	SiO ₂ , Mn ₂ SiO ₄	26	592	821
76	68	9	0	9	0	23	SiO ₂ , Mn ₂ SiO ₄	38	632	824
77	26	23	48	71	3	0	SiO ₂ , Mn ₂ SiO ₄	66	719	1022
78	19	35	42	77	4	0	SiO ₂ , Mn ₂ SiO ₄	7	834	993
79	20	33	44	77	3	0	SiO ₂	93	730	1029
80	20	39	38	77	3	0	SiO ₂ , Mn ₂ SiO ₄	24	732	997
81	23	39	0	39	0	38	SiO ₂ , Mn ₂ SiO ₄	29	642	882
82	19	37	40	77	2	2	SiO ₂ , Mn ₂ SiO ₄	3	762	1004
83	34	27	36	63	3	0	SiO ₂ , Mn ₂ SiO ₄	26	602	1021
84	32	29	37	66	2	0	SiO ₂	100	628	1034
85	20	32	46	78	2	0	SiO ₂ , Mn ₂ SiO ₄	32	722	998
86	22	32	45	77	1	0	SiO ₂ , Mn ₂ SiO ₄	26	735	1035
87	18	7	75	82	0	0	SiO ₂ , Mn ₂ SiO ₄	24	798	1004
88	23	26	46	72	5	0	SiO ₂	7	726	1056
89	100	0	0	0	0	0	SiO ₂	13	546	723
90	90	6	3	9	1	0	SiO ₂	23	573	792
91	25	32	0	32	3	40	SiO ₂ , Mn ₂ SiO ₄	22	521	953
92	27	32	39	71	2	0	SiO ₂ , Mn ₂ SiO ₄	21	699	1011
93	22	35	42	77	1	0	SiO ₂ , Mn ₂ SiO ₄	8	586	997
94	23	26	47	73	4	0	SiO ₂ , Mn ₂ SiO ₄	19	725	985
95	27	39	0	39	0	34	SiO ₂ , Mn ₂ SiO ₄	20	635	920
96	23	28	49	77	0	0	SiO ₂ , Mn ₂ SiO ₄	4	699	982
97	24	27	48	75	1	0	SiO ₂ , Mn ₂ SiO ₄	28	705	1039
98	27	29	7	36	0	37	SiO ₂	96	648	899
99	16	45	36	81	3	0	SiO ₂ , Mn ₂ SiO ₄ , Al ₂ O ₃	35	806	1223
100	15	12	73	85	0	0	SiO ₂ , Mn ₂ SiO ₄	29	908	1195
101	12	47	38	85	3	0	SiO ₂ , Mn ₂ SiO ₄	34	840	1228
102	14	49	31	80	6	0	SiO ₂ , Al ₂ O ₃	6	865	1265
103	100	0	0	0	0	0	SiO ₂ , Mn ₂ SiO ₄ , Al ₂ O ₃	32	572	768
104	56	0	0	0	0	44	SiO ₂ , Mn ₂ SiO ₄ , Al ₂ O ₃	30	596	836
105	36	22	42	63	1	0	SiO ₂ , Mn ₂ SiO ₄ , Al ₂ O ₃	29	832	1221
106	12	48	37	85	3	0	SiO ₂ , Mn ₂ SiO ₄ , Al ₂ O ₃	27	826	1208

Tabla 3-2(2/2)

ACERO N.º	F*1 /%	B /%	M /%	B+M /%	γ R %	P /%	ÓXIDOS EN LA CAPA METALIZADA	RELACIÓN DE ÁREA PROYEC- TADA /%	YP /MPa	TS /MPa
107	13	42	0	42	0	45	SiO ₂ , Mn ₂ SiO ₄ , Al ₂ O ₃	26	851	924
108	14	45	39	84	2	0	SiO ₂ , Mn ₂ SiO ₄	23	845	1224
109	12	40	47	87	1	0	SiO ₂ , Mn ₂ SiO ₄	27	836	1236
110	42	22	33	55	3	0	SiO ₂ , Mn ₂ SiO ₄	29	848	1218
111	15	46	35	81	4	0	SiO ₂ , Mn ₂ SiO ₄	30	842	1224
112	11	46	40	86	3	0	SiO ₂ , Mn ₂ SiO ₄	42	934	1354
113	7	45	46	91	2	0	SiO ₂ , Mn ₂ SiO ₄	37	1095	1325
114	5	13	82	95	0	0	SiO ₂ , Mn ₂ SiO ₄	33	905	1345
115	6	48	39	87	7	0	SiO ₂ , Mn ₂ SiO ₄	7	922	1355
116	100	0	0	0	0	0	SiO ₂ , Mn ₂ SiO ₄	29	546	824
117	48	15	0	15	0	37	SiO ₂ , Mn ₂ SiO ₄	37	642	962
118	43	19	35	54	3	0	SiO ₂ , Mn ₂ SiO ₄	33	895	1342
119	5	45	45	90	5	0	SiO ₂ , Mn ₂ SiO ₄	4	942	1306
120	3	43	53	96	1	0	SiO ₂ , Mn ₂ SiO ₄	35	925	1324
121	15	38	0	38	0	47	SiO ₂ , Mn ₂ SiO ₄	38	756	964
122	5	46	49	95	0	0	SiO ₂ , Mn ₂ SiO ₄	8	896	1301
123	5	39	53	92	3	0	SiO ₂ , Mn ₂ SiO ₄	36	926	1350
124	41	20	37	57	2	0	SiO ₂ , Mn ₂ SiO ₄	34	895	1346
125	3	45	48	93	4	0	SiO ₂ , Mn ₂ SiO ₄	29	908	1339
126	42	19	38	57	1	0	SiO ₂ , Mn ₂ SiO ₄	49	954	1089
127	48	16	36	52	0	0	SiO ₂	95	975	1068
128	0	29	52	81	19	0	SiO ₂ , Mn ₂ SiO ₄	33	1208	1725
129	93	1	0	1	0	6	SiO ₂ , Mn ₂ SiO ₄	12	256	389
130	24	23	46	69	7	0	SiO ₂ , Mn ₂ SiO ₄	23	1192	1436
131	91	9	0	9	0	0	SiO ₂ , Mn ₂ SiO ₄	26	355	576
132	57	22	6	28	15	0	SiO ₂ , Mn ₂ SiO ₄	27	675	1186
133	84	5	0	5	0	11	SiO ₂ , Mn ₂ SiO ₄	23	345	562
134	49	13	36	49	2	0	SiO ₂ , Mn ₂ SiO ₄	29	658	1234
135	50	13	35	48	2	0	SiO ₂ , Mn ₂ SiO ₄	24	699	1209
136	78	0	17	17	5	0	SiO ₂ , Mn ₂ SiO ₄	27	675	926
137	52	15	32	47	1	0	SiO ₂ , Mn ₂ SiO ₄ , Al ₂ O ₃	68	738	1196
138	51	14	33	47	2	0	SiO ₂ , Mn ₂ SiO ₄	27	709	1204
139	78	12	10	22	0	0	SiO ₂ , Mn ₂ SiO ₄	26	1124	1346
140	33	23	43	66	1	0	SiO ₂ , Mn ₂ SiO ₄	28	681	1318
141	0	26	73	99	1	0	SiO ₂ , Mn ₂ SiO ₄	25	1025	1421
142	94	0	6	6	0	0	SiO ₂ , Mn ₂ SiO ₄	29	268	469

Tabla 3-3(1/2)

ACERO N.º	EI /%	TS x EI /MPa x %	EXPANSIBILIDAD DE ORIFICIOS (λ) /%	TS x λ /MPa x %	RESISTENCIA FRACTURA RETARDADA	AUSENCIA DE METALIZADO	Fe% / masa %	RESISTENCIA A FORMACIÓN DE POLVO	CHAPA DE ACERO	NOTA
1	16	16368	28	28644	BUENA	BUENA	1,8	BUENA	GI	ACERO DE LA PRESENTE INVENCION
2	17	17527	42	43302	BUENA	BUENA	1,6	BUENA	GI	ACERO DE LA PRESENTE INVENCION
3	16	16464	23	23667	MALA	BUENA	1,9	BUENA	GI	ACERO DE EJEMPLO COMPARATIVO
4	15	10890	25	18150	BUENA	BUENA	2,2	BUENA	GI	ACERO DE EJEMPLO COMPARATIVO
5	14	12152	41	35588	BUENA	BUENA	2,1	BUENA	GI	ACERO DE EJEMPLO COMPARATIVO
6	14	1676	43	35862	BUENA	BUENA	2,0	BUENA	GI	ACERO DE EJEMPLO COMPARATIVO
7	16	16400	29	29725	BUENA	MALA	0,2	BUENA	GI	ACERO DE EJEMPLO COMPARATIVO
8	16	16544	30	31020	MALA	BUENA	1,3	BUENA	GI	ACERO DE EJEMPLO COMPARATIVO
9	17	16847	24	23784	BUENA	BUENA	11,2	BUENA	GA	ACERO DE LA PRESENTE INVENCION
10	15	12525	46	38410	BUENA	BUENA	17,9	MALA	GA	ACERO DE EJEMPLO COMPARATIVO
11	12	12456	28	29064	MALA	BUENA	12,3	BUENA	GA	ACERO DE EJEMPLO COMPARATIVO
12	*4	*4	*4	*4	*4	*4	*4	*4	*4	ACERO DE EJEMPLO COMPARATIVO
13	16	16432	30	30810	BUENA	MALA	11,8	BUENA	GA	ACERO DE EJEMPLO COMPARATIVO
14	15	16275	26	28210	BUENA	BUENA	1,8	BUENA	GI	ACERO DE LA PRESENTE INVENCION
15	15	16170	28	30184	BUENA	MALA	0,4	BUENA	GI	ACERO DE EJEMPLO COMPARATIVO
16	16	16160	29	29290	BUENA	BUENA	1,6	BUENA	GI	ACERO DE LA PRESENTE INVENCION
17	17	16915	45	44775	BUENA	BUENA	1,9	BUENA	GI	ACERO DE LA PRESENTE INVENCION
18	16	16208	24	24312	MALA	BUENA	2,1	BUENA	GI	ACERO DE EJEMPLO COMPARATIVO
19	15	12345	38	31274	BUENA	BUENA	2,2	BUENA	GI	ACERO DE EJEMPLO COMPARATIVO
20	16	13344	26	21684	BUENA	BUENA	2,3	BUENA	GI	ACERO DE EJEMPLO COMPARATIVO
21	16	13666	28	23968	BUENA	BUENA	4,2	BUENA	GI	ACERO DE EJEMPLO COMPARATIVO
22	16	16144	23	23207	BUENA	MALA	1,6	BUENA	GI	ACERO DE EJEMPLO COMPARATIVO
23	16	16032	26	26052	BUENA	MALA	1,3	BUENA	GI	ACERO DE EJEMPLO COMPARATIVO
24	17	17289	28	28476	BUENA	BUENA	10,6	BUENA	GA	ACERO DE LA PRESENTE INVENCION
25	15	13290	35	31010	BUENA	BUENA	18,9	MALA	GA	ACERO DE EJEMPLO COMPARATIVO
26	14	14028	24	24048	MALA	BUENA	10,1	BUENA	GA	ACERO DE EJEMPLO COMPARATIVO
27	*4	*4	*4	*4	*4	*4	*4	*4	*4	ACERO DE EJEMPLO COMPARATIVO
28	16	15952	27	26919	BUENA	MALA	12,6	BUENA	GA	ACERO DE EJEMPLO COMPARATIVO
29	17	16966	25	24950	BUENA	BUENA	1,5	BUENA	GI	ACERO DE LA PRESENTE INVENCION
30	14	17122	21	25683	BUENA	BUENA	1,9	BUENA	GI	ACERO DE LA PRESENTE INVENCION
31	15	17760	50	59200	BUENA	BUENA	2,1	BUENA	GI	ACERO DE LA PRESENTE INVENCION
32	14	17346	24	29736	MALA	BUENA	1,6	BUENA	GI	ACERO DE EJEMPLO COMPARATIVO
33	11	9152	37	30784	BUENA	BUENA	1,7	BUENA	GI	ACERO DE EJEMPLO COMPARATIVO
34	12	10332	36	30996	BUENA	BUENA	2,2	BUENA	GI	ACERO DE EJEMPLO COMPARATIVO
35	13	11336	38	33136	BUENA	BUENA	2,5	BUENA	GI	ACERO DE EJEMPLO COMPARATIVO

Tabla 3-3(2/2)

ACERO N.º	EI /%	TS x EI /MPa x %	EXPANSIBILIDAD DE ORIFICIOS (A) /%	TS x A /MPa x %	RESISTENCIA FRACTURA RETARDADA	AUSENCIA DE METALIZADO	Fe% / masa %	RESISTENCIA A FORMACIÓN DE POLVO	CHAPA DE ACERO	NOTA
36	15	18390	24	29424	BUENA	MALA	1,4	BUENA	GI	ACERO DE EJEMPLO COMPARATIVO
37	13	12038	57	52782	BUENA	BUENA	1,9	BUENA	GA	ACERO DE EJEMPLO COMPARATIVO
38	14	16646	25	29725	BUENA	BUENA	9,9	BUENA	GA	ACERO DE LA PRESENTE INVENCION
39	12	11256	19	17822	BUENA	BUENA	18,2	MALA	GA	ACERO DE EJEMPLO COMPARATIVO
40	14	16926	24	29016	MALA	BUENA	8,3	BUENA	GA	ACERO DE EJEMPLO COMPARATIVO
41	13	11336	21	18312	BUENA	MALA	18,9	MALA	GA	ACERO DE EJEMPLO COMPARATIVO
42	14	16618	26	30862	BUENA	BUENA	1,1	BUENA	GI	ACERO DE LA PRESENTE INVENCION
43	14	16926	23	27807	BUENA	BUENA	1,6	BUENA	GI	ACERO DE LA PRESENTE INVENCION
44	14	16996	20	24280	BUENA	BUENA	1,7	BUENA	GI	ACERO DE LA PRESENTE INVENCION
45	15	18030	23	27646	BUENA	BUENA	1,5	BUENA	GI	ACERO DE LA PRESENTE INVENCION
46	14	17234	48	59088	BUENA	BUENA	2,2	BUENA	GI	ACERO DE LA PRESENTE INVENCION
47	15	18060	24	28896	MALA	BUENA	1,4	BUENA	GI	ACERO DE EJEMPLO COMPARATIVO
48	12	10668	32	28448	BUENA	BUENA	1,6	BUENA	GI	ACERO DE EJEMPLO COMPARATIVO
49	13	12142	19	17746	BUENA	BUENA	1,3	BUENA	GI	ACERO DE EJEMPLO COMPARATIVO
50	14	12894	22	20262	BUENA	BUENA	2,1	BUENA	GI	ACERO DE EJEMPLO COMPARATIVO
51	14	17136	30	36720	BUENA	MALA	1,2	BUENA	GI	ACERO DE EJEMPLO COMPARATIVO
52	14	16982	22	26686	BUENA	BUENA	11,3	BUENA	GA	ACERO DE LA PRESENTE INVENCION
53	11	9812	37	33004	BUENA	BUENA	17,9	MALA	GA	ACERO DE EJEMPLO COMPARATIVO
54	13	16029	23	28359	MALA	BUENA	12,9	BUENA	GA	ACERO DE EJEMPLO COMPARATIVO
55	*4	*4	*4	*4	*4	*4	*4	*4	*4	ACERO DE EJEMPLO COMPARATIVO
56	14	17136	26	31824	BUENA	BUENA	2,1	BUENA	GI	ACERO DE LA PRESENTE INVENCION
57	14	17066	24	29256	BUENA	BUENA	1,6	BUENA	GI	ACERO DE LA PRESENTE INVENCION
58	15	18030	23	27646	BUENA	BUENA	1,4	BUENA	GI	ACERO DE LA PRESENTE INVENCION
59	13	16042	24	29616	BUENA	BUENA	2,0	BUENA	GI	ACERO DE LA PRESENTE INVENCION
60	14	16562	22	26026	BUENA	BUENA	1,6	BUENA	GI	ACERO DE LA PRESENTE INVENCION
61	12	16248	24	32496	BUENA	GCOD	1,9	BUENA	GI	ACERO DE LA PRESENTE INVENCION
62	13	17303	23	30613	BUENA	BUENA	2,1	BUENA	GI	ACERO DE LA PRESENTE INVENCION
63	12	16428	19	26011	MALA	GCOD	1,4	BUENA	GI	ACERO DE EJEMPLO COMPARATIVO
64	12	10584	36	31752	BUENA	BUENA	1,5	BUENA	GI	ACERO DE EJEMPLO COMPARATIVO
65	13	12506	21	20202	BUENA	BUENA	1,8	BUENA	GI	ACERO DE EJEMPLO COMPARATIVO
66	12	16224	24	32448	BUENA	MALA	1,2	BUENA	GI	ACERO DE EJEMPLO COMPARATIVO
67	13	17212	20	26480	BUENA	BUENA	9,4	BUENA	GA	ACERO DE LA PRESENTE INVENCION
68	11	10153	22	20306	BUENA	BUENA	16,9	MALA	GA	ACERO DE EJEMPLO COMPARATIVO
69	12	16260	17	23035	MALA	MALA	12,9	BUENA	GA	ACERO DE EJEMPLO COMPARATIVO
70	13	17446	25	33550	BUENA	BUENA	1,4	BUENA	GI	ACERO DE LA PRESENTE INVENCION

Tabla 3-4(1/2)

ACERO N.º	EI /%	TS x EI /MPa x %	EXPANSIBILIDAD DE ORIFICIOS (A) /%	TS x l /MPa x %	RESISTENCIA FRACTURA RETARDADA	AUSENCIA DE METALIZADO	Fe% / masa %	RESISTENCIA A FORMACIÓN DE POLVO	CHAPA DE ACERO	NOTA
71	12	12360	54	5620	BUENA	BUENA	2,1	BUENA	GI	ACERO DE LA PRESENTE INVENCION
72	11	10912	62	61504	BUENA	BUENA	1,7	BUENA	GI	ACERO DE LA PRESENTE INVENCION
73	7	7182	52	53352	MALA	BUENA	3,3	BUENA	GI	ACERO DEL EJEMPLO COMPARATIVO
74	21	14322	78	53196	BUENA	BUENA	2,2	BUENA	GI	ACERO DEL EJEMPLO COMPARATIVO
75	19	15599	36	29556	BUENA	BUENA	2,1	BUENA	GI	ACERO DEL EJEMPLO COMPARATIVO
76	16	13184	48	39552	BUENA	BUENA	2,1	BUENA	GI	ACERO DEL EJEMPLO COMPARATIVO
77	11	11242	56	57232	BUENA	BUENA	1,1	BUENA	GI	ACERO DEL EJEMPLO COMPARATIVO
78	11	10923	70	69510	BUENA	BUENA	1,4	BUENA	GI	ACERO DEL EJEMPLO COMPARATIVO
79	11	11319	51	52479	BUENA	BUENA	0,3	BUENA	GI	ACERO DEL EJEMPLO COMPARATIVO
80	12	11964	56	55832	BUENA	BUENA	10,8	BUENA	GA	ACERO DE LA PRESENTE INVENCION
81	16	14112	33	29106	BUENA	BUENA	18,2	BUENA	GA	ACERO DEL EJEMPLO COMPARATIVO
82	10	10040	50	50200	BUENA	BUENA	12,2	BUENA	GA	ACERO DEL EJEMPLO COMPARATIVO
83	16	16336	43	43903	BUENA	BUENA	2,1	BUENA	GI	ACERO DE LA PRESENTE INVENCION
84	15	15510	40	41360	BUENA	BUENA	0,5	BUENA	GI	ACERO DEL EJEMPLO COMPARATIVO
85	12	11976	64	63872	BUENA	BUENA	1,9	BUENA	GI	ACERO DE LA PRESENTE INVENCION
86	13	13455	54	55890	BUENA	BUENA	1,3	BUENA	GI	ACERO DE LA PRESENTE INVENCION
87	12	12048	66	66264	BUENA	BUENA	1,7	BUENA	GI	ACERO DE LA PRESENTE INVENCION
88	9	9504	57	60192	BUENA	BUENA	2,2	BUENA	GI	ACERO DEL EJEMPLO COMPARATIVO
89	16	11568	68	49164	BUENA	BUENA	1,6	BUENA	GI	ACERO DEL EJEMPLO COMPARATIVO
90	14	11088	32	25344	BUENA	BUENA	1,5	BUENA	GI	ACERO DEL EJEMPLO COMPARATIVO
91	8	7624	26	24778	BUENA	BUENA	1,1	BUENA	GI	ACERO DEL EJEMPLO COMPARATIVO
92	15	15165	55	55605	BUENA	BUENA	0,9	BUENA	GI	ACERO DEL EJEMPLO COMPARATIVO
93	11	10967	48	47856	BUENA	BUENA	1,2	BUENA	GI	ACERO DEL EJEMPLO COMPARATIVO
94	13	12805	62	61070	BUENA	BUENA	11,3	BUENA	GA	ACERO DE LA PRESENTE INVENCION
95	12	11040	32	29440	BUENA	BUENA	18,9	BUENA	GA	ACERO DEL EJEMPLO COMPARATIVO
96	12	11784	58	56956	BUENA	BUENA	13,1	BUENA	GA	ACERO DEL EJEMPLO COMPARATIVO
97	8	8312	24	24936	BUENA	BUENA	12,8	BUENA	GA	ACERO DEL EJEMPLO COMPARATIVO
98	13	11687	23	20677	BUENA	BUENA	19,3	BUENA	GA	ACERO DEL EJEMPLO COMPARATIVO
99	12	14676	42	51366	BUENA	BUENA	1,7	BUENA	GI	ACERO DE LA PRESENTE INVENCION
100	13	15535	67	80065	BUENA	BUENA	2,1	BUENA	GI	ACERO DE LA PRESENTE INVENCION
101	13	15964	56	68768	BUENA	BUENA	2,2	BUENA	GI	ACERO DE LA PRESENTE INVENCION
102	7	8855	58	73370	BUENA	BUENA	1,9	BUENA	GI	ACERO DEL EJEMPLO COMPARATIVO
103	14	10752	61	46848	BUENA	BUENA	2,0	BUENA	GI	ACERO DEL EJEMPLO COMPARATIVO
104	13	10868	28	23408	BUENA	BUENA	1,6	BUENA	GI	ACERO DEL EJEMPLO COMPARATIVO
105	17	14652	52	63492	BUENA	BUENA	1,8	BUENA	GI	ACERO DEL EJEMPLO COMPARATIVO
106	11	13288	55	66440	BUENA	BUENA	9,6	BUENA	GA	ACERO DE LA PRESENTE INVENCION

Tabla 3-4(2/2)

ACERO N.º	EI /%	TS x EI /MPa x %	EXPANSIBILIDAD DE ORIFICIOS (λ) /%	TS x λ /MPa-%	RESISTENCIA FRACTURA RETARDADA	AUSENCIA DE METALIZADO	Fe% / masa %	RESISTENCIA A FORMACIÓN DE POLVO	CHAPA DE ACERO	NOTA
107	13	12012	22	20328	BUENA	BUENA	17,6	MALA	GA	ACERO DE EJEMPLO COMPARATIVO
108	13	15912	54	66096	BUENA	BUENA	1,6	BUENA	GI	ACERO DE LA PRESENTE INVENCION
109	14	17304	60	74160	BUENA	BUENA	2,1	BUENA	GI	ACERO DE LA PRESENTE INVENCION
110	12	14816	51	62118	BUENA	BUENA	1,7	BUENA	GI	ACERO DE LA PRESENTE INVENCION
111	13	15912	54	66096	BUENA	BUENA	1,4	BUENA	GI	ACERO DE LA PRESENTE INVENCION
112	12	16248	48	64992	BUENA	BUENA	1,6	BUENA	GI	ACERO DE LA PRESENTE INVENCION
113	13	17225	57	75525	BUENA	BUENA	1,9	BUENA	GI	ACERO DE LA PRESENTE INVENCION
114	12	16140	42	56490	BUENA	BUENA	2,3	BUENA	GI	ACERO DE LA PRESENTE INVENCION
115	8	10840	39	52845	BUENA	BUENA	2,4	BUENA	GI	ACERO DE EJEMPLO COMPARATIVO
116	14	11536	42	34608	BUENA	BUENA	1,9	BUENA	GI	ACERO DE EJEMPLO COMPARATIVO
117	11	10582	19	18278	BUENA	BUENA	1,5	BUENA	GI	ACERO DE EJEMPLO COMPARATIVO
118	12	16104	49	65758	BUENA	BUENA	1,8	BUENA	GI	ACERO DE EJEMPLO COMPARATIVO
119	11	14366	40	52240	BUENA	BUENA	1,3	BUENA	GI	ACERO DE EJEMPLO COMPARATIVO
120	11	14564	50	66200	BUENA	BUENA	9,8	BUENA	GA	ACERO DE LA PRESENTE INVENCION
121	12	11568	18	17352	BUENA	BUENA	17,6	BUENA	GA	ACERO DE EJEMPLO COMPARATIVO
122	10	13010	36	46836	BUENA	BUENA	11,9	BUENA	GA	ACERO DE EJEMPLO COMPARATIVO
123	11	14850	53	71550	BUENA	BUENA	1,6	BUENA	GI	ACERO DE LA PRESENTE INVENCION
124	10	13460	42	56532	BUENA	BUENA	2,3	BUENA	GI	ACERO DE LA PRESENTE INVENCION
125	14	18746	48	64272	BUENA	BUENA	2,5	BUENA	GI	ACERO DE LA PRESENTE INVENCION
126	18	19602	59	64251	BUENA	BUENA	10,7	BUENA	GA	ACERO DE LA PRESENTE INVENCION
127	18	19224	67	71556	BUENA	BUENA	7,9	BUENA	GA	ACERO DE EJEMPLO COMPARATIVO
128	4	6900	30	51750	BUENA	BUENA	1,4	BUENA	GI	ACERO DE EJEMPLO COMPARATIVO
129	32	12448	102	39678	BUENA	BUENA	1,9	BUENA	GI	ACERO DE EJEMPLO COMPARATIVO
130	3	4308	5	7180	BUENA	BUENA	2,2	BUENA	GI	ACERO DE EJEMPLO COMPARATIVO
131	26	14976	59	33984	BUENA	BUENA	2	BUENA	GI	ACERO DE EJEMPLO COMPARATIVO
132	15	17790	13	15418	BUENA	BUENA	2,5	BUENA	GI	ACERO DE EJEMPLO COMPARATIVO
133	27	15174	56	31472	BUENA	BUENA	2,4	BUENA	GI	ACERO DE EJEMPLO COMPARATIVO
134	12	14808	10	12340	BUENA	BUENA	18	BUENA	GI	ACERO DE EJEMPLO COMPARATIVO
135	10	12090	8	9672	BUENA	BUENA	1,2	BUENA	GI	ACERO DE EJEMPLO COMPARATIVO
136	15	13890	14	12964	BUENA	BUENA	0,4	BUENA	GI	ACERO DE EJEMPLO COMPARATIVO
137	12	14352	9	10764	BUENA	BUENA	1,2	BUENA	GI	ACERO DE EJEMPLO COMPARATIVO
138	11	13244	9	10836	BUENA	BUENA	1,9	BUENA	GI	ACERO DE EJEMPLO COMPARATIVO
139	3	4038	9	12114	BUENA	BUENA	0,9	BUENA	GI	ACERO DE EJEMPLO COMPARATIVO
140	13	17134	12	15816	BUENA	BUENA	1,2	BUENA	GI	ACERO DE EJEMPLO COMPARATIVO
141	5	7105	3	4263	BUENA	BUENA	0,7	BUENA	GI	ACERO DE EJEMPLO COMPARATIVO
142	41	19229	92	43148	BUENA	BUENA	11,9	BUENA	GA	ACERO DE EJEMPLO COMPARATIVO

Aplicabilidad industrial

5 La presente invención proporciona una chapa de acero galvanizada por inmersión en caliente de alta resistencia que resulta apropiada para un miembro estructural, un miembro de refuerzo y un miembro de suspensión para un vehículo, tiene una resistencia de tracción igual o mayor que 980 MPa y tiene excelente resistencia a la fractura retardada, a bajo coste. Por consiguiente, cabe esperar una gran contribución a la reducción de peso en automóviles y el efecto industrial es extremadamente elevado.

REIVINDICACIONES

- 1.- Una chapa de acero galvanizada por inmersión en caliente que comprende:
una chapa de acero; y
una capa metalizada sobre una superficie de la chapa de acero,
- 5 en la que la capa de acero contiene, en % en masa,
C: igual o más de un 0,05 % y menos de un 0,40 %,
Si: de un 0,5 % a un 3,0 %,
Mn: de un 1,5 % a un 3,0 %,
O: limitado a un 0,006 % o menos,
- 10 P: limitado a un 0,04 % o menos,
S: limitado a un 0,01 % o menos,
Al: limitado a un 2,0 % o menos,
N: limitado a un 0,01 % o menos, y opcionalmente, uno o dos o más de
Cr: de un 0,05 % a un 1,0 %,
- 15 Mo: de un 0,01 % a un 1,0 %,
Ni: de un 0,05 % a un 1,0 %,
Cu: de un 0,05 % a un 1,0 %,
Nb: de un 0,005 % a un 0,3 %,
Ti: de un 0,005 % a un 0,3 %,
- 20 V: de un 0,005 % a un 0,5 %,
B: de un 0,0001 % a un 0,01 %,
Ca: de un 0,0005 % a un 0,04 %,
Mg: de un 0,0005 % a un 0,04 %, y
REM: de un 0,0005 % a un 0,04 %, y
- 25 el resto que incluye Fe e impurezas inevitables,
en la que la microestructura de la chapa de acero contiene,
en fracción en volumen, igual o más de un 20 % e igual o menos de un 99 % en total de uno o dos de una martensita y una bainita, y
una estructura residual que incluye una ferrita, y uno o dos de una austenita residual de menos de un 8 % en fracción en volumen, y una perlita de igual o menos de un 10 % en fracción en volumen,
- 30 en la que la resistencia de tracción de la chapa de acero es igual o mayor que 980 MPa,
en la que la capa metalizada es una capa galvanizada por inmersión en caliente que contiene óxidos que incluyen uno o dos o más de Si, Mn y Al, contiene igual o menos de un 15 % en masa de Fe, y el resto que incluye Zn, Al e impurezas inevitables,
- 35 en la que cuando se observa un corte transversal que incluye la chapa de acero y la capa galvanizada por inmersión en caliente en la dirección de espesor de la chapa, la relación de área proyectada que es la relación de área obtenida dividiendo la longitud de los óxidos proyectados en la interfaz entre la capa galvanizada por inmersión en caliente y la chapa de acero entre la longitud de la interfaz entre la capa galvanizada por inmersión en caliente y la chapa de acero, es igual o mayor que un 10 % e igual o menor que un 90 %, y
- 40 en la que la relación de área proyectada es un promedio de valores medidos a 5 campos visuales con un aumento de 10.000 veces.

- 2.- La chapa de acero galvanizada por inmersión en caliente de acuerdo con la reivindicación 1, en la que, en lugar de la capa galvanizada por inmersión en caliente, la capa metalizada es una capa galva-recocida que contiene óxidos que incluyen uno o dos o más de Si, Mn y Al, contiene igual o más de un 7 % en masa e igual o menos de un 15 % en masa de Fe, y el resto que incluye Zn, Al e impurezas inevitables, y
- 5 en la que cuando se observa un corte transversal que incluye la chapa de acero y la capa galva-recocida en la dirección de espesor de la chapa, la relación de área proyectada que es la relación de área obtenida dividiendo la longitud de los óxidos proyectados en la interfaz entre la capa galva-recocida y la chapa de acero entre la longitud de la interfaz entre la capa galva-recocida y la chapa de acero, es igual o mayor que un 10 % e igual o menor que un 90 %.
- 10 3.- La chapa de acero galvanizada por inmersión en caliente de acuerdo con la reivindicación 1 o 2, en la que la microestructura contiene, en fracción en volumen, de un 40 % a un 80 % de ferrita.
- 4.- La chapa de acero galvanizada por inmersión en caliente de acuerdo con la reivindicación 1 o 2, en la que la microestructura contiene, en fracción en volumen, más de un 60 % de uno o dos de martensita y bainita.
- 15 5.- Un método de fabricación de una chapa de acero galvanizada por inmersión en caliente de acuerdo con la reivindicación 1, que comprende:
- colar un acero fundido que incluye componentes químicos de acuerdo con la reivindicación 1 para obtener un acero;
- calentar el acero hasta un primer intervalo de temperaturas de 1100 °C a menos de 1300 °C, directamente o tras el enfriamiento;
- completar el laminado en caliente del acero a una temperatura igual o mayor que el punto de transformación Ar3;
- 20 enrollar el acero en un segundo intervalo de temperaturas de 300 °C a 700 °C;
- decapar el acero;
- llevar a cabo el laminado en frío del acero con una reducción acumulada de laminado de un 40 % a un 80 %, usando un molino de laminado en frío que incluye un laminador de trabajo que tiene un diámetro de laminador de 200 mm a 1400 mm;
- 25 retener el acero en un tercer intervalo de temperaturas de 550 °C a 750 °C durante 20 segundos a 2000 segundos, durante el calentamiento del acero a una temperatura de recocido, cuando el acero pasa a través de una línea de galvanizado continuo;
- mantener el acero en un cuarto intervalo de temperaturas de 750 °C a 900 °C durante 10 segundos a 1000 segundos, en una atmósfera de N₂ en la que la concentración de H₂ es igual o menor que un 20 % y la temperatura de condensación es igual o mayor que -20 °C, al tiempo que se lleva a cabo el recocido;
- 30 llevar a cabo un primer enfriamiento del acero hasta un quinto intervalo de temperaturas de 500 °C a 750 °C a una tasa promedio de enfriamiento de 1 °C/s a 200 °C/s;
- llevar a cabo un segundo enfriamiento del acero hasta un sexto intervalo de temperaturas entre una temperatura que es menor que la temperatura del baño de galvanizado por inmersión en caliente en 40 °C y una temperatura que es mayor que la temperatura del baño de galvanizado por inmersión en caliente en 50 °C, a una tasa promedio de enfriamiento que es de 1 °C/s a 200 °C/s y que es más rápida que la tasa promedio de enfriamiento del primer enfriamiento;
- 35 galvanizar el acero por medio de inmersión del mismo en un baño de galvanizado por inmersión en caliente que fluye a una velocidad de flujo de 10 m/min a 50 m/min tras ajustar la temperatura de inmersión de la chapa en el baño de metalizado que es la temperatura cuando se sumerge el acero en el baño de galvanizado por inmersión en caliente, como sexto intervalo de temperaturas; y
- 40 enfriar el acero hasta una temperatura igual o menor que 40 °C.
- 6.- El método de fabricación de una chapa de acero galvanizada por inmersión en caliente de acuerdo con la reivindicación 5, que comprende;
- 45 después del primer enfriamiento,
- llevar a cabo un enfriamiento adicional del acero a una temperatura de 500 °C a 25 °C, a una tasa promedio de enfriamiento que es de 1 °C/s a 200 °C/s y es más rápida que la tasa promedio de enfriamiento del primer enfriamiento;

calentar el acero de nuevo hasta un intervalo de temperaturas de 350 °C a 500 °C, en un caso en el que la temperatura de parada de enfriamiento del enfriamiento adicional es menor que 350 °C, reteniendo el acero en el intervalo de temperaturas de 350 °C a 500 °C;

- 5 galvanizar el acero por medio de inmersión del mismo en un baño de galvanizado por inmersión en caliente que fluye a una velocidad de flujo de 10 m/min a 50 m/min, tras ajustar la temperatura de inmersión de la chapa en el baño de metalizado que es la temperatura cuando se sumerge la chapa en el baño de galvanizado por inmersión en caliente, como un intervalo de temperaturas entre una temperatura que es menor que la temperatura del baño de galvanizado por inmersión en caliente en 40 °C y una temperatura que es mayor que la temperatura del baño de galvanizado por inmersión en caliente en 50 °C;
- 10 llevar a cabo un tratamiento de aleación del acero en un intervalo de temperaturas igual o menor que 600 °C; y enfriar al acero a una temperatura igual o menor que 40 °C.

7.- El método de fabricación de una chapa de acero galvanizada por inmersión en caliente de acuerdo con la reivindicación 5 o 6, en el que el recocido se lleva a cabo a una temperatura menor que 840 °C.

- 15 8.- El método de fabricación de una chapa de acero galvanizada por inmersión en caliente de acuerdo con la reivindicación 5 o 6, en el que el recocido se lleva a cabo a una temperatura igual o mayor que 840 °C.

FIG. 1

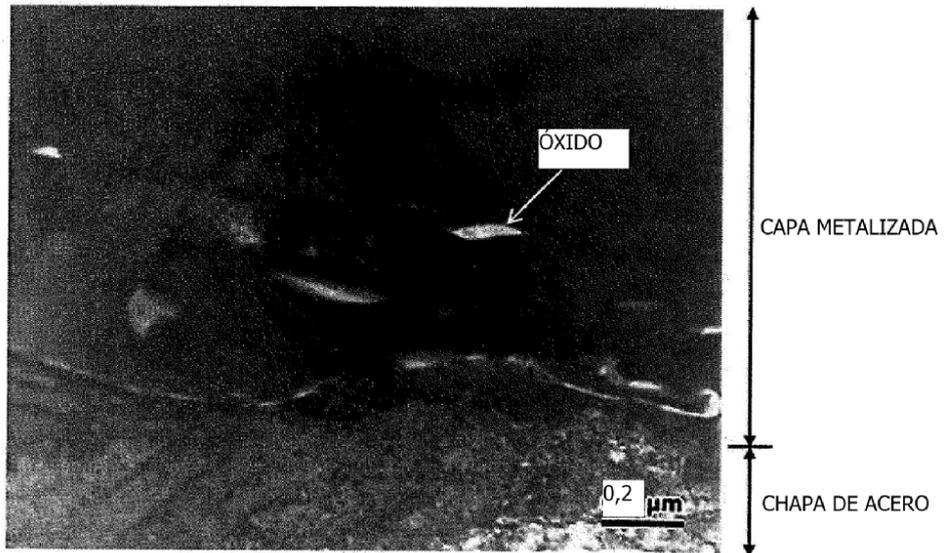


FIG. 2

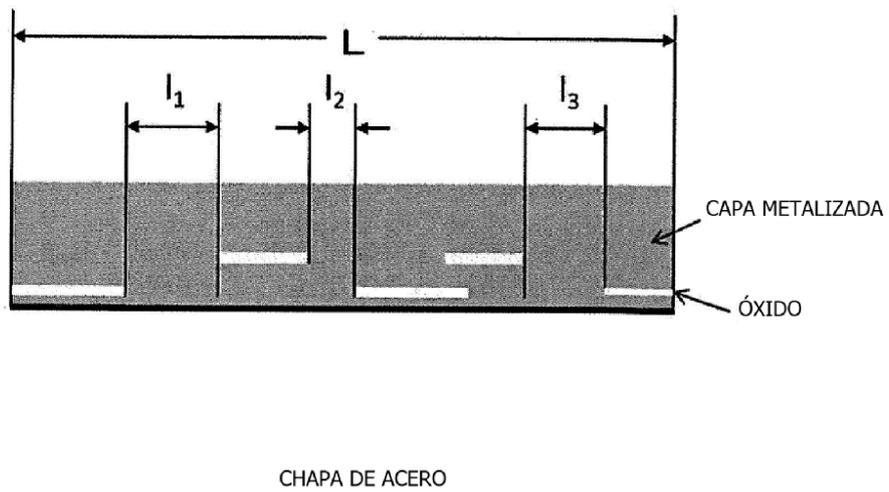


FIG. 3A

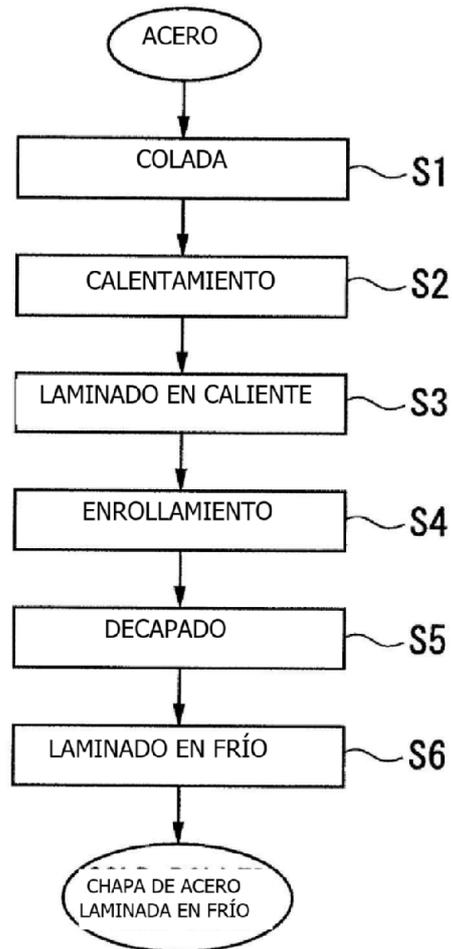


FIG. 3B

