

19



OFICINA ESPAÑOLA DE
PATENTES Y MARCAS

ESPAÑA



11 Número de publicación: **2 781 864**

51 Int. Cl.:

C21D 6/00 (2006.01)

C22C 38/00 (2006.01)

C22C 38/02 (2006.01)

C22C 38/42 (2006.01)

C22C 38/58 (2006.01)

12

TRADUCCIÓN DE PATENTE EUROPEA

T3

86 Fecha de presentación y número de la solicitud internacional: **18.04.2011 PCT/FI2011/050345**

87 Fecha y número de publicación internacional: **03.11.2011 WO11135170**

96 Fecha de presentación y número de la solicitud europea: **18.04.2011 E 11774473 (0)**

97 Fecha y número de publicación de la concesión europea: **22.01.2020 EP 2563945**

54 Título: **Método de fabricación de acero inoxidable ferrítico-austenítico con alta conformabilidad**

30 Prioridad:

29.04.2010 FI 20100178

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

08.09.2020

73 Titular/es:

OUTOKUMPU OYJ (100.0%)

Salmisaarenranta 11

00180 Helsinki, FI

72 Inventor/es:

OLIVER, JAMES;

JONSSON, JAN Y. y

TALONEN, JUHO

74 Agente/Representante:

ELZABURU, S.L.P

ES 2 781 864 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

Método de fabricación de acero inoxidable ferrítico-austenítico con alta conformabilidad

Campo técnico

5 La presente invención se refiere a un método para fabricar un acero inoxidable ferrítico-austenítico de baja aleación fabricado principalmente en forma de bobinas con alta resistencia, excelente conformabilidad y buena resistencia a la corrosión. La conformabilidad se logra mediante una transformación controlada de martensita de la fase de austenita que da como resultado la llamada plasticidad inducida por transformación (TRIP).

Antecedentes de la técnica

10 Se han propuesto numerosas aleaciones ferríticas austeníticas o dúplex de baja aleación para combatir los altos costes de las materias primas tales como el níquel y el molibdeno con el objetivo principal de lograr un rendimiento adecuado de resistencia y corrosión. Cuando se hace referencia a los siguientes documentos de patente publicados, el contenido del elemento está en % en peso, si no se menciona nada más.

15 La patente de EE.UU. 3.736.131 describe un acero inoxidable ferrítico-austenítico con 4-11% de Mn, 19-24% de Cr, hasta 3,0% de Ni y 0,12-0,26% de N que contiene de 10 a 50% de austenita, que es estable y presenta alta dureza. La alta tenacidad se obtiene evitando la transformación de austenita en martensita.

La patente de EE.UU. 4.828.630 describe aceros inoxidables dúplex con 17-21,5% de Cr, de 1 a menos de 4% de Ni, 4-8% de Mn y 0,05-0,15% de N que son térmicamente estables frente a la transformación en martensita. El contenido de ferrita debe mantenerse por debajo del 60% para lograr una buena ductilidad.

20 La patente sueca SE 517449 describe una aleación dúplex de baja aleación con alta resistencia, buena ductilidad y alta estabilidad estructural con 20-23% de Cr, 3-8% de Mn, 1,1-1,7% de Ni y 0,15-0,30% de N.

La solicitud de patente internacional WO 2006/071027 describe un acero dúplex bajo en níquel con 19,5-22,5% de Cr, 0,5-2,5% de Mo, 1,0-3,0% de Ni, 1,5-4,5% de Mn y 0,15-0,25% de N con ductilidad en caliente mejorada en comparación con aceros similares.

25 La patente europea EP 1352982 describe un medio para evitar el agrietamiento retrasado en aceros austeníticos de Cr-Mn mediante la introducción de ciertas cantidades de fase de ferrita.

30 La solicitud de patente internacional WO 2009/119895 describe un acero inoxidable dúplex de baja aleación que puede inhibir la pérdida de resistencia a la corrosión y tenacidad en las zonas afectadas por el calor de la soldadura. El acero se caracteriza además porque la variable Md30 dada por la fórmula (1) es menor o igual a 80, la variable Ni-bal dada por la fórmula (2) está entre -8 y -4 inclusive, Ni-bal y la cantidad de nitrógeno incluido cumple la fórmula (3), la relación de área de fase de austenita está entre 40% y 70%, y el doble del % en masa de níquel más el % en masa de cobre es de al menos 3,5%. (1): $Md30 = 551 - 462 \times (C + N) - 9,2 \times Si - 8,1 \times Mn - 29 \times (Ni + Cu) - 13,7 \times Cr - 18,5 \times Mo - 68 \times Nb$ (2): $Ni\text{-}bal = (Ni + 0,5Mn + 0,5Cu + 30C + 30N) - 1,1 (Cr + 1,5Si + Mo + W) + 8,2$ (3): $N (\%) = 0,37 + 0,03 \times (Ni\text{-}bal)$.

35 La patente de EE.UU. 6.096.441 describe un acero inoxidable ferrítico-austenítico con alto alargamiento por tracción que incluye hierro y los siguientes elementos en las cantidades de peso indicadas en función del peso total. El acero tiene una estructura de dos fases de austenita y ferrita y comprende entre 30% y 70% de austenita, en donde $Creq = \% \text{ de Cr} + \% \text{ de Mo} + 1,5\% \text{ de Si}$ $Nieq = \% \text{ de Ni} + 0,33\% \text{ de Cu} + 0,5\% \text{ de Mn} + 30\% \text{ de C} + 30\% \text{ de N}$ y $Creq/Nieq$ es de 2,3 a 2,75, y en donde $IM = 551 - 805\% (C + N) - 8,52\% \text{ de Si} - 8,57\% \text{ de Mn} - 12,51\% \text{ de Cr} - 36\% \text{ de Ni} - 34,5\% \text{ de Cu} - 14\% \text{ de Mo}$, IM es de 40 a 115.

40 La patente japonesa JP 2006 183129 describe un acero inoxidable ferrítico-austenítico que tiene una alta conformabilidad cuya ductilidad y embutibilidad son excelentes.

45 En los últimos años, los aceros dúplex de baja aleación de baja aleación se han utilizado muy extensamente y los aceros según la patente de EE.UU. 4.848.630, la patente sueca SE 517,449, la solicitud de patente europea EP 1867748 y la patente de EE.UU. 6.623.569 han sido utilizados comercialmente en una gran cantidad de aplicaciones. El acero dúplex Outokumpu LDX 2101® según la patente sueca SE 517,449 ha sido ampliamente utilizado en depósitos de almacenamiento, vehículos de transporte, etc. Estos aceros dúplex de baja aleación tienen el mismo problema que otros aceros dúplex, una conformabilidad limitada que los hace menos aplicables para su uso en piezas altamente conformadas que los aceros inoxidables austeníticos. Por lo tanto, los aceros dúplex tienen una aplicación limitada en componentes tales como los intercambiadores de calor de placas. Sin embargo, los aceros dúplex de baja aleación tienen un potencial único para mejorar la ductilidad, ya que la fase de austenita puede ser suficientemente baja en el contenido de aleación para ser metaestable, lo que aumenta la plasticidad mediante un mecanismo como se describe más adelante.

50 Hay algunas referencias que utilizan una fase austenítica metaestable en aceros dúplex para mejorar la resistencia y la ductilidad. La patente de EE.UU. 6.096.441 se refiere a aceros ferrítico-austeníticos con un alto alargamiento por

tracción que contiene esencialmente 18-22% de Cr, 2-4% de Mn, menos del 1% de Ni y 0,1-0,3% de N. Un parámetro relacionado con la estabilidad en términos de formación de martensita debe estar dentro de un cierto intervalo que dé como resultado un alargamiento por tracción mejorado. La solicitud de patente de EE.UU. 2007/0163679 describe una gama muy amplia de aleaciones ferríticas-austeníticas con alta conformabilidad, principalmente mediante el control del contenido de C + N en la fase de austenita. La plasticidad inducida por transformación (TRIP) es un efecto conocido para los aceros austeníticos metaestables. Por ejemplo, el estrechamiento local en una muestra de ensayo de tracción se ve obstaculizado por la transformación inducida por deformación de austenita blanda a martensita dura que transporta la deformación a otra ubicación de la muestra y da como resultado una deformación uniforme más alta. TRIP también se puede usar para aceros ferrítico-austeníticos (dúplex) si la fase de austenita está diseñada correctamente. La forma clásica de diseñar la fase de austenita para un cierto efecto TRIP es usar expresiones empíricas establecidas o modificadas para la estabilidad de la fase austenítica en función de su composición química, una de las cuales es la temperatura M_{d30} . La temperatura M_{d30} se define como la temperatura a la cual una deformación verdadera de 0,3 produce el 50% de transformación de austenita en martensita. Sin embargo, las expresiones empíricas se establecen con aceros austeníticos y existe el riesgo de aplicarlas en aceros inoxidables dúplex.

Es más complejo diseñar la estabilidad de austenita de los aceros dúplex ya que la composición de la fase de austenita depende tanto de la química del acero como de la historia térmica. Además, la morfología de fase y el tamaño influyen en el comportamiento de transformación. La patente de EE.UU. 6.096.441 ha utilizado una expresión para la composición en masa y reivindica un cierto intervalo (40-115) que se requiere para obtener el efecto deseado. Sin embargo, esta información solo es válida para el historial térmico utilizado para los aceros en esta investigación particular, ya que la composición de austenita variará con la temperatura de recocido. En la solicitud de patente de EE.UU. 2007/0163679 se midió la composición de la fase de austenita y se especificó una fórmula M_d general para la fase de austenita en un intervalo de -30 a 90 para que los aceros muestren las propiedades deseadas.

Las fórmulas empíricas para la estabilidad de austenita se basan en investigaciones de aceros austeníticos estándar y pueden tener una usabilidad limitada para la fase de austenita en acero dúplex, ya que las condiciones de estabilidad no se limitan solo a la composición, sino también a tensiones residuales y parámetros de fase o grano. Como se describe en la solicitud de patente de EE.UU. 2007/0163679, una forma más directa es evaluar la estabilidad de la martensita midiendo la composición de la fase de austenita y luego calcular la cantidad de formación de martensita en el trabajo en frío. Sin embargo, este es un procedimiento muy tedioso y costoso y requiere un laboratorio metalúrgico de clase alta. Otra forma es utilizar bases de datos termodinámicas para predecir la estabilidad de la fase de equilibrio y las composiciones de cada fase. Sin embargo, estas bases de datos no pueden describir las condiciones de no equilibrio que prevalecen después de los tratamientos termomecánicos en la mayoría de los casos prácticos. Un extenso trabajo con diferentes composiciones dúplex que tienen una fase de austenita parcialmente metaestable mostró que las temperaturas de recocido y las velocidades de enfriamiento tenían una influencia muy grande en el contenido de austenita y la composición, lo que dificultaba las predicciones de la formación de martensita basadas en las expresiones empíricas. Para poder controlar completamente la formación de martensita en aceros dúplex, el conocimiento de la composición de austenita junto con los parámetros microestructurales parecía necesario, pero no suficiente.

Divulgación de la invención

En vista de los problemas de la técnica anterior, una forma apropiada de la invención es medir la temperatura M_{d30} para diferentes aceros y utilizar esta información para diseñar composiciones óptimas y etapas de fabricación para aceros dúplex de alta ductilidad. Información adicional obtenida al medir la temperatura M_{d30} es la dependencia de la temperatura para diferentes aceros. Como los procesos de conformación se producen a varias temperaturas, es importante conocer esta dependencia y usarla para modelar el comportamiento de conformación.

El objeto principal de la presente invención es proporcionar un método de fabricación controlado de transformación de martensita inducida por deformación en un acero inoxidable dúplex de baja aleación para obtener una excelente conformabilidad y buena resistencia a la corrosión. Los efectos deseados se pueden lograr con la aleación que comprende principalmente (en % en peso): menos de 0,05% de C, 0,2-0,7% de Si, 2-5% de Mn, 19-20,5% de Cr, 0,8-1,35% de Ni, menos de 0,6% de Mo, menos de 1% de Cu, 0,16-0,22% de N, el resto son Fe e impurezas inevitables que se producen en los aceros inoxidables. Opcionalmente, la aleación puede contener además uno o más elementos añadidos deliberadamente; 0-0,5% de wolframio (W), 0-0,2% de niobio (Nb), 0-0,1% de titanio (Ti), 0-0,2% de vanadio (V), 0-0,5% de cobalto (Co), 0-50 ppm de boro (B), y 0-0,04% de aluminio (Al). El acero puede contener elementos en cantidades traza inevitables como impurezas tales como 0-50 ppm de oxígeno (O), 0-50 ppm de azufre (S) y 0-0,04% de fósforo (P). El acero dúplex de acuerdo con la invención deberá contener del 45 al 75% de austenita en la condición tratada térmicamente, siendo la fase restante ferrita y sin martensita térmica. El tratamiento térmico puede llevarse a cabo utilizando diferentes métodos de tratamiento térmico, tales como el recocido por disolución, el recocido por inducción de alta frecuencia o el recocido local, en el intervalo de temperatura de 900 a 1.200 °C, ventajosamente de 1.000 a 1.150 °C. Para obtener la mejora de ductilidad deseada, la temperatura M_{d30} medida debe estar entre cero y + 50 °C. Las fórmulas empíricas que describen la correlación entre las composiciones de acero y los tratamientos termomecánicos deben usarse para diseñar la conformabilidad óptima para dichos aceros. Las características esenciales de la presente invención se enumeran en las reivindicaciones adjuntas.

Una característica importante de la presente invención es el comportamiento de la fase de austenita en la

microestructura dúplex. El trabajo con las diferentes aleaciones mostró que las propiedades deseadas solo se obtienen dentro de un intervalo de composición estrecho. Sin embargo, la idea principal con la presente invención es divulgar un procedimiento para obtener la ductilidad óptima de ciertas aleaciones dúplex donde los aceros propuestos representan ejemplos con este efecto. Sin embargo, el equilibrio entre los elementos de aleación es crucial ya que todos los elementos afectan el contenido de austenita, se suman a la estabilidad de la austenita e influyen en la fuerza y la resistencia a la corrosión. Además, el tamaño y la morfología de la microestructura afectarán la estabilidad de la fase así como a la fuerza del material y deben restringirse para un proceso controlado.

Debido a las fallas en la predicción del comportamiento de conformabilidad de los aceros ferrítico-austeníticos metaestables, se presenta un nuevo concepto o modelo. Este modelo se basa en los valores metalúrgicos y mecánicos medidos junto con las descripciones empíricas para seleccionar tratamientos termomecánicos adecuados para productos con propiedades a medida.

Los efectos de diferentes elementos en la microestructura se describen a continuación, los contenidos de los elementos se describen en % en peso:

El carbono (C) se divide en la fase de austenita y tiene un fuerte efecto sobre la estabilidad de la fase de austenita. Se puede agregar carbono hasta 0,05%, pero mayores niveles tienen una influencia perjudicial sobre la resistencia a la corrosión. Preferentemente, el contenido de carbono es del 0,01-0,04%.

El nitrógeno (N) es un importante estabilizador de austenita en aleaciones dúplex y, como el carbono, aumenta la estabilidad frente a la fase de martensita. El nitrógeno también aumenta la fuerza, el endurecimiento por deformación y la resistencia a la corrosión. Expresiones empíricas generales publicadas sobre M_{d30} indican que el nitrógeno y el carbono tienen la misma influencia fuerte sobre la estabilidad de la austenita, pero el presente trabajo muestra una influencia más débil del nitrógeno en las aleaciones dúplex. Como el nitrógeno se puede agregar a los aceros inoxidables en mayor medida que el carbono sin producir efectos adversos sobre la resistencia a la corrosión, los contenidos desde el 0,16 hasta el 0,24% son eficaces en las aleaciones reales. Para el perfil de propiedad óptimo es preferible 0,18-0,22%.

El silicio (Si) se agrega normalmente a los aceros inoxidables para fines de desoxidación en el taller de fundición y no debe ser inferior al 0,2%. El silicio estabiliza la fase de ferrita en los aceros dúplex, pero tiene un efecto estabilizador más fuerte sobre la estabilidad de la austenita frente a la formación de martensita que lo que se muestra en las expresiones actuales. Por esta razón, el silicio se maximiza a 0,7%, preferiblemente 0,6%, lo más preferiblemente 0,4%.

El manganeso (Mn) es una adición importante para estabilizar la fase de austenita y aumentar la solubilidad del nitrógeno en el acero. De esta manera, el manganeso puede reemplazar en parte el costoso níquel y llevar el acero al equilibrio de fase correcto. Los niveles demasiado altos reducirán la resistencia a la corrosión. El manganeso tiene un efecto más fuerte sobre la estabilidad de la austenita frente a la deformación de la martensita que lo indicado en la bibliografía publicada y el contenido de manganeso debe abordarse cuidadosamente. El intervalo de manganeso es de 2,0 a 5,0%.

El cromo (Cr) es la adición principal para hacer que el acero sea resistente a la corrosión. Aparte de ser estabilizador de ferrita, el cromo es también la adición principal para crear un equilibrio de fase adecuado entre austenita y ferrita. Para lograr estas funciones, el nivel de cromo debe ser al menos del 19% y para restringir la fase de ferrita a los niveles apropiados para el fin real, el contenido máximo debe ser del 20,5%.

El níquel (Ni) es un elemento de aleación esencial para estabilizar la fase de austenita y para una buena ductilidad y se debe agregar al menos 0,8% al acero. Por tener una gran influencia en la estabilidad de austenita contra la formación de martensita, el níquel tiene que estar presente en un intervalo estrecho. Debido al alto coste del níquel y la fluctuación de los precios, el níquel debe maximizarse en los aceros reales hasta 1,35%, y preferiblemente hasta 1,25%. Idealmente, la composición de níquel debería ser de 1,0-1,25%.

El cobre (Cu) normalmente está presente como un residuo de 0,1-0,5% en la mayoría de los aceros inoxidables, ya que las materias primas en gran medida están en forma de chatarra inoxidable que contiene este elemento. El cobre es un estabilizador débil de la fase de austenita, pero tiene un fuerte efecto sobre la resistencia a la formación de martensita y debe considerarse en la evaluación de la conformabilidad de las aleaciones reales. Se puede hacer una adición intencional de hasta 1,0%.

El molibdeno (Mo) es un estabilizador de ferrita que se puede agregar para aumentar la resistencia a la corrosión. El molibdeno aumenta la resistencia a la formación de martensita y, junto con otras adiciones, el molibdeno no se puede agregar a más del 0,6%.

La presente invención se describe con más detalles haciendo referencia a los dibujos, donde

La figura 1 es un diagrama que muestra los resultados medición de la temperatura M_{d30} utilizando equipos Satmagan,

La figura 2 muestra la influencia de la temperatura M_{d30} y el contenido de martensita sobre el endurecimiento por deformación y el alargamiento uniforme de los aceros de la invención recocidos a 1.050 °C,

La figura 3a muestra la influencia de la temperatura M_{d30} medida sobre el alargamiento,

La figura 3b muestra la influencia de la temperatura M_{d30} calculada sobre el alargamiento,

5 La figura 4 muestra el efecto del contenido de austenita sobre el alargamiento.

La figura 5 muestra la microestructura de la aleación A de la invención usando la evaluación de difracción de retrodispersión de electrones (EBSD) cuando se recuece a 1.050 °C.

La figura 6 muestra las microestructuras de la aleación B de la invención, cuando se recuecen a 1.050 °C, y

La figura 7 es una ilustración esquemática del modelo de caja de herramientas.

10 Se realizaron estudios detallados de la formación de martensita para algunas aleaciones dúplex de baja aleación. Se prestó especial atención al efecto de la formación de martensita y de la temperatura M_{d30} sobre las propiedades mecánicas. Este conocimiento, crucial en el diseño de una calidad de acero de propiedades óptimas, carece de las patentes de la técnica anterior. Se realizaron ensayos para algunas aleaciones seleccionadas de acuerdo con la Tabla 1.

Tabla 1. Composición química de las aleaciones probadas.

Aleación	C%	N%	Si%	Mn%	Cr%	Ni%	Cu%	Mo%
UN	0,039	0,219	0,30	4,98	19,81	1,09	0,44	0,00
si	0,040	0,218	0,30	3,06	20,35	1,25	0,50	0,49
C	0,046	0,194	0,30	2,08	20,26	1,02	0,39	0,38
re	0,063	0,230	0,31	4,80	20,10	0,70	0,50	0,01
LDX 2101	0,025	0,226	0,70	5,23	21,35	1,52	0,31	0,30

15 Las aleaciones A, B y C son ejemplos de la presente invención. La aleación D es de acuerdo con la solicitud de patente de EE.UU. 2007/0163679, mientras que LDX 2101 es un ejemplo de fabricación comercial de la patente sueca SE 517449, un acero dúplex de baja aleación con una fase de austenita que tiene buena estabilidad a la formación de martensita por deformación.

20 Los aceros fueron fabricados en un horno de inducción al vacío a una escala de 60 kg en forma de pequeños desbastes planos que fueron laminados en caliente y laminados en frío hasta 1,5 mm de espesor. La aleación 2101 se produjo comercialmente a una escala de 100 toneladas, se laminó en caliente y se laminó en frío en forma de bobina. Se realizó un tratamiento térmico con recocido por disolución a diferentes temperaturas de 1.000 a 1.150 °C, seguido de enfriamiento rápido por aire o enfriamiento con agua.

25 La composición química de la fase de austenita se midió usando un microscopio electrónico de barrido (SEM) con análisis de espectroscopía de dispersión de energía y dispersión de longitud de onda y los contenidos se enumeran en la Tabla 2. La proporción de la fase de austenita (% γ) se midió en muestras grabadas usando análisis de imagen en microscopio óptico de luz.

Tabla 2. Composición de la fase de austenita de las aleaciones después de diferentes tratamientos.

Aleación/tratamiento	C %	N%	Si%	Mn%	Cr%	Ni%	Cu%	Mo%	C + N%	% γ
A (1.000 °C)	0,05	0,28	0,28	5,37	18,94	1,30	0,59	0,00	0,33	73
A (1.050 °C)	0,05	0,32	0,30	5,32	18,89	1,27	0,55	0,00	0,37	73
A (1.100 °C)	0,06	0,35	0,28	5,29	18,67	1,32	0,54	0,00	0,41	68
B (1.000 °C)	0,05	0,37	0,27	3,22	19,17	1,47	0,63	0,39	0,42	62
B (1.050 °C)	0,06	0,37	0,27	3,17	19,17	1,52	0,57	0,40	0,43	62
B (1.100 °C)	0,06	0,38	0,26	3,24	19,38	1,46	0,54	0,38	0,44	59

ES 2 781 864 T3

Aleación/tratamiento	C %	N%	Si%	Mn%	Cr%	Ni%	Cu%	Mo%	C + N%	% γ
C (1.050 °C)	0,07	0,40	0,26	2,25	19,41	1,32	0,51	0,27	0,47	53
C (1.100 °C)	0,08	0,41	0,28	2,26	19,40	1,26	0,48	0,28	0,49	49
C (1.150 °C)	0,09	0,42	0,25	2,27	19,23	1,27	0,46	0,29	0,51	47
D (1.050 °C)	0,08	0,34	0,31	4,91	19,64	0,80	0,60	0,01	0,42	73
D (1.100 °C)	0,09	0,35	0,31	5,00	19,51	0,79	0,52	0,01	0,44	72
LDX 2101 (1.050 °C)	0,04	0,39	0,64	5,30	20,5	1,84	0,29	0,26	0,43	54

5 Las temperaturas M_{d30} reales (temperaturas M_{d30} de ensayo) se establecieron deformando las muestras de tracción hasta una deformación verdadera de 0,30 a diferentes temperaturas y midiendo la fracción de martensita transformada (% de Martensita) con un equipo Satmagan. Satmagan es un método de equilibrio magnético en el que la fracción de fase ferromagnética se determina colocando una muestra en un campo magnético saturado y comparando las fuerzas magnéticas y gravitacionales inducidas por la muestra. El contenido medido de martensita y las temperaturas M_{d30} reales resultantes (temperaturas M_{d30} medidas) junto con las temperaturas predichas usando la expresión de Nohara $M_{d30} = 551 - 462 (C + N) - 9,2 \text{ de Si} - 8,1 \text{ de Mn} - 13,7 \text{ de Cr} - 29 (Ni + Cu) - 18,5 \text{ de Mo} - 68 \text{ de Nb}$ (M_{d30} Nohara) para la composición de austenita, se enumeran en la Tabla 3. La proporción medida de austenita transformada en martensita a una deformación verdadera de 0,3 frente a la temperatura de ensayo se ilustra en la Figura 1.

10 Tabla 3. Detalles de mediciones de M_{d30}

Aleación/tratamiento	% Inicial γ	Temp. de ensayo M_{d30}	% de martensita	% de mart/ % inicial γ	M_{d30} medida °C	M_{d30} (Nohara) °C
A (1.000 °C)	73	23°C	44	61	29	37
		40°C	23	31		
A (1.050 °C)	73	23°C	36	50	23	22
		40°C	17	23		
		60°C	4	5		
A (1.100 °C)	68	23°C	37	55	26	8,5
		40°C	15	22		
B (1.000 °C)	62	23°C	35	57	27	-4
		40°C	17	27		
B (1.050 °C)	62	23°C	28	45	17	-6
		40°C	13	27		
		60°C	4	6		
B (1.100 °C)	59	23°C	30	51	23,5	-13
		40°C	13	23		
C (1.050 °C)	53	23°C	44	82	44	-12
		40°C	28	51		
C (1.100 °C)	49	23°C	44	89	45	-18
		40°C	29	58		

ES 2 781 864 T3

Aleación/tratamiento	% Inicial γ	Temp. de ensayo M_{d30} °C	% de martensita de	% de mart/ % inicial γ	M_{d30} medida °C	M_{d30} (Nohara) °C
C (1.150 °C)	47	23°C	35	74	40	-24
		40°C	23	49		
D (1.050 °C)	73	0°C	38	53	5	3
		23°C	23	32		
D (1.100 °C)	72	0°C	37	52	3	-2
		23°C	19	26		
LDX 2101 (1.050 °C)	54	-40 °C	22	40	-52	-38
		0°C	7	14		
LDX 2101 (1.100 °C)	52	-40 °C	18	34	-59	-48
		0°C	8	15		

Las mediciones de los contenidos de ferrita y austenita se realizaron usando análisis de imagen óptica de luz después del ataque químico en reactivos de Beraha y los resultados se indican en la Tabla 4. Las microestructuras también se evaluaron con respecto a la finura de la estructura expresada como ancho de austenita (ancho γ) y espaciado de austenita (espaciado γ). Estos datos se incluyen en la Tabla 4, así como los resultados del alargamiento uniforme (Ag) y el alargamiento a fractura (A_{50}/UN_{80}) en direcciones longitudinales (long) y transversales (trans).

5

Tabla 4. Parámetros microestructurales, datos de temperaturas M_{d30} y ductilidad

Aleación/tratamiento	% γ	γ -ancho (μm)	γ -espaciado	M_{d30} medida °C	* A_{50} (long) %	* A_{50} (trans) %	Ag (long) (%)	Ag (trans) (%)
A (1.000 °C)	73	5,0	2,5	29		44,7		41
A (1.050 °C)	73	4,2	2,2	23	47,5	46,4	43	42
A (1.100 °C)	68	5,6	3,5	26		46,4		42
B (1.000 °C)	62	2,8	2,2	27		43,8		38
B (1.050 °C)	62	4,2	3,0	17	45,2	44,6	40	40
B (1.100 °C)	59	4,7	4,1	23,5		46,4		41
C (1.050 °C)	53	3,3	3,4	44	41,1	40,3	38	37
C (1.100 °C)	49	4,5	4,7	45		40,8		37
C (1.150 °C)	47	5,5	5,9	40		41,0		37
D (1.050 °C)	73	4,9	2,4	5			38	39
D (1.100 °C)	72	6,4	2,8	3			40	39
LDX 2101 (1.050 °C)	54	2,9	3,3	-52	36	30,0	24	21
LDX 2101 (1.100 °C)	52	3,3	4,2	-59				

* Ensayos de tracción realizados según la norma EN10002-1

Los ejemplos de las microestructuras resultantes se muestran en las Figuras 5 y 6. Los resultados de los ensayos de tracción (velocidad de deformación estándar $0,001s^{-1}$ / $0,008s^{-1}$) se presentan en la Tabla 5.

Tabla 5. Datos completos de los ensayos de tracción.

Aleación/tratamiento	Dirección	Rp0,2 (MPa)	Rp1,0 (MPa)	Rm (MPa)	Ag (%)	A50 (%)
A (1.000 °C)	Trans	480	553	825		45
A (1.050 °C)	Trans	490	538	787		46
A (1.050 °C)	Long	494	542	819	43	48
A (1.100 °C)	Trans	465	529	772		46
B (1.000 °C)	Trans	492	565	800		44
B (1.050 °C)	Trans	494	544	757		45
B (1.050 °C)	Long	498	544	787	40	45
B (1.100 °C)	Trans	478	541	750		46
C (1.050 °C)	Trans	465	516	778		40
C (1.050 °C)	Long	474	526	847	38	41
C (1.100 °C)	Trans	454	520	784		41
C (1.150 °C)	Trans	460	525	755		41
D (1.050 °C)	Trans ¹⁾	548	587	809		45 ²⁾
D (1.050 °C)	Long ¹⁾	552	590	835	38	44 ²⁾
D (1.100 °C)	Trans ¹⁾	513	556	780		46 ²⁾
D (1.100 °C)	LargoLong ¹⁾	515	560	812	40	47 ²⁾
LDX 2101 (1.050 °C)	Trans	602	632	797	21	30
LDX 2101 (1.050 °C)	Long	578	611	790	24	36

¹⁾ Velocidad de deformación $0,00075s^{-1}$ / $0,005s^{-1}$ ²⁾ A80

- 5 Para investigar la resistencia a la corrosión, se midieron los potenciales de picadura de las aleaciones en muestras, que se molieron en húmedo hasta un acabado superficial de malla 320, en disolución de NaCl 1 M a 25 °C usando un electrodo Calomel estándar con un escaneo de voltaje de 10 mV/min. Se realizaron tres mediciones individuales para cada grado. Los resultados se muestran en la Tabla 6.

Tabla 6. Ensayos de corrosión por picaduras

Aleación	Resultado 1	Resultado 2	Resultado 3	Promedio	Desv. Estándar	Max	Min
	mV	mV	mV	mV	mV	mV	mV
A	341	320	311	324	15	17	13
B	380	400		390	14	10	10
C	328	326	276	310	29	18	34
304L	373	306	307	329	38	44	23

La Tabla 2 muestra que el equilibrio de fase y la composición de la fase de austenita varían con la temperatura de recocido por disolución. El contenido de austenita disminuye al aumentar la temperatura. El cambio composicional en los elementos sustitutivos es pequeño, mientras que los elementos intersticiales carbono y nitrógeno muestran una mayor variación. Puesto que los elementos carbono y nitrógeno según las fórmulas disponibles tienen un fuerte efecto sobre la estabilidad de la austenita frente a la formación de martensita, parece ser crucial controlar su nivel en la austenita. Como se muestra en la Tabla 3, las temperaturas M_{d30} calculadas son claramente menores para los tratamientos térmicos a temperaturas más altas, lo que indica una mayor estabilidad. Sin embargo, las temperaturas M_{d30} medidas no muestran esta dependencia. Para las aleaciones A, B y C, la temperatura M_{d30} se reduce ligeramente con solo 3 - 4 °C al aumentar la temperatura de la disolución en 100 °C. Esta diferencia puede atribuirse a varios efectos. Por ejemplo, una mayor temperatura de recocido da como resultado una microestructura más gruesa, que se sabe que afecta la formación de martensita. Los ejemplos ensayados tienen un ancho de austenita o un espaciamiento de austenita del orden de aproximadamente 2 a 6 μm . Los productos con la microestructura más gruesa muestran una estabilidad diferente y una descripción desviada. Los resultados muestran que la predicción de la formación de martensita utilizando expresiones establecidas actuales no es funcional, incluso si se emplean métodos metalográficos avanzados.

En la Figura 1, se trazan los resultados de la Tabla 3 y las curvas muestran que la influencia de la temperatura sobre la formación de martensita es similar para las aleaciones sometidas a ensayo. Dicha dependencia es una parte importante de las descripciones empíricas para la conformabilidad diseñada, ya que en los procesos de conformación industriales la temperatura puede variar considerablemente.

La figura 2 ilustra la fuerte influencia de la temperatura M_{d30} de la austenita (medida) y la cantidad de martensita inducida por deformación transformada ($C_{\alpha'}$) sobre las propiedades mecánicas. En la figura 2, las verdaderas curvas de tensión-deformación de los aceros testados se muestran con líneas finas. Las líneas gruesas corresponden a la velocidad de endurecimiento por deformación de los aceros, obtenida al diferenciar las curvas de esfuerzo-deformación. Según el criterio de Considère, el inicio del estrechamiento, correspondiente al alargamiento uniforme, se produce en la intersección de la curva de esfuerzo-deformación y las curvas de deformación-endurecimiento, después de lo cual el endurecimiento por deformación no puede compensar la reducción de la capacidad de carga del material producida por adelgazamiento.

Las temperaturas M_{d30} y el contenido de martensita en el alargamiento uniforme de los aceros sometidos a ensayo también se muestran en la figura 2. Es obvio que la velocidad de endurecimiento por deformación del acero depende esencialmente de la extensión de la formación de martensita. Cuanto más se forma martensita, se alcanza una mayor velocidad de endurecimiento por deformación. Por lo tanto, al ajustar cuidadosamente la temperatura M_{d30} , se pueden optimizar las propiedades mecánicas, es decir, la combinación de resistencia a la tracción y alargamiento uniforme.

Aparentemente, con base en los resultados experimentales reales, el intervalo de temperatura M_{d30} óptima es sustancialmente más estrecho que el indicado por las patentes de la técnica anterior. Una temperatura M_{d30} demasiado alta provoca un pico rápido de la velocidad de endurecimiento por deformación. Después del pico, la velocidad de endurecimiento por deformación cae rápidamente, lo que da como resultado un inicio temprano del estrechamiento y un bajo alargamiento uniforme. Según los resultados experimentales, la temperatura M_{d30} del acero C parece estar cerca del límite superior. Si la temperatura M_{d30} fuese mucho mayor, el alargamiento uniforme se reduciría sustancialmente.

Por otro lado, si la temperatura M_{d30} es demasiado baja, no se forma suficiente martensita durante la deformación. Por lo tanto, la velocidad de endurecimiento por deformación permanece baja y, en consecuencia, el inicio del estrechamiento se produce a un nivel bajo de deformación. En la figura 2, LDX 2101 representa el comportamiento típico de una calidad de acero dúplex estable con un bajo alargamiento uniforme. La temperatura M_{d30} del acero B fue de 17 °C, que fue lo suficientemente alta como para permitir una formación de martensita suficiente para garantizar el alto alargamiento. Sin embargo, si la temperatura M_{d30} fuese aún más baja, se formaría muy poca martensita y el alargamiento sería claramente más bajo.

En base a los experimentos, la composición química y los tratamientos termomecánicos se diseñan de manera que la temperatura M_{d30} de los intervalos de acero esté entre 0 y +50 °C, preferiblemente entre 10 °C y 45 °C, y más preferiblemente entre 20 y 35 °C.

Los datos del ensayo de tracción en la Tabla 5 ilustran que el alargamiento a la fractura es alto para todos los aceros de acuerdo con la invención, mientras que el acero dúplex de baja aleación comercial (LDX 2101) con una austenita más estable muestra valores de alargamiento más bajos típicos para aceros dúplex estándar. La figura 3a ilustra la influencia de las temperaturas M_{d30} de la austenita sobre la ductilidad. Para los ejemplos reales se obtiene una ductilidad óptima para las temperaturas M_{d30} entre 10 y 30 °C. En la figura 3b, se trazan la influencia de las temperaturas M_{d30} calculadas sobre la ductilidad.

Ambos diagramas, la figura 3a y la figura 3b, ilustran claramente que existe una correlación casi parabólica entre los valores de temperatura M_{d30} y de alargamiento independientemente de cómo se ha obtenido la temperatura M_{d30} . Existe una clara discrepancia entre los valores de temperatura M_{d30} medido y calculado, en particular para la aleación C. Los diagramas muestran que el intervalo deseado de la temperatura M_{d30} es mucho más estrecho de lo que predicen

los cálculos, lo que significa que el control del proceso debe optimizarse mucho mejor para obtener el efecto TRIP deseado. La figura 4 muestra que el contenido de austenita para la ductilidad óptima varía de aproximadamente 50 a 70% para los ejemplos utilizados. En la figura 5, la temperatura M_{d30} de la aleación A se somete a ensayo a 40 °C que tiene en la microestructura 18% de martensita (gris en la imagen) y aproximadamente 30% de austenita (negra en la imagen), siendo el resto ferrita (blanca en la imagen).

La figura 6 muestra las microestructuras de la aleación B de la invención después del recocido a 1.050 °C. Las fases en la figura 6 son ferrita (gris), austenita (blanco) y martensita (gris oscuro dentro de las bandas de austenita (blanco)) En la figura 6, la parte a) se refiere a un material de referencia, la parte b) se refiere al ensayo de temperatura M_{d30} realizado a temperatura ambiente, la parte c) se refiere al ensayo de temperatura M_{d30} realizado a 40 °C y la parte d) se refiere al ensayo de temperatura M_{d30} realizado a 60 °C.

El control de la temperatura M_{d30} es crucial para lograr un alargamiento de alta deformación. También es importante tener en cuenta la temperatura del material durante la deformación, ya que influye en gran medida en la cantidad de martensita que se puede formar. Los datos en la Tabla 5 y en las figuras 3a y 3b se refieren a ensayos a temperatura ambiente, pero no se puede evitar cierto aumento de temperatura debido al calentamiento adiabático. En consecuencia, los aceros con una baja temperatura M_{d30} pueden no mostrar un efecto TRIP si se deforman a una temperatura elevada, mientras que los aceros que tienen una temperatura M_{d30} aparentemente demasiado alta para una ductilidad óptima a temperatura ambiente mostrarán un alargamiento excelente a temperaturas elevadas. Los ensayos de tracción con las aleaciones A y C a diferentes temperaturas (Tabla 7) mostraron los siguientes cambios relativos en el alargamiento:

Tabla 7. Los ensayos de tracción con las aleaciones A y C a diferentes temperaturas.

Aleación	Temperatura		
	20 °C	45 °C	65 °C
A	100 %	100 %	85 %
C	100 %	120 %	115 %

Los resultados muestran que la aleación A con una menor temperatura M_{d30} presenta una reducción en el alargamiento a temperatura elevada, mientras que la aleación C con una mayor temperatura M_{d30} demuestra un aumento del alargamiento cuando se eleva la temperatura.

La Tabla 6 muestra que la resistencia a la corrosión por picadura, expresada como potencial de picadura en NaCl 1 M, es al menos tan buena como la del acero estándar austenítico 304L.

La técnica anterior no ha revelado la capacidad suficiente para diseñar aceros dúplex con efecto TRIP correctamente, ya que las predicciones del comportamiento del acero utilizando fórmulas establecidas no son seguras, lo que da intervalos demasiado amplios en las composiciones y en otras especificaciones. De acuerdo con la presente invención, los aceros dúplex de baja aleación pueden diseñarse y fabricarse de manera más segura con una ductilidad óptima seleccionando ciertos intervalos de composición y utilizando un procedimiento especial que implica la medición de la temperatura M_{d30} real y empleando conocimientos empíricos especiales para controlar los procesos de fabricación. Este nuevo enfoque innovador es necesario para poder utilizar el efecto TRIP real en el diseño de productos altamente formables. Como se ilustra en la Figura 7, se utiliza un concepto de caja de herramientas donde los modelos empíricos para el equilibrio de fase y la estabilidad de austenita basados en las mediciones se utilizan para seleccionar las composiciones de aleación que serán sometidas a tratamientos térmicos y mecánicos especiales para la conformabilidad diseñada (la fracción de austenita y la temperatura M_{d30}). Mediante este modelo, es posible diseñar la estabilidad de austenita que proporcione la conformabilidad óptima para un determinado cliente o para la aplicación de disolución con una mayor flexibilidad que para los aceros inoxidable austeníticos que presentan el efecto TRIP. Para estos aceros inoxidable austeníticos, la única forma de ajustar el efecto TRIP es elegir otra composición de masa fundida, mientras que según la presente invención que utiliza el efecto TRIP en una aleación dúplex, el tratamiento térmico, tal como la temperatura de recocido por disolución, da la oportunidad de ajustar con precisión el efecto TRIP sin introducir necesariamente una nueva masa fundida.

REIVINDICACIONES

1. Método para fabricar un acero inoxidable ferrítico-austenítico que tiene buena conformabilidad y alto alargamiento, en donde
 - 5 el acero inoxidable contiene % en peso, de menos de 0,05% de C, 0,2-0,7% de Si, 2-5% de Mn, 19 -20,5% de Cr, 0,8-1,35% de Ni, menos de 0,6% de Mo, menos de 1% de Cu, 0,16-0,24% de N, el resto Fe e impurezas inevitables 0-50 ppm de O, 0-50 ppm de S y 0-0,04% de P, que contiene opcionalmente uno o más elementos añadidos; 0-0,5% de W, 0-0,2% de Nb, 0-0,1% de Ti, 0-0,2% de V, 0-0,5% de Co, 0-50 ppm de B y 0-0,04% de Al, en donde el método comprende el tratamiento térmico del acero inoxidable a una temperatura en el intervalo de 900 - 1200 °C, de modo que la microestructura del acero inoxidable contenga 45 - 75% de austenita en la condición tratada térmicamente,
 - 10 siendo la microestructura restante ferrita y por lo que se ajusta la temperatura M_{d30} medida del acero inoxidable, y por lo que el acero tiene temperatura M_{d30} medida entre 0 y 50 °C después del tratamiento térmico con el fin de utilizar la plasticidad inducida por transformación (TRIP) para mejorar la conformabilidad del acero inoxidable, en donde temperatura M_{d30} se mide como se describe en la descripción.
 2. Método según la reivindicación 1, caracterizado porque la temperatura M_{d30} del acero inoxidable se mide deformando el acero inoxidable y midiendo la fracción de la martensita transformada.
 3. Método según la reivindicación 1 o 2, caracterizado porque el tratamiento térmico se lleva a cabo como recocido por disolución.
 4. Método según la reivindicación 1 o 2, caracterizado porque el tratamiento térmico se realiza como recocido por inducción de alta frecuencia.
 - 20 5. Método según la reivindicación 1 o 2, caracterizado porque el tratamiento térmico se realiza como recocido local.
 6. Método según cualquiera de las reivindicaciones anteriores, caracterizado porque el recocido se lleva a cabo en el intervalo de temperatura de 1.000 - 1.150 °C.
 7. Método según cualquiera de las reivindicaciones anteriores, caracterizado porque la temperatura M_{d30} medida se ajusta entre 10 y 45 °C, preferiblemente 20 - 35 °C.
 - 25 8. Método según cualquiera de las reivindicaciones anteriores, caracterizado porque el acero inoxidable contiene, en % en peso, 0,01-0,04% de C.
 9. Método según cualquiera de las reivindicaciones anteriores, caracterizado porque el acero inoxidable contiene, en % en peso, 1,0-1,35% de Ni.
 - 30 10. Método según cualquiera de las reivindicaciones anteriores, caracterizado porque el acero inoxidable contiene, en % en peso, 0,18-0,22% de N.

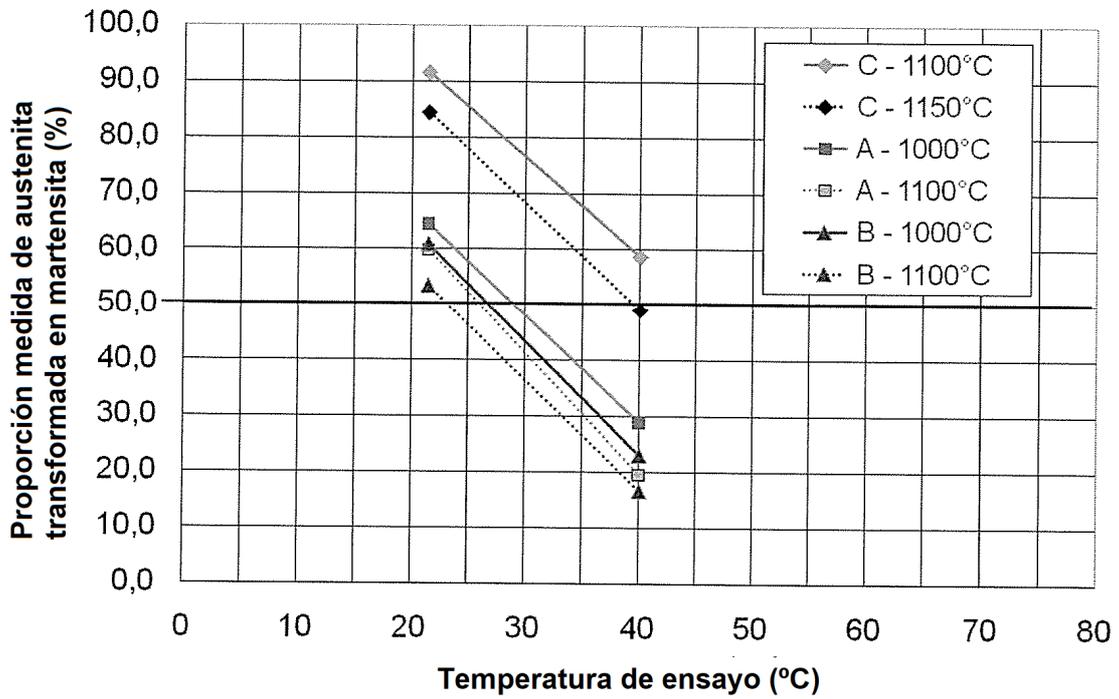


Fig. 1

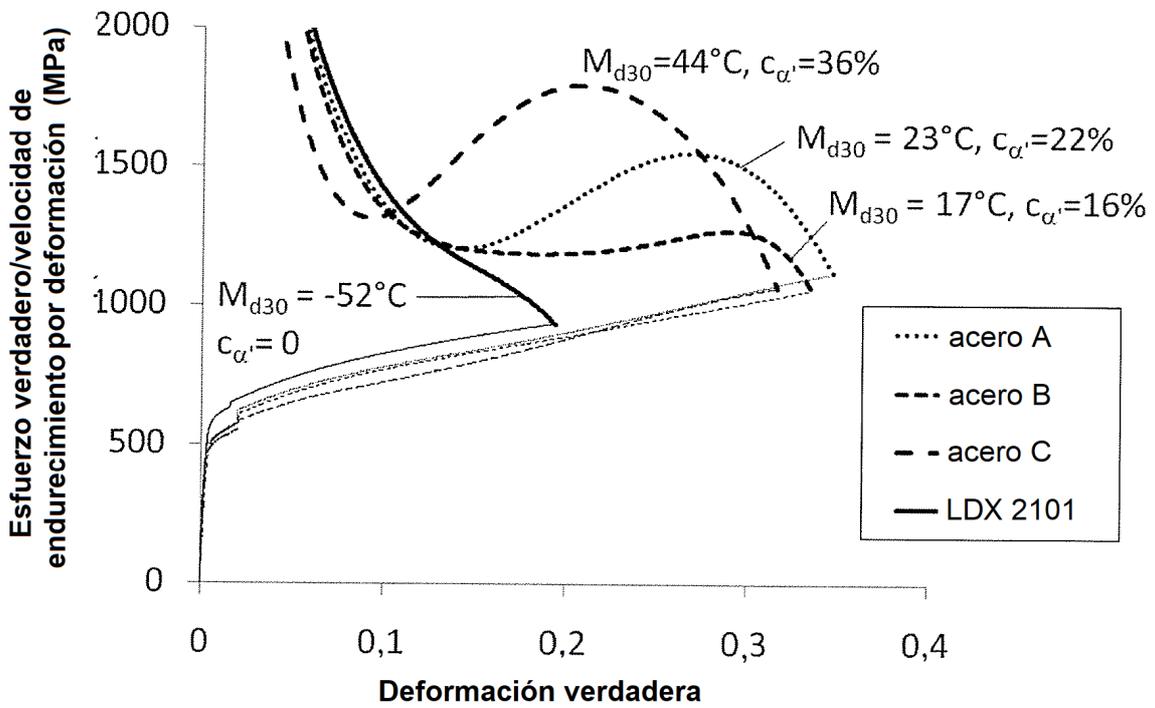


Fig. 2

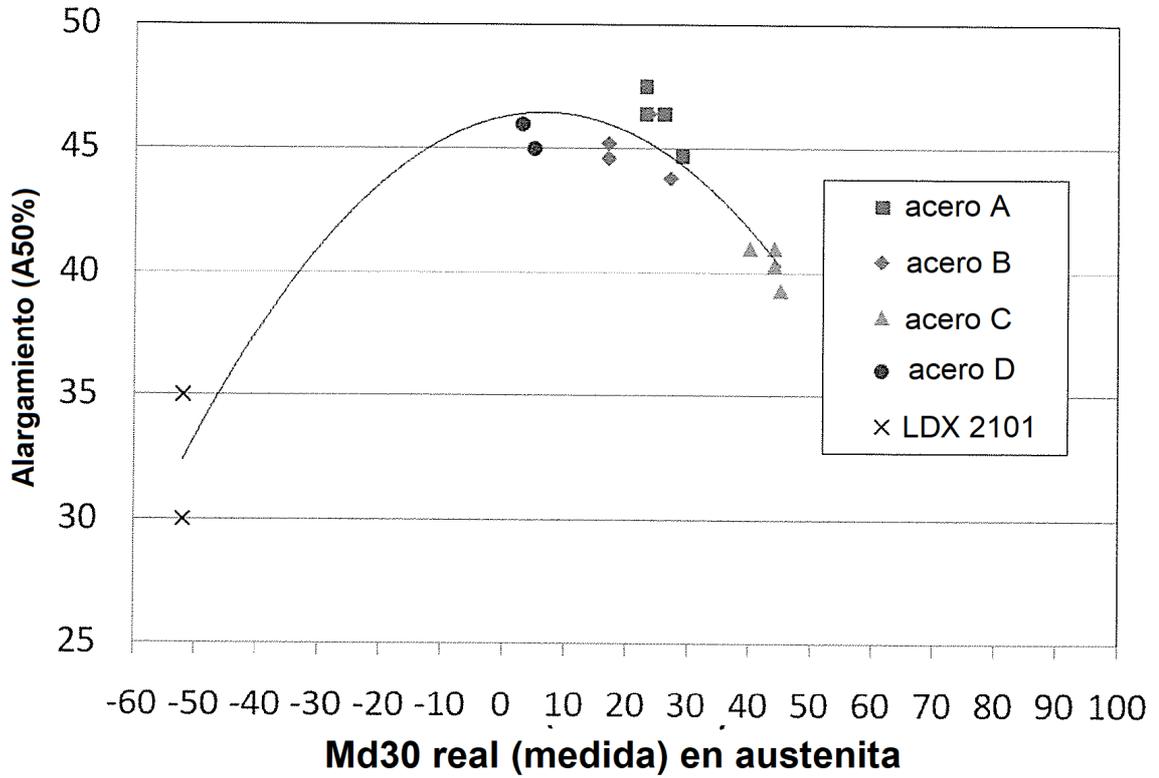


Fig. 3a

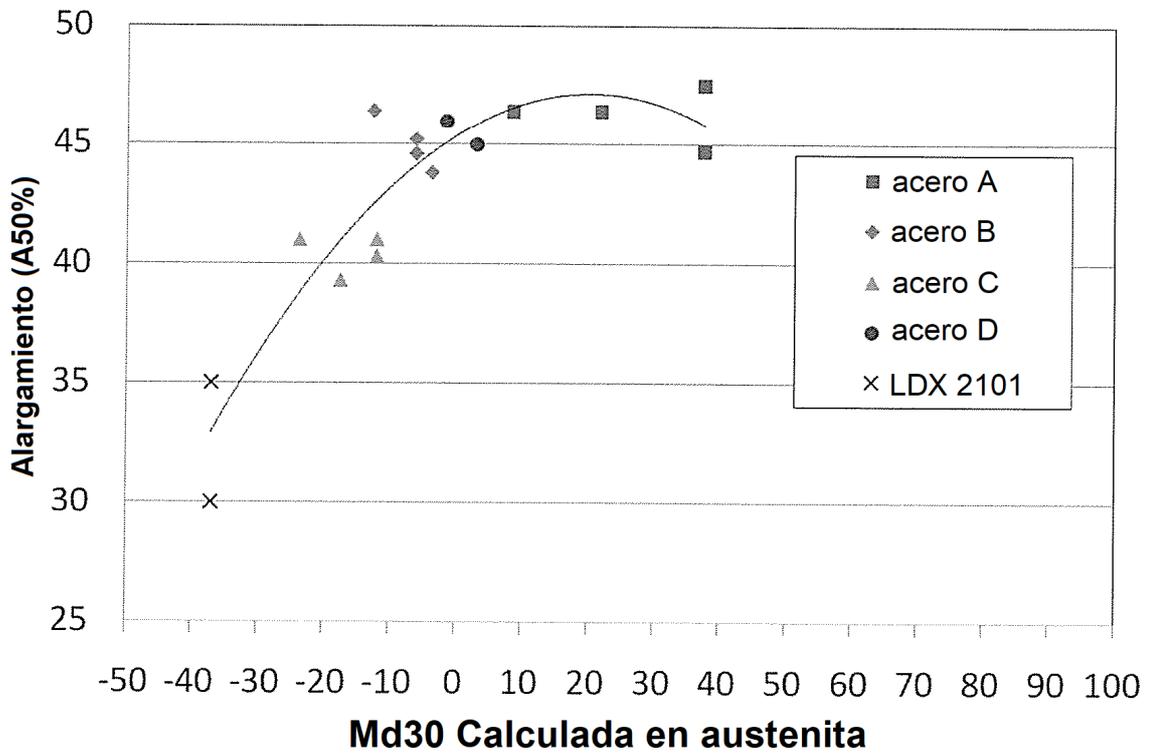


Fig. 3b

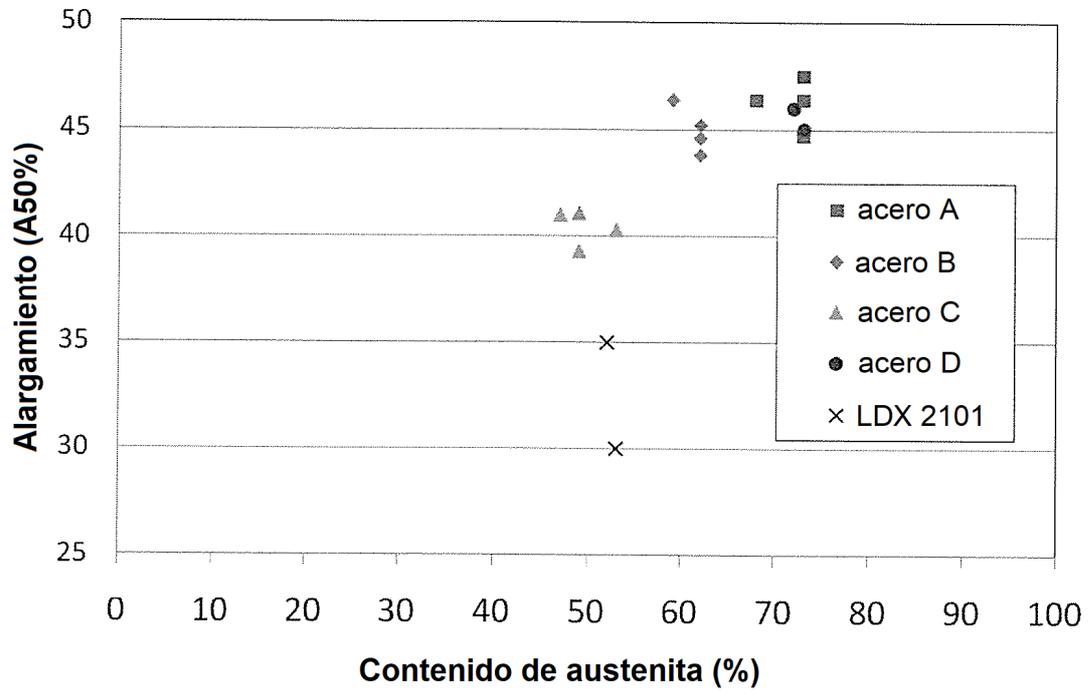


Fig. 4

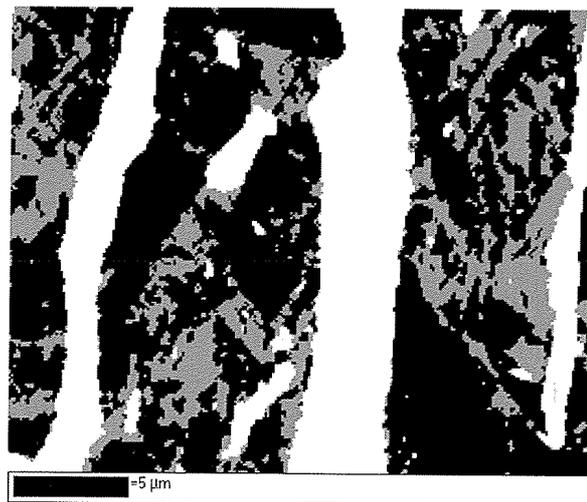


Fig. 5

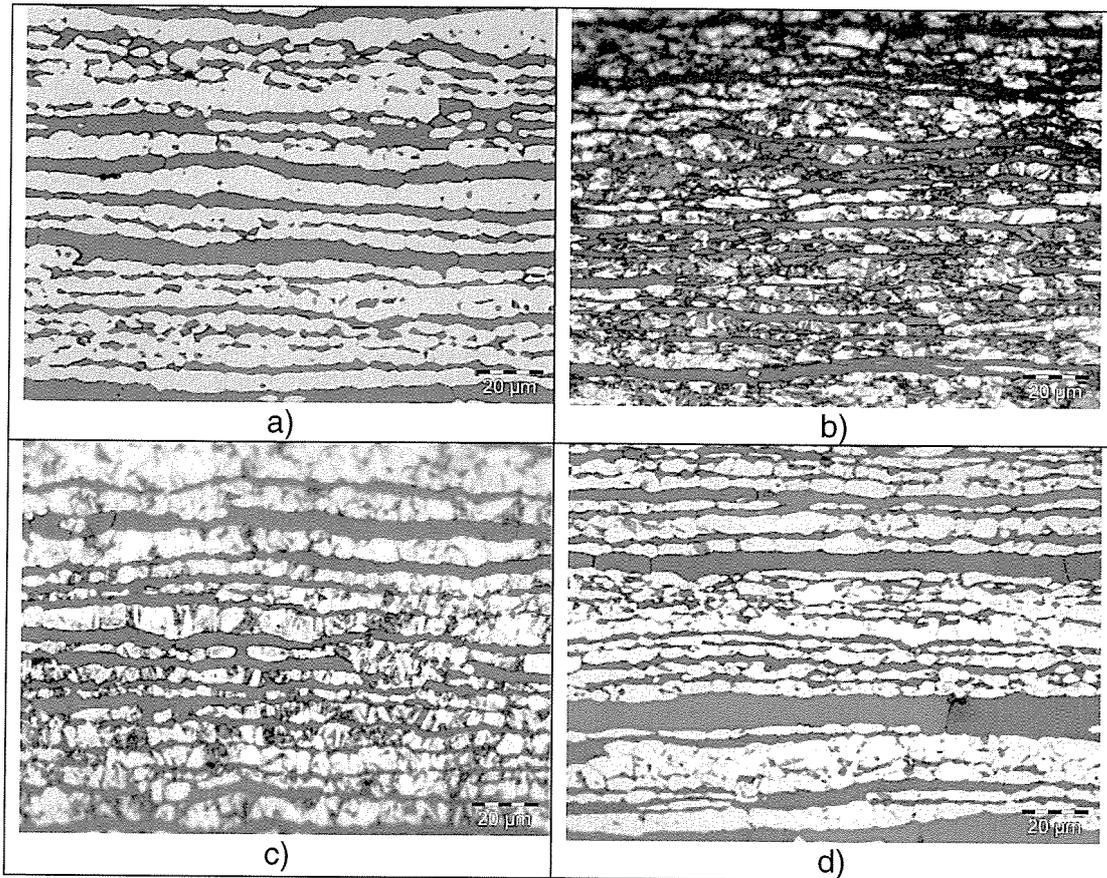


Fig. 6

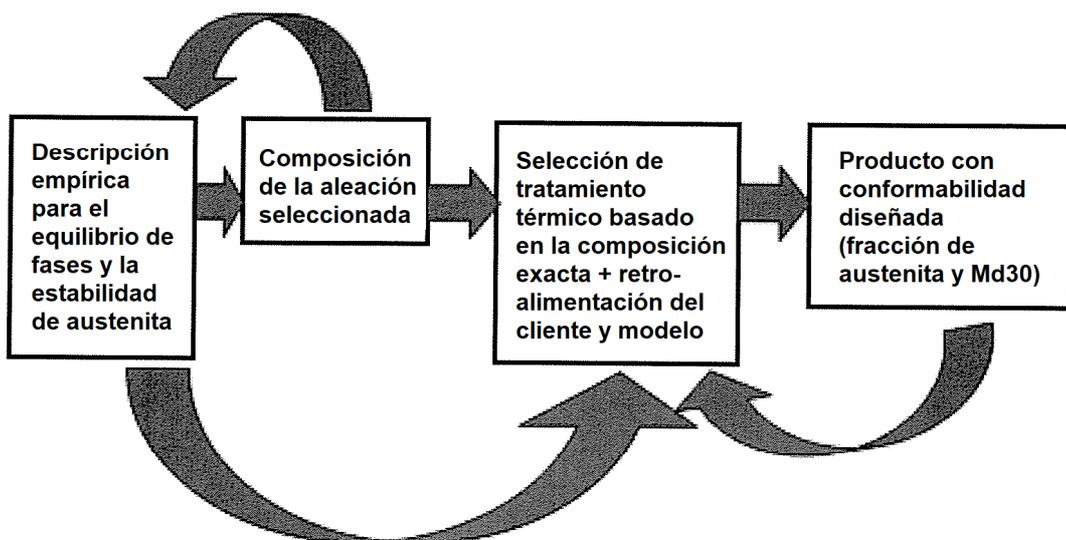


Fig. 7