

19



OFICINA ESPAÑOLA DE
PATENTES Y MARCAS

ESPAÑA



11 Número de publicación: **2 612 184**

51 Int. Cl.:

C22C 38/00 (2006.01)

12

TRADUCCIÓN DE PATENTE EUROPEA

T3

86 Fecha de presentación y número de la solicitud internacional: **07.05.2013 PCT/EP2013/059455**

87 Fecha y número de publicación internacional: **14.11.2013 WO2013167572**

96 Fecha de presentación y número de la solicitud europea: **07.05.2013 E 13724756 (5)**

97 Fecha y número de publicación de la concesión europea: **23.11.2016 EP 2847362**

54 Título: **Parte de chasis automotriz fabricado a partir de chapa de acero laminada en caliente, conformable, de alta resistencia**

30 Prioridad:

08.05.2012 EP 12167140

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

12.05.2017

73 Titular/es:

**TATA STEEL IJMUIDEN BV (100.0%)
Wenckebachstraat 1
1951 JZ Velsen-Noord, NL**

72 Inventor/es:

**RIJKENBERG, ROLF ARJAN y
HANLON, DAVID NEAL**

74 Agente/Representante:

SÁEZ MAESO, Ana

ES 2 612 184 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

Parte de chasis automotriz fabricado a partir de chapa de acero laminada en caliente, conformable, de alta resistencia

5 La invención se relaciona con una chapa de acero de alta resistencia adecuada para partes de chasis automotriz o similares, y de manera más particular, con una chapa de acero laminada en caliente de alta resistencia que tiene una excelente combinación de resistencia a la tracción de al menos 550 MPa y formabilidad, y con un método para fabricar la misma.

10 Al antecedente de incrementar las demandas con respecto a la economía de combustible y huella de carbono, han sido desarrolladas chapas de acero laminadas en caliente para automóviles, que tienen una mayor resistencia a la tracción y un espesor más pequeño. En particular, una mayor resistencia a la tracción y un espesor más pequeño han sido demandados para las chapas de acero laminadas en caliente usadas para partes de chasis automotriz. Por otro lado, 15

demandado que las partes de chasis automotriz usualmente tienen una forma intrincada, se requiere que la chapa de acero laminada en caliente usada para estas tenga un alto alargamiento y una excelente capacidad de formación de reborde por estiramiento así como una alta resistencia a la tracción. Además, un requerimiento de uso clave de las partes de chasis y suspensión es la alta resistencia a la fatiga.

20 El documento US3860456 describe una placa de acero de tubería de alta resistencia de ½ pulgadas (12,7 mm) dirigida a alto límite elástico y entalladura Charpy en V subcero fractura FATT 50 % y a un proceso de laminado de la placa para fabricar esta chapa, dicho proceso comprende el laminado intercrítico de las placas entre Ar3 y Ar1 y en muchos casos involucra un tratamiento de calor por templado.

25 Un problema mayor con los aceros de alta resistencia conocidos es que son muy propensos a la fracturación del borde durante el rebordeo por estiramiento. El rebordeo es una operación de doblez que dobla el borde de una parte para agregar rigidez. El rebordeo por estiramiento es una operación de formación que crea un borde doblado que se curva hacia adentro en el centro. Una prueba común para determinar la capacidad de formación de reborde por estiramiento de un cierto material es la prueba de expansión de orificio.

30 La relación de expansión de orificio ha sido diseñada en el pasado reciente para caracterizar la capacidad de formación/capacidad de formación de reborde por estiramiento de acero de alta resistencia laminado en caliente. La prueba de expansión de orificio se lleva a cabo al expandir un orificio perforado o maquinado, usualmente empujando un punzón cónico a través del orificio perforado o maquinado. El diámetro inicial d_0 del orificio de la muestra de prueba es medido. Cuando se observa un desgarre en el borde del orificio en expansión de la muestra de prueba, el desplazamiento del punzón es interrumpido inmediatamente y se mide el diámetro final d_f del orificio de muestra de 35

prueba de la misma manera que el diámetro inicial.

El valor de expansión del orificio, λ , se calcula mediante el uso de la siguiente ecuación:

40

$$\lambda = \frac{d_f - d_0}{d_0} \cdot 100\%$$

45 Un problema mayor relacionado con el acero de alta resistencia (HSS) en aplicaciones de chasis y suspensión es la sensibilidad a la falla por fatiga. Se conoce que el HSS reforzado usando fases duras adicionales, tales como martensita y bainita, en una matriz férrica, exhibe una pobre resistencia al inicio y propagación de grietas por fatiga. El desempeño a la fatiga es cuantificado por la definición de una resistencia a la fatiga: tensión a la cual la falla por fatiga no ha ocurrido después del número especificado de ciclos de carga (por ejemplo, 100000 ciclos).

50 El objetivo de la invención es proporcionar una chapa de acero laminada en caliente de alta resistencia que tiene una resistencia a la tracción de al menos 550 MPa, un alto alargamiento y una excelente capacidad de formación de reborde por estiramiento.

55 Un objetivo más de la invención es proporcionar una chapa de acero laminada en caliente de alta resistencia que tiene una resistencia a la tracción de al menos 550 MPa, la cual es adecuada para la producción de partes de chasis automotriz formadas de manera intrincada y un método para fabricar las mismas.

60 Un objetivo más de la invención es proporcionar una chapa de acero laminada en caliente de alta resistencia que tiene una resistencia a la tracción de al menos 550 MPa, la cual cuando se usa para producir partes de chasis automotriz, muestra una excelente resistencia a la falla por fatiga.

Un objetivo más de la invención es proporcionar una chapa de acero laminada en caliente de alta resistencia de acuerdo con los objetivos descritos aquí anteriormente, en donde la resistencia a la tracción es de al menos 580 MPa y la relación de expansión de orificio es de al menos 90 %.

65

Un objetivo más de la invención es proporcionar una chapa de acero laminada en caliente de alta resistencia de acuerdo con los objetivos descritos aquí anteriormente, en donde la resistencia a la tracción es de al menos 750 MPa y la relación de expansión de orificio es de al menos 60 %.

5 Un objetivo más de la invención es proporcionar una chapa de acero laminada en caliente de alta resistencia de acuerdo con los objetivos descritos aquí anteriormente, en donde la resistencia a la tracción es de al menos 980 MPa y la relación de expansión de orificio es de al menos 30 %.

10 El objetivo se alcanza al proporcionar una chapa de acero laminada en caliente de alta resistencia la cual se finalizó con laminación en caliente a una temperatura del punto de transformación Ar3 o mayor, y se enrolló en el rango de temperaturas de entre 700 y 585 °C, con una excelente combinación de resistencia a la tracción de al menos 550 MPa y capacidad de formación, que comprende (en porcentaje en peso):

- a lo sumo 0,15 % de C
- a lo sumo 0,5 % de Si
- 15 • entre 0,5 y 2,0 % de Mn
- a lo sumo 0,06 % de P
- a lo sumo 0,008 % de S
- a lo sumo 0,1 % de Sol. de Al
- a lo sumo 0,02 % de N
- 20 • entre 0,02 y 0,45 % de V
- entre 0,05 y 0,7 % de Mo
- opcionalmente entre 0,01 y 0,1 % de Nb
- el resto es de Fe e impurezas inevitables,

25 en donde la chapa de acero tiene una microestructura ferrítica reforzada por precipitación y de una sola fase, la cual no tiene componentes microestructurales ricos en carbono, tales como perlita o cementita, en donde la fracción en volumen de la fase de ferrita en dicha microestructura es no menor de 97 %, y donde los precipitados en dicha microestructura comprenden partículas finas de carburos compuestos que contienen Mo y V y opcionalmente Nb.

30 La invención proporciona un acero de alta resistencia con una combinación de una alta capacidad de formación por estiramiento en frío así como una alta capacidad de formación de reborde por estiramiento y resuelve el problema de la fractura del borde prematura resultante del rebordeo por estiramiento. Esta excelente combinación de alta resistencia y capacidad de formación se deriva de una microestructura ferrítica dúctil de grano fino y de una sola fase reforzada con una alta densidad de partículas finas. La microestructura ferrítica de una sola fase proporciona un alto alargamiento y propicia una alta capacidad de formación del reborde por estiramiento sin fracturas prematuras del borde puesto que

35 tiene pocos esfuerzos internos y está libre de constituyentes de fase ricos en carbono o inclusiones a base de titanio, los cuales pueden actuar como sitios de nucleación potenciales para el agrietamiento prematuro del borde durante el rebordeo por estiramiento de un acero de alta resistencia con una resistencia a la tracción no menor de 550 MPa. Como resultado, el acero exhibe una combinación de alta resistencia, alto alargamiento, y alta expansión de orificio. Además, el acero exhibe propiedades de fatiga excelentes debido a dicha microestructura. Se cree que la ausencia de

40 constituyentes de fase ricos en carbono y/o inclusiones a base de titanio así como la naturaleza de grano fino de la microestructura contribuyen a una alta resistencia a la fatiga. Debido al efecto dañino potencial del titanio sobre la capacidad de formación y resistencia a la fatiga, es esencial que la cantidad de titanio en este acero se mantenga tan baja como sea posible y ciertamente no exceda el nivel de impurezas inevitables. En el acero de acuerdo con la invención, no se agrega titanio deliberadamente como un elemento de aleación. El titanio puede estar presente como

45 captación de metal de chatarra usado en el proceso o como una impureza en otras adiciones de aleación. Aunque es difícil definir el nivel al cual el contenido de titanio afecta de manera adversa las propiedades de formabilidad, los inventores encontraron que si el contenido de Ti es menor de 0,015 %, preferentemente menor de 0,10 %, entonces el riesgo de formar precipitados de titanio es pequeño.

50 El papel de los elementos de aleación en este acero es el siguiente.

El C se agrega para formar precipitados de carburo junto con Nb, V o Mo para obtener un alto grado de reforzamiento por precipitación. La cantidad de C requerida para lograr la resistencia deseada depende de la cantidad de Nb, V y Mo. Sin embargo, la cantidad máxima es de 0,15 % para evitar la formación de constituyentes de fase ricos en carbono, los

55 cuales, si se forman, son dañinos para la expansión del orificio y la resistencia a la fatiga.

El Si proporciona un reforzamiento por solución sólida significativo y retrasa la formación de cementita y perlita suprimiendo así la formación de carburos gruesos, que dañan la capacidad de formación de reborde por estiramiento. Sin embargo, un contenido de Si bajo es deseable para reducir las cargas de laminación, para suprimir los problemas de

60 superficie y para optimizar las propiedades de fatiga. Por esa razón, el contenido de Si no puede exceder de 0,5 %.

El Mn proporciona un reforzamiento por solución sólida y suprime la temperatura de transformación ferrítica y la tasa de transformación ferrítica. Se requiere un reforzamiento por solución sólida suficiente de la matriz de ferrita así como una

65 baja temperatura de transformación para maximizar el reforzamiento por precipitación durante la transformación. Por lo tanto, el contenido de Mn debe ser de al menos 0,5 % en peso. Sin embargo, un contenido de Mn mayor de 2 % en

peso puede conducir a segregación, lo cual dañará la capacidad de formación de reborde por estiramiento. Por lo tanto, el contenido de Mn deberá estar en el intervalo de 0,5 a 2,0 % en peso. Preferentemente el contenido de Mn mínimo es de 1,2 %.

5 El P proporciona un reforzamiento por solución sólida. Sin embargo, a niveles altos, la segregación de P dañará la capacidad de formación de reborde por estiramiento. Por lo tanto, el contenido de P deberá ser de 0,06 % en peso o menos.

10 El contenido de S elevado dañará la capacidad de formación de reborde por estiramiento. Por lo tanto, el contenido de S deberá ser de 0,008 % en peso o menos.

15 El Al se agrega como un antioxidante. Sin embargo, demasiado Al dañará la capacidad de formación de reborde por estiramiento. Por lo tanto, el contenido de Al no presente como un óxido (Al_sol) deberá ser de 0,1 % en peso o menos. El contenido de aluminio total es Al como Al_xO_y + Al_sol. Un contenido mínimo adecuado para Al_sol es 0,02 %.

20 El Nb proporciona un reforzamiento por refinamiento y precipitación del grano. El refinamiento del grano es importante para un buen equilibrio entre la resistencia y el alargamiento y se cree que contribuye a un desempeño a la fatiga mejorado. Por otro lado, el niobio también ocasiona un retardo de la recristalización durante el laminado en caliente y por lo tanto no siempre es un elemento deseable. Su presencia en esta invención es por lo tanto opcional. Sin embargo, el reforzamiento por precipitación basado en carburos compuestos de Nb finos contribuye al nivel de resistencia deseado sobre la base de una microestructura ferrítica de una sola fase en combinación con un alto alargamiento y alta expansión del orificio y si esta contribución es deseada entonces el contenido de Nb deberá ser de al menos 0,1 % en peso. A niveles de Nb por encima de 0,1 % en peso, el Nb perderá su eficiencia para que los aceros laminados en caliente alcancen un límite elástico alto y conducirá a altas fuerzas de laminación no deseadas. Por lo tanto, si está presente, el contenido de Nb deberá ser de 0,01 a 0,1 % en peso.

25 El V proporciona un reforzamiento por precipitación. El reforzamiento por precipitación basado en carburos de compuestos de V finos es crucial para lograr el nivel de resistencia deseado sobre la base de una microestructura ferrítica de una sola fase en combinación con un alto alargamiento y alta expansión del orificio. El contenido de V deberá estar en el intervalo de 0,02 a 0,45 % en peso. Un contenido de V mínimo adecuado es de 0,04 %.

30 El Mo suprime la formación de cementita y perlita. Esto es importante para lograr una microestructura ferrítica de una sola fase. Además, el Mo es requerido para alcanzar precipitados de carburo compuesto finos basados en Nb y/o V para lograr un alto grado de reforzamiento por precipitación. Se cree que el Mo también evita el engrosamiento de los precipitados de carburo compuesto finos y por lo tanto evita una reducción en el endurecimiento por precipitación de los precipitados engrosantes. Por lo tanto, el contenido de Mo deberá estar en el intervalo de 0,05 a 0,07 % en peso. Un contenido de Mo mínimo adecuado es de 0,1 %.

35 El N deberá ser bajo, es decir, de 0,02 % (200 ppm) o menos. Un contenido de N demasiado alto dañará el estiramiento en frío y la capacidad de formación de reborde por estiramiento. Si el contenido de Al y N representado en porcentaje en peso satisface la ecuación de $(Al/27)/(N/14) \geq 1$, el modo de precipitación dominante que contribuye al reforzamiento por precipitación de la microestructura esencialmente ferrítica es la precipitación de carburo compuesto basado en V y Mo y opcionalmente Nb. Si el contenido de Al y N representado por el porcentaje en peso satisface la ecuación $(Al/27)/(N/14) < 1$, la precipitación de nitruro y/o carbonitruro en adición a dicha precipitación de carburo compuesto será activada. Un contenido mínimo de N adecuado es 0,002 % (es decir 20 ppm).

40 Los aceros de alta resistencia convencionales con resistencia a la tracción no menor de 550 MPa derivan parcialmente su resistencia de los constituyentes de fase ricos en carbono en combinación o no con el reforzamiento por precipitación convencional basado en precipitados de carbonitruro de niobio, vanadio y/o titanio. Sus microestructuras pueden consistir de una matriz ferrítica relativamente blanda incrustada con constituyentes de fase rica en carbono y relativamente dura o pueden consistir de una microestructura parcial o completamente bainítica o martensítica en el caso de una resistencia a la tracción mayor de 700 MPa. El documento EP1338665 proporciona un concepto alternativo para un acero de alta resistencia con resistencia a la tracción menor de 550 MPa basado en una microestructura ferrítica de una sola fase en la cual la ferrita es reforzada por precipitación con una alta densidad de carburos finos a base de titanio en combinación con otros elementos. Los documentos EP1790737 y EP1616970 proporcionan un concepto alternativo basado en una fase múltiple, es decir, una microestructura ferrítica no consistente de una sola fase. En ambos conceptos la ferrita es reforzada por precipitación con una alta densidad de precipitados de carburos finos basados en titanio en combinación con molibdeno y opcionalmente con niobio y/o vanadio adicional. Se ha encontrado que estos precipitados a base de titanio afectan de manera adversa la capacidad de formación y propiedades de fatiga.

50 El acero de acuerdo con la presente invención deriva su resistencia de una microestructura ferrítica de grano fino sustancialmente de una sola fase, la cual es reforzada por precipitación con una alta densidad de precipitados de carburo fino basados en molibdeno en combinación con vanadio y/o niobio (si está presente). Este concepto evita explícitamente el uso de titanio para evitar la presencia de inclusiones grandes ricas en titanio, lo cual puede dañar la capacidad de formación de reborde por estiramiento. Además, un alto contenido de titanio puede conducir a un grado relativamente alto de esfuerzo interno en la microestructura final, lo cual es peligroso para la capacidad de formación de

5 reborde por estiramiento y dañará la capacidad de expansión del orificio. El uso de un bajo contenido de niobio para lograr un refinamiento de granos suficiente en combinación con vanadio y molibdeno para lograr un reforzamiento por precipitación suficiente conducirá a un menor esfuerzo interno en la microestructura final en comparación con el uso de un alto contenido de titanio. Esto tiene una influencia positiva sobre la capacidad de formación de reborde por estiramiento y mejora sustancialmente la capacidad de expansión del orificio.

10 La localización de esfuerzo durante el rebordeo por estiramiento de aceros completamente bainíticos o martensíticos con resistencias a la tracción mayores que 700 MPa es suprimida debido a su microestructura homogénea. Sin embargo, la microestructura de estos aceros de alta resistencia no puede proporcionar un grado similar de esfuerzo como el acero con una microestructura de una sola fase ferrítica y resistencia a la tracción similar. Como una consecuencia, estos aceros tienen una capacidad de formación por estiramiento en frío considerablemente menor en comparación con la microestructura ferrítica de una sola fase dúctil de acuerdo con lo que ofrece la invención.

15 Si la microestructura contiene al menos 97 % en volumen de la matriz ferrítica de grano fino reforzada por precipitación y sustancialmente de una sola fase, entonces se considera que la microestructura es una microestructura sustancialmente ferrítica de una sola fase y el(los) objetivo(s) de la presente invención puede(n) ser alcanzado(s) con dicha microestructura. Sin embargo, es preferible que la microestructura contenga al menos 98 % en volumen de la matriz ferrítica de grano fino reforzada por precipitación y sustancialmente de una sola fase, de manera más preferible al menos 99 % y si es posible 100 %.

20 La resistencia a la tracción de la chapa de acero laminada en caliente de alta resistencia de acuerdo con la invención es de al menos 550 MPa, preferentemente al menos 580 MPa.

25 En una modalidad de la invención la resistencia a la tracción de la chapa de acero laminada en caliente de alta resistencia de acuerdo con la invención es de al menos 580 MPa y la relación con la expansión del orificio es de al menos 90 %.

30 En una modalidad de la invención la resistencia a la tracción de la chapa de acero laminada en caliente de alta resistencia de acuerdo con la invención es de al menos 750 MPa y la relación de expansión del orificio es de al menos 60 %.

35 En una modalidad de la invención la resistencia a la tracción de la chapa de acero laminada en caliente de alta resistencia de acuerdo con la invención es de al menos 980 MPa y la relación de expansión del orificio es de al menos 30 %.

40 La chapa de acero de la invención tiene una microestructura ferrítica reforzada por precipitación y sustancialmente de una sola fase, en donde la fracción en volumen de la fase de ferrita en dicha microestructura no es menor de 97 %, y en donde los precipitados en dicha microestructura comprenden partículas finas de carburos compuestos que contiene Mo, V y Nb. La ventaja de la matriz ferrítica de una sola fase es que esta exhibe una alta capacidad de formación en términos de alargamiento y expansión de orificio y que exhibe una alta resistencia a la falla por fatiga. El uso de niobio contribuye al refinamiento del grano logrado por laminado controlado termodinámicamente, contribuyendo a la resistencia a la tracción y a la resistencia a la fatiga. Además, el niobio, el vanadio y el molibdeno son importantes al proporcionar un reforzamiento por precipitación suficiente para lograr una resistencia a la tracción no menor de 550 MPa, preferentemente no menor de 580 MPa. Puesto que el niobio contribuye a la resistencia total mediante el refinamiento de grano y el reforzamiento por precipitación, el incremento del reforzamiento con el incremento del niobio puede usarse para compensar una disminución en el grado de reforzamiento por precipitación con una disminución del contenido de vanadio y/o molibdeno para lograr el nivel de resistencia deseado. Esto reducirá los costos de aleación.

50 La chapa de acero de la invención tiene una microestructura ferrítica reforzada por precipitación y sustancialmente de una sola fase, en donde la fracción en volumen de la fase de ferrita en dicha microestructura no es menor de 97 %, y en donde los precipitados en dicha microestructura comprenden precipitados finos de carburos compuestos que contienen Mo y V y no Nb. Este acero está sustancialmente libre de niobio. La ventaja de la matriz ferrítica de una sola fase es que esta exhibe una alta capacidad de formación en términos de alargamiento y expansión de orificio y que exhibe buena resistencia a la falla por fatiga. El uso del vanadio contribuye al refinamiento de grano logrado por la laminación controlada recristalizada, contribuyendo a la resistencia a la tracción y a la resistencia a la fatiga. Además, el vanadio y el molibdeno son importantes al proporcionar un reforzamiento por precipitación suficiente para lograr una resistencia a la tracción no menor de 550 MPa, preferentemente no menor de 580 MPa. El beneficio de usar una composición que contiene vanadio y molibdeno, que esté libre de niobio, es que conducirá a cargas de laminación menores en el molino de tiras en caliente, lo cual ampliará la ventana dimensional. Además, el uso de esta composición libre de niobio no sólo permitirá la producción de este grado de acero en un molino de tiras en caliente (HSM) sino también en una línea de producción de tiras compactas (CSP), conduciendo a una reducción de alimentación de energía y costos de procesamiento más bajos.

65 La chapa de acero de acuerdo con cualquiera de las reivindicaciones anteriores en donde el acero comprende:

- al menos 1,2 % de Mn y/o
- al menos 0,02 % de Al_sol y/o

- al menos 0,04 % de V y/o
- al menos 0,1 % de Mo, y/o
- al menos 0,02 % de C y/o
- al menos 0,002 % de N.

5

La chapa de acero de acuerdo con la invención se proporciona en donde la microestructura está sustancialmente libre y preferentemente totalmente libre de componentes microestructurales ricos en carbono, tales como perlita, cementita, martensita o bainita, y/o sustancialmente libre y preferentemente totalmente libre de precipitados a base de titanio o inclusiones a base de titanio. La presencia de componentes microestructurales ricos en carbono e inclusiones a base de titanio dañará la expansión del orificio y disminuirá la resistencia a la falla por fatiga. Además, el uso de una composición esencialmente libre de titanio a base de niobio y/o vanadio proporciona beneficios que resultan de la oportunidad de usar temperaturas de recalentamiento más bajas para disolver elementos precipitantes, incluyendo niobio y/o vanadio. Para formar el volumen y la distribución de los precipitados del producto final, las adiciones de aleación deben llevarse a una solución durante el recalentamiento de la placa en el molino de tiras en caliente. Una desventaja de la estrategia de aleación de titanio es que se requieren temperaturas de calentamiento muy altas para disolver carburos de titanio gruesos formados durante la fundición. Las composiciones de vanadio y de vanadio/niobio requieren temperaturas de recalentamiento significativamente menores. Esto es beneficioso para el consumo de energía, permite un mayor rendimiento en el horno de recalentamiento y por lo tanto una mayor productividad, y, adicionalmente, las temperaturas de recalentamiento más bajas restringen el efecto dañino que las adiciones de silicio tienen sobre la condición de la superficie. También, el riesgo de agrietamiento por calor disminuye al no alear con titanio, lo que elimina así la necesidad de cargar en caliente las placas de fundición continuamente. Esto permite una mayor flexibilidad en la ruta del proceso.

10

15

20

25

En una modalidad de acuerdo con la invención se proporciona un acero en donde el contenido de C, Nb, V y Mo representado por el porcentaje en peso satisface la ecuación

$$0.8 \leq \frac{(Nb/93) + (V/51) + (Mo/96)}{(C/12)} \leq 2.2$$

30

Al equilibrar el contenido de C, Nb, V y Mo de esta manera, los inventores encontraron que podrían lograrse propiedades estables y reproducibles.

Preferentemente $(Nb/93+V/51+Mo/96)/(C/12)$ es mayor que o igual a 1,2.

35

En una modalidad de acuerdo con la invención se proporciona un acero en donde el contenido de Nb, V y Mo representado por el porcentaje en peso satisface la ecuación

40

$$0.25 \leq \frac{(Mo/96)}{(Nb/93) + (V/51)} \leq 2.0, \text{ o } 0.5 \leq \frac{(Mo/96)}{(Nb/93) + (V/51)} \leq 2.0$$

En otra modalidad la relación de $(Mo/96)/(Nb/93+V/51)$ es mayor que o igual a 1,0.

45

Al equilibrar el contenido de Nb, V y Mo de esta manera, los inventores encontraron que podrían lograrse propiedades estables y reproducibles.

En una modalidad de acuerdo con la invención se proporciona un acero en donde el contenido de C, N, Nb, V, Mo y Al, representado por el porcentaje en peso satisface la ecuación

50

$$0.8 \leq \frac{(Nb/93) + (V/51) + (Mo/96) + (Al/27)}{(C/12) + (N/14)} \leq 2.2$$

55

Al equilibrar el contenido de C, Nb, V, Mo y Al de esta manera, los inventores encontraron que podrían lograrse propiedades estables y reproducibles.

Preferentemente $(Nb/93+V/51+Mo/96+Al/27)/(C/12+N/14)$ es mayor que o igual a 1,2.

60

En una modalidad de acuerdo con la invención se proporciona un acero en donde el contenido de C, N, Nb, V, Mo y Al representado por el porcentaje en peso satisface la ecuación

$$0.8 \leq \frac{(Nb/93) + (V/51) + (Mo/96) + (Al/27)}{(C/12) + (N/14)} \leq 2.2 \text{ con } \frac{(Al/27)}{(N/14)} < 1$$

Al equilibrar el contenido de C, Nb, V, Mo y Al de esta manera, los inventores encontraron que podrían alcanzarse propiedades estables y reproducibles. Preferentemente $(Nb/93+V/51+Mo/96+Al/27)/(C/12+N/14)$ es mayor que o igual a 1,2.

5 En una modalidad de acuerdo con la invención se proporciona un acero en donde la chapa de acero tiene un recubrimiento galvanizado a base de zinc sobre la superficie. Al proporcionar el acero con un recubrimiento a base de zinc convencional, por ejemplo, por galvanización por inmersión en caliente o electrolgalvanización, el acero y también la parte producida a partir de este, es protegido contra la corrosión.

10 De acuerdo con un segundo aspecto, la invención también se realiza en un método de fabricación de una chapa de acero de alta resistencia que tiene una microestructura ferrítica reforzada por precipitación y de una sola fase la cual está libre de componentes microestructurales ricos en carbono, tales como perlita o cementita, en donde la fracción en volumen de la fase de ferrita en dicha microestructura es no menor de 97 %, y en donde los precipitados en dicha microestructura comprenden precipitados finos de carburos compuestos que contienen Mo y V y opcionalmente Nb, con una combinación excelente de resistencia a la tracción de al menos 550 MPa y capacidad de formación, o con una resistencia a la tracción de al menos 750 MPa y una relación de expansión de orificio de al menos 60 %, o con una resistencia a la tracción de al menos 980 MPa y una relación de expansión de orificio de al menos 30 %, que comprende laminar en caliente una placa de acero que comprende a lo más 0,15 % de C, a lo más 0,5 % de Si, entre 0,5 y 2,0 % de Mn, a lo más 0,06 % de P, a lo más 0,008 % de S, a lo más 0,1 % de sol. de Al, a lo más 0,02 % de N, entre 0,02 y 0,45 % de V, entre 0,05 y 0,7 % de Mo, opcionalmente entre 0,01 y 0,1 % de Nb, y el resto de Fe e impurezas inevitables, y terminar dicho laminado en caliente a una temperatura de laminación en caliente final del punto de transformación Ar3 o mayor, y enrollar la chapa de acero laminada en caliente en el intervalo de temperaturas entre 700 y 585 °C.

25 En una modalidad la chapa de acero laminada en caliente se enfría a la temperatura de enrollamiento a una velocidad de enfriamiento promedio de aproximadamente 10 °C/s hasta aproximadamente 150 °C/s y opcionalmente el método comprende aplicar un revestimiento a base de zinc a la superficie de la chapa de acero.

De acuerdo con un tercer aspecto, la invención también se realiza en una parte de chasis automotriz usando una chapa de acero laminada en caliente de alta resistencia de acuerdo con y/o producida de acuerdo con la invención, en donde preferentemente la chapa de acero laminada en caliente de alta resistencia para fabricar la parte de chasis automotriz

30

- tiene una resistencia a la tracción de al menos 750 MPa y una relación de expansión de orificio de al menos 60 %, y en la cual la resistencia a la tracción (TS), el alargamiento total (EI) y el espesor de la chapa t (mm) satisfacen la ecuación $(TS \times EI)/t^{0.2} > 12000$ o
- 35 • tiene una resistencia a la tracción de al menos 980 MPa y una relación de expansión de orificio de al menos 30 %, y en la cual la resistencia a la tracción (TS), el alargamiento total (EI) y el espesor de la chapa t (mm) satisfacen la ecuación $(TS \times EI)/t^{0.2} > 13000$ o
- tiene un límite elástico de al menos 760 MPa, una relación de deformación mínima de 0,9, y una relación de expansión de orificio de al menos 60 %, y una resistencia a la fatiga mínima ($\Delta\sigma$) para 100000 ciclos para la falla de 1000 MPa, y en la cual la resistencia a la tracción (TS), el alargamiento total (EI) y el espesor de la chapa t (mm) satisfacen la ecuación $(TS \times EI)/t^{0.2} > 12000$.

40

La invención se explicará mejor ahora por medio de los siguientes ejemplos no limitantes.

Ejemplo-serie 1

45

Tabla 1

Acero	Composición química (1/1000 % en peso)											Relación Atómica	
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Mo	Ti	Nb	V	A	B
A	45	190	1620	13	5	46	6	200	-	-	190	1,552	0,559
B	26	19	1280	10	5	40	9	200	-	28	46	1,519	1,731
C	25	19	1290	13	4	41	6	200	-	57	32	1,598	1,679
D	51	19	1590	13	5	39	6	200	-	28	76	0,913	1,162
E	48	100	1590	14	5	43	4	200	-	27	78	0,977	1,144
F	85	190	1600	13	5	47	6	510	-	28	190	1,321	1,318
G	92	180	1600	14	5	41	6	510	-	57	180	1,235	1,282
H	61	100	1570	14	4	44	5	200	-	57	98	0,910	0,821
I	91	190	1560	15	5	48	4	500	-	54	240	1,386	0,985
J	50	180	1580	15	6	45	6	200	-	-	100	0,972	1,062
K	47	180	1600	13	5	43	5	-	-	-	200	1,003	0
L	47	190	1590	13	5	37	5	190	-	56	-	0,660	3,285
M	43	200	1650	13	5	34	5	190	-	28	-	0,637	6,570
N	39	180	1600	14	4	39	4	-	-	55	-	0,182	0
O	92	180	1570	13	5	44	5	500	170	8	-	1,155	1,432

Los aceros A a O que tienen las composiciones químicas mostradas en la Tabla 1 fueron laminados en caliente bajo las condiciones dadas en la Tabla 2, produciendo las chapas de acero 1 a 24 con un espesor en el intervalo de 3,0 a 3,6 mm (RHT= temperatura de recalentamiento; FRT= temperatura de laminación de terminación; CT= temperatura de enrollamiento; YS= límite elástico; UTS= resistencia a la tracción final; El= alargamiento). Nótese que la relación atómica A=(Ti+Nb+V+Mo)/C y la relación atómica B=Mo/(Ti+Nb+V) en las Tablas 1, 4 y 8. Las chapas de acero laminadas en caliente fueron decapadas antes de la prueba de tracción y la prueba de expansión de orificio. Las propiedades de tracción fueron medidas tomando piezas de prueba JIS No. 5 de la chapa de acero paralela a la dirección de laminación aplicando una prueba de resistencia a la tracción a la pieza de prueba de acuerdo con el documento EN 10002-1/ISO 6892-1. En algunos casos, se removió la rugosidad de superficie de las piezas de prueba de tracción adelgazando la pieza de prueba usando una rectificación suave. Para determinar la relación de expansión de orificio λ la cual se considera un criterio para la capacidad de formación de reborde por estiramiento, se cortaron tres muestras de acero de 90 mm cuadrados de cada chapa de acero, seguido por la realización por perforación de un orificio de 10 mm diámetro en las muestras. La prueba de expansión de orificio de las muestras fue efectuada con tensado superior. Un punzón cónico de 60° se presionó de arriba hacia abajo y el diámetro del orificio d_f se midió cuando se formó una grieta a través del espesor. La relación de expansión del orificio λ se calculó mediante el uso de la siguiente fórmula con $d_0=10$ mm:

$$\lambda = \frac{d_f - 10}{10} \cdot 100\%$$

La microestructura fue identificada usando microscopía electrónica, microscopía electrónica de barrido (SEM) y difracción por retrodispersión de electrones (EBSD) para identificar los constituyentes de la fase en la microestructura y para medir la fracción total de cementita y/o perlita. Además, se midió el tamaño del grano promedio mediante EBSD. Las propiedades de tracción y las relaciones de expansión de orificio de las chapas de acero examinadas se muestran en la Tabla 2. También se muestra en la Tabla 2 una evaluación del tipo de microestructura de las chapas de acero examinadas. El tamaño de grano promedio de las chapas de acero examinadas se muestra en la Tabla 3.

Las chapas de acero 1 a 15 de los ejemplos de esta invención, tienen una microestructura de ferrita sustancialmente de una sola fase con una fracción de ferrita de no menos de 97 %, libre de precipitados o inclusiones a base de titanio, y comprende carburos compuestos que contienen Nb y/o V con Mo precipitado en dicha microestructura. Todas ellas tienen una UTS no menor que un 50 MPa en combinación con un alargamiento total alto y una expansión de orificio alta. La presencia de Mo para la presente invención es esencial para lograr una alta resistencia sobre la base de una microestructura de ferrita esencialmente de una sola fase que permitirá un alto grado de expansión de orificio. El papel del Mo es suprimir la formación de cementita y/o perlita y promover un reforzamiento por precipitación alto de la microestructura final debido a la presencia de una alta densidad de carburos compuestos que contiene Nb y/o V con Mo.

En contraste con los ejemplos de la invención mencionados anteriormente, las chapas de acero 16 a 24 de los ejemplos comparativos tuvieron microestructuras que estaban comprendidas de una fracción en volumen de ferrita de menos de 97 % debido a la presencia de cementita y/o perlita (chapas de acero 16 a 23) o microestructuras que contenían inclusiones a base de titanio (chapa de acero 24). Estas chapas de acero de los ejemplos comparativos tienen una expansión de orificio considerablemente menor a la de las chapas de acero 1 a 15 de los ejemplos de la invención con UTS similares debido a que la fracción en volumen de ferrita fue menor de 97 % o debido a la presencia de inclusiones a base de titanio que dieron lugar a un agrietamiento prematuro del borde durante la prueba de expansión del orificio, iniciando una fractura relativamente larga que corre a lo largo del punzón cónico. Esto se explica en la Figura 1 donde los círculos abiertos representan los ejemplos de la invención, y los círculos cerrados representan los ejemplos comparativos. Las líneas representan ajustes lineales a través de los círculos abiertos y cerrados, respectivamente, y sirven para guiar al ojo para mostrar que los ejemplos de la invención muestran relaciones de expansión de orificio consistentemente mayores (valores de λ) a una UTS dada.

La contribución calculada por precipitación (σ_p) al límite elástico (σ_Y) para todos los ejemplos comparativos y de la invención se muestra en la Tabla 3. El reforzamiento por precipitación σ_p se calcula usando la siguiente ecuación:

$$\sigma_p = \sigma_Y - \sigma_0 - \sigma_{ss} - 17.4 \times d^{-1/2} \quad (\text{d: tamaño del grano de ferrita en mm}).$$

con σ_0 igual a 53,9 MPa y el reforzamiento por solución sólida de acuerdo con:

$$\sigma_{ss} = 32[\% \text{ en peso de Mn}] + 83[\% \text{ en peso de Si}] + 11[\% \text{ en peso de Mo}] + 678[\% \text{ en peso de P}] + 354[\% \text{ en peso de N}_f]$$

con la cantidad de nitrógeno libre (soluble) % N_f asumida como despreciable. El reforzamiento por precipitación calculado en los ejemplos de la invención va de cerca de 150 a casi 500 MPa, dependiendo de la cantidad de C, Nb, V y Mo usada. Este es considerablemente mayor que la cantidad de reforzamiento por precipitación que se logra usando composiciones con cantidades similares de C, Nb, y V, pero sin Mo. El muy alto grado de reforzamiento por precipitación que puede ser alcanzado usando niveles de C, Nb, V, y Mo es ilustrado por las chapas de acero 12 y 13 de los ejemplos de la invención. El reforzamiento por precipitación calculado de estas dos chapas de acero es de cerca de 450 a 470 MPa con un límite elástico total cercano a 940 MPa. Dicho límite elástico no puede lograrse con chapas de acero con una composición que consista de Nb y/o V y libre de Mo, que tenga una microestructura esencialmente ferrítica únicamente reforzada con precipitados de carburo que contengan Nb y/o V. El límite elástico máximo alcanzable con chapas de acero con dichas composiciones va típicamente de 550 a 650 MPa, dependiendo principalmente de la cantidad de Nb y/o V.

El papel de Mo en el reforzamiento por precipitación se ilustra además mediante una comparación del límite elástico entre la chapa de acero 18, que tiene una composición basada en cerca de 56 m % en peso (es decir, 1/1000 % en peso) de Nb y 0,19 % en peso de Mo, contra la chapa de acero de 22, que tiene una composición basada en cerca de 55 m % en peso de Nb y libre de Mo. Ambas chapas de acero de los ejemplos comparativos fueron laminadas en caliente bajo condiciones similares y ambas chapas de acero tenían microestructuras de grano fino similares consistentes de ferrita, cementita, y perlita. El límite elástico de la chapa de acero 18 con Mo es 62 MPa mayor que el de la chapa de acero 22 sin Mo. El reforzamiento adicional es derivado principalmente del reforzamiento por precipitación adicional sobre la base de los carburos compuestos que contienen Nb y Mo. Los resultados del cálculo de la contribución del reforzamiento por precipitación al límite elástico total mostrado en la Tabla 3 indican que la adición de Mo ha incrementado el reforzamiento por precipitación en cerca de 40 MPa. Esto ilustra la necesidad de usar Mo para incrementar sustancialmente el fortalecimiento por precipitación más allá de lo alcanzable con la precipitación de carburo de Nb y/o V regular con niveles de Nb y/o V similares. El uso de Nb y/o V en combinación con Mo hace posible alcanzar un alto grado de reforzamiento por precipitación para obtener una microestructura esencialmente ferrítica de una sola fase que proporcionará alta resistencia en combinación con un alto alargamiento y una alta capacidad de formación de reborde por estiramiento.

El papel benéfico de Mo en el reforzamiento por precipitación incrementado se ilustra mejor en la Figura 2, que muestra el reforzamiento por precipitación (en MPa) contra el contenido de vanadio (en m % en peso). Los círculos cerrados corresponden a la precipitación calculada para las chapas de acero 3, 7-9 y 12-13 de los ejemplos de la invención con composiciones de 0,06 Nb-V-Mo y producidas con enrollamiento a 630 °C. La línea sólida representa un ajuste lineal a través de los círculos cerrados. Los triángulos cerrados corresponden al reforzamiento por precipitación calculado de chapa de acero 18 de los ejemplos comparativos con una composición de 0,06 Nb-Mo y enrollamiento a 650 °C. El ajuste lineal muestra que para la composición con 0,06 Nb-V-Mo con cerca de 40-60 ppm de nitrógeno, vanadio en combinación con una cantidad suficiente de molibdeno aumenta el reforzamiento por precipitación $\Delta\sigma_p$ con cerca de 1400 MPa/ % en peso de vanadio. De manera empírica, el vanadio en ausencia de molibdeno y un nivel de nitrógeno de 40-60 ppm aumenta el reforzamiento por precipitación $\Delta\sigma_p$ cerca de 890 MPa/ % en peso para un enrollamiento a aproximadamente 630-650 °C, dando los contenidos de Mn y C como se muestra en la Tabla 1. La línea punteada en la Figura 2 muestra el reforzamiento por precipitación calculado como una función del contenido de vanadio para chapas de acero enrolladas a 630-650 °C y con composiciones de 0,06 Nb-V libres de molibdeno. El triángulo abierto sobre la

línea punteada corresponde a la chapa de acero 22 de los ejemplos comparativos enrollada a 650 °C y con una composición de 0,06 Nb, libre de vanadio y molibdeno. La distancia entre la línea sólida y la punteada representa la influencia positiva de la adición del molibdeno sobre el incremento de la contribución del reforzamiento por precipitación de vanadio y muestra la necesidad del molibdeno para producir una chapa de acero de alta resistencia con una microestructura ferrítica de una sola fase.

La Figura 3 muestra una gráfica similar a la de la Figura 2, aunque los datos corresponden a chapas de acero enrolladas a 630-650 °C y con composiciones de 0,03 Nb-V-Mo (chapas de acero 2 y 4-6 de los ejemplos de la invención, indicadas con círculos cerrados) y de 0,03 Nb-V (línea punteada), ambas con niveles de nitrógeno de 40-60 ppm. El triángulo cerrado corresponde al reforzamiento por precipitación calculado para la chapa de acero 20 de los ejemplos comparativos con una composición de 0,03 Nb-Mo, libre de vanadio. Como en la Figura 2, la flecha denota el incremento ocasionado por la adición de molibdeno.

Para producir una chapa de acero con un nivel de resistencia deseado y con una microestructura esencialmente ferrítica libre de cementita y/o perlita para permitir un alto alargamiento y una alta expansión de orificio, la cantidad de C, Nb y/o V, y Mo necesita estar equilibrada. Si la cantidad de Nb y/o V en combinación con Mo es demasiado baja con respecto a la cantidad de C, como es el caso para las chapas de acero 18 a 21 de los ejemplos comparativos, la microestructura no será esencialmente ferrítica de una sola fase y estarán presentes cantidades sustanciales de cementita y/o perlita en la microestructura dañando la capacidad de expansión del orificio. Si la cantidad de Mo es demasiado baja en comparación con la cantidad de Nb y/o V, la cantidad de reforzamiento por precipitación no será óptima y no será alcanzado el nivel de resistencia deseado con una microestructura ferrítica de una sola fase de grano fino.

La Figura 4 ilustra la ventaja de los ejemplos inventivos de la presente invención en términos de resistencia a la tracción y expansión de orificio en comparación con aceros de baja aleación de alta resistencia (HSLA) laminados en caliente convencionales y aceros de alta resistencia avanzados (AHS) laminados en frío, incluyendo chapas de acero con ferrita-bainita (FB), de Fase Compleja (CP), y de Fase Doble (DP). Claramente, los ejemplos inventivos de la presente invención con sus microestructuras esencialmente ferríticas de una sola fase proporcionan valores de expansión de orificio sustancialmente más grandes que los de chapa de acero HSLA o AHS con microestructuras multifase y con una resistencia a la tracción similar. La Figura 4 ilustra que la presente invención ofrece un beneficio distinto sobre las chapas de acero HSLA o AHS actuales para aplicaciones de acero donde se requiera una combinación excelente de alta resistencia y alta capacidad de formación de rebordes por estiramiento. Un ejemplo de esa aplicación es en partes de chasis y suspensiones.

Las chapas de acero para aplicaciones de chasis y suspensión no sólo requieren una alta resistencia en combinación con una alta capacidad de formación por estiramiento en frío y rebordeo por estiramiento excelentes, sino que también requieren una alta resistencia a la falla por fatiga. Uno de los factores dominantes que controlan las propiedades de fatiga es la microestructura. En general, se cree que un tamaño de grano pequeño y una microestructura homogénea libre de constituyentes de fase ricos en carbono relativamente duro, incluyendo perlita, bainita y/o martensita, es beneficiosa para las propiedades de fatiga. Se cree que las diferencias de dureza entre los constituyentes de la fase en una microestructura multifase son dañinos para la fatiga debido a la localización de esfuerzo y esta influencia peligrosa sobre la resistencia a la fatiga aumenta a medida que se incrementa la diferencia en la dureza entre los constituyentes de fase ricos en carbono y la matriz. Además de los constituyentes de fase ricos en carbono, también grandes precipitados a base de titanio, que promueven igualmente la localización de esfuerzo, pueden dañar la resistencia a la fatiga. La Figura 5 muestra curvas de fatiga S-N (Esfuerzo (en MPa) como función de los ciclos para la falla (Nf)) con datos considerados como típicos para DP800 y CP800 laminados en frío (CR), HSLA S700 laminado en caliente (HR), y un grado de acero laminado en caliente esencialmente ferrítico de una sola fase (HR-F800) con reforzamiento por precipitación alto basado en titanio y molibdeno. Las curvas fueron determinadas usando la prueba de fatiga de alto ciclo uniaxial con una relación de carga máxima (valor de R) de -1. Los datos en la Figura 5 confirman la influencia dañina antes mencionada de los constituyentes de fase ricos en carbono sobre las propiedades de fatiga. La resistencia a la fatiga (expresada en $\Delta\sigma$) para 100000 ciclos para la falla aumenta cuando va de una microestructura de doble fase con una diferencia de dureza alta entre la matriz de ferrita e islas de martensita, a una microestructura de fase compleja consistente predominantemente de una matriz de ferrita y bainita consecuentemente con una diferencia mucho menor en la dureza entre los constituyentes de la fase. Los datos en la Figura 5 corroboran que a medida que la diferencia de la dureza entre los constituyentes de la fase en la microestructura se reduce aún más, la resistencia a la fatiga se incrementa aún más como es evidente de los datos mostrados para HR-S700 y HR-F800, los cuales tienen predominantemente microestructuras ferríticas que comprenden únicamente una fracción menor o despreciable de perlita, respectivamente, contribuyendo a un grado relativamente bajo de localización de esfuerzo durante la carga cíclica. Sin embargo, la composición de ambas chapas de acero contiene titanio y su microestructura comprende inclusiones grandes a base de titanio. Siguiendo los principios anteriormente mencionados, las chapas de acero 1 a 16 de los ejemplos inventivos de esta invención con una microestructura esencialmente ferrítica de una sola fase libre de constituyentes de fase ricos en carbono e inclusiones grandes a base de titanio que dan lugar a la localización de esfuerzo durante la carga cíclica, tendrán una resistencia a la fatiga superior. La Figura 6 muestra la resistencia a la falla por fatiga a 100000 ciclos derivada de las curvas S-N de la Figura 5 graficadas contra el límite elástico (en MPa). La línea representa un ajuste lineal y muestra una correlación clara entre el límite elástico y la resistencia a la fatiga, lo cual confirma la influencia anteriormente mencionada de la microestructura sobre la resistencia a la fatiga. Como un ejemplo indicativo, las Figuras 5 y 6 muestran que la resistencia a la fatiga mínima para 100000 ciclos es 1000 MPa para una

chapa de acero laminada en caliente que tiene un límite elástico de al menos 760 MPa y una relación de deformación mínima de 0,9, sobre la base de una microestructura esencialmente ferrítica de una sola fase la cual es reforzada por precipitación con precipitados de carburo compuestos que tienen Mo, V y opcionalmente Nb de acuerdo a lo reclamado en la presente invención.

5 Ejemplo-serie 2

10 Los aceros 2A a 2K que tienen las composiciones químicas mostradas en la Tabla 4 fueron laminados en caliente bajo las condiciones dadas en las Tablas 5 y 6 produciendo las chapas de acero 1 a 66 con laminación en caliente hasta un espesor final de cerca de 3,0 a 3,5 cm. La velocidad de enfriamiento sobre la tornamesa fue de 50 °C/s para todas las chapas de acero laminadas en caliente listadas en las Tablas 5 y 6. Las chapas de acero laminadas en caliente fueron retiradas antes de la prueba (prueba de tracción, prueba de expansión de orificio, prueba de flexibilidad y prueba de fatiga). En algunos casos, las chapas de acero fueron rectificadas suavemente antes de la prueba para remover la rugosidad de la superficie del laminado en caliente.

15 Las propiedades de tracción de las chapas de acero 1 a 66 se muestran en las Tablas 5 y 6. La prueba de tracción y la prueba de expansión de orificio se llevaron a cabo exactamente de la misma manera como se describe en el Ejemplo-Serie 1. Las relaciones de expansión de orificio de las chapas de acero 1 a 61 se muestran en la Tabla 5.

20 Tabla 4

Acero	Composición química (1/1000 % en peso)											Relación Atómica	
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Mo	Ti	Nb	V	A	B
2A	20	22	1320	16	5	34	4	150	-	27	85	2,115	0,798
2B	24	19	1260	14	6	41	4	150	-	54	39	1,456	1,161
2C	37	31	1560	14	5	44	3	240	-	27	160	1,926	0,729
2D	48	20	1610	14	6	40	4	250	-	54	180	1,681	0,633
2E	89	22	1600	14	5	56	5	500	-	27	260	1,431	0,966
2F	96	26	1560	15	6	50	4	510	-	56	250	1,354	0,964
2G	44	100	1590	0	2	10	17	240	-	30	164	1,650	0,706
2H	45	110	1610	1	1	45	16	260	-	55	106	1,436	1,014
2I	64	100	1580	2	2	46	2	260	-	31	214	1,359	0,597
2J	87	190	1580	1	2	6	17	480	-	30	275	1,480	0,874
2K	92	200	1590	1	2	38	15	500	-	56	224	1,333	1,042

45 Distintas chapas de acero también fueron sometidas a la prueba de flexibilidad. Los ángulos de flexión fueron determinados usando un dispositivo de doblez en tres puntos de acuerdo al procedimiento descrito en la norma VDA 238-100. La norma especifica las condiciones de prueba, herramientas, geometría y parámetros experimentales, así como la evaluación del límite de flexibilidad. La norma VDA 238-100 también especifica un método para calcular el ángulo de flexión α_t . Para permitir una comparación directa entre los aceros con diferentes espesores, comúnmente es usado un factor de corrección de espesor igual a la raíz cuadrada del espesor de los materiales t. Los ángulos de los materiales con espesor diferente a 1 mm son entonces recalculados usando la fórmula:

$$\alpha_{t=1mm} = \alpha_t \sqrt{t}$$

55 Durante la prueba de flexión se monitorea la fuerza requerida para desplazar el punzón para forzar el doblez de la chapa de acero. Esto permite una determinación de deformación máxima que fue lograda durante la prueba de flexión. Los ángulos de flexión medidos de las chapas de acero 62 a 66 y la deformación máxima alcanzada durante las pruebas de flexión se muestran en la Tabla 6. La prueba de las chapas de acero fue efectuada en dos direcciones, es decir, paralela y perpendicular a la dirección de laminación. Los ángulos de doblez reportados en la Tabla 6 son los valores recalculados de $\alpha_t=1mm$ sobre la base de los ángulos de flexión medidos de acuerdo con VDA 238-100.

La microestructura fue identificada usando microscopía óptica para identificar los constituyentes de la fase en la microestructura y para medir la fracción total de cementita y/o perlita.

65 Los análisis de microscopía óptica TEM/EDX mostraron que las chapas de acero 1 a 66 de ejemplos de esta invención, tienen una microestructura sustancialmente ferrítica de una sola fase con una fracción de ferrita no menor del 97 %, libre

de precipitados o inclusiones a base de titanio, y comprende carburos compuestos que contienen Nb y/o V con Mo precipitado en dicha microestructura.

5 La microestructura sustancialmente ferrítica de una sola fase de las chapas de acero 1 a 66 reforzada con una alta densidad de carburos compuestos para proporcionar suficiente resistencia a la microestructura de ferrita dúctil, proporciona una excelente capacidad de formación en términos del alargamiento por tracción, capacidad de expansión por orificio, así como capacidad de flexión. Esto es claro de las propiedades de tracción, relaciones de expansión de orificio, y ángulos de flexión reportados en las Tablas 5 y 6 para las chapas de acero 1 a 66.

10 Distintas chapas de acero fueron probadas sobre la respuesta a la fatiga construyendo curvas de fatiga S-N (Esfuerzo (en MPa) como una función de los ciclos a la falla (Nf)) de acuerdo a los Métodos Estándar Británicos de la Parte 1 de la Prueba de Fatiga (guía para los principios generales - BS 3518: Parte 1). Las curvas S-N fueron determinadas sobre la base de la prueba de fatiga uniaxial con una relación de carga máxima (valor de R) de -1. En un intento por investigar tanto como sea posible la respuesta a la fatiga de la microestructura sin interferencia de la rugosidad superficial sobre la respuesta a la fatiga, las muestras fueron pulidas antes de la prueba de fatiga. Para la composición de 2G, fue probada una chapa de acero enrollada a 630 °C sobre la respuesta a la fatiga. Para la composición I, fueron probadas dos chapas de acero sobre la respuesta a la fatiga, es decir, una chapa de acero enrollada a 600 °C (muestra I-600) y una chapa de acero enrollada a 630 °C (muestra I-630). Las condiciones de laminado en caliente y las propiedades de tracción de las tres muestras se dan en la Tabla 7. La Figura 7 muestra curvas S-N correspondientes a las chapas de acero 2G-630, 2I-600 y 2I-630. Los datos graficados en la Figura 7 muestran que además de un alto alargamiento por tracción en combinación con una alta capacidad expansión del orificio y/o capacidad de flexión, la microestructura sustancialmente ferrítica de una sola fase de las chapas de acero de los ejemplos de esta invención también proporciona una excelente resistencia a la fatiga. Los datos en la Figura 7 son consistentes con aquellos de HR-F800 en la Figura 5.

25 Ejemplo - serie 3

Los aceros 3A y 3B que tienen las composiciones químicas mostradas en la Tabla 8 fueron laminados en caliente bajo las condiciones dadas en la Tabla 9 produciendo las chapas de acero 1 a 8 con laminación en caliente hasta un espesor final de cerca de 3,0 a 3,5 mm. Fueron usadas dos velocidades de enfriamiento diferentes sobre la tornamesa, es decir, 50 y 100 °C/s. Las chapas de acero laminadas en caliente fueron retiradas antes de la prueba de tracción y la prueba de expansión de orificio. En algunos casos, las chapas de acero fueron rectificadas suavemente para remover la rugosidad de la superficie del laminado en caliente.

Tabla 8.

Acero	Composición química (1/1000 % en peso)											Relación Atómica	
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Mo	Ti	Nb	V	A	B
3A	60	106	1740	3	1	17	1	150	-	58	218	1,294	0,319
3B	51	102	1720	2	2	9	15	150	-	58	217	1,518	0,320

45 Las pruebas de tracción y expansión de orificio de las muestras fueron efectuadas con fresado superior y se llevaron a cabo exactamente de la misma manera que se describe en los Ejemplos 1 y 2. Las propiedades de tracción de las chapas de acero de 1 a 8 se muestran en la Tabla 9. Las relaciones de expansión de orificio de las chapas de acero 1 a 8 se muestran en la Tabla 9.

50 La microscopía óptica mostró que las chapas de acero 1 a 8 de los ejemplos de esta invención, tienen una microestructura sustancialmente ferrítica de una sola fase con una fracción de ferrita no menor de 97 %, libre de precipitados o inclusiones a base de titanio, y comprenden carburos compuestos que contienen Nb y/o V con Mo precipitado en dicha microestructura.

55 La microestructura sustancialmente ferrítica de una sola fase de las chapas de acero 1 a 8 reforzada con una alta densidad de carburos compuestos para proporcionar una resistencia suficiente a la microestructura de ferrita dúctil, proporciona una capacidad de formación excelente en términos de alargamiento por tracción, capacidad de expansión de orificio, como es claro de las propiedades de tracción, y relaciones de expansión de orificio en la Tabla 9 para las chapas de acero 1 a 8.

60

ES 2 612 184 T3

Tabla 2.

Chapa	Acero	Condiciones de laminación en caliente				Propiedades de tracción ⁽¹⁾				$\lambda^{(3)}$ (%)	Estructura ⁽⁴⁾	Ejemplo
		RHT (°C)	FRT (°C)	CT (°C)	Grosor (mm)	YS (MPa)	UTS (MPa)	EI (%)	Calibre ⁽²⁾ (mm)			
1	A	1200	935	650	3,2	630	712	18,2	3,2	110	F	Inventivo
2	B	1220	890	630	3,3	555	598	24,2	2,7*	100	F	Inventivo
3	C	1220	895	630	3,4	596	636	22,6	2,5*	102	F	Inventivo
4	D	1220	900	630	3,4	623	689	22,8	2,8*	83	F	Inventivo
5	E	1220	910	630	3,4	625	688	23,3	2,8*	79	F	Inventivo
6	F	1220	910	630	3,4	859	917	18,8	2,8*	67	F	Inventivo
7	G	1220	895	630	3,3	882	940	17,8	2,8*	48	F	Inventivo
8	H	1220	920	630	3,4	701	766	21,0	2,8*	75	F	Inventivo
9	H	1220	935	630	3,4	696	765	21,5	3,0*	75	F	Inventivo
10	H	1220	915	600	3,4	684	758	19,8	3,1*	86	F	Inventivo
11	H	1220	920	600	3,5	682	759	19,9	3,0*	86	F	Inventivo
12	I	1220	925	630	3,6	937	1002	17,9	3,0*	37	F	Inventivo
13	I	1220	930	630	3,5	945	1009	18,3	3,1*	37	F	Inventivo
14	I	1220	915	600	3,5	861	1032	16,3	3,1*	37	F	Inventivo
15	I	1220	930	600	3,4	802	1014	16,2	3,0*	37	F	Inventivo
16	J	1220	920	650	3,6	536	610	23,3	3,6	86	F+C+P	Comparativo
17	K	1200	910	600	2,9	570	667	21,0	2,9	77	F+C+P	Comparativo
18	L	1200	905	650	3,5	572	625	25,4	3,5	65	F+C+P	Comparativo
19	L	1200	915	600	3,1	601	659	19,4	3,1	59	F+C+P	Comparativo
20	M	1200	935	650	3,5	492	556	26,8	3,5	99	F+C+P	Comparativo
21	M	1200	925	600	3,1	545	609	20,6	3,1	76	F+C+P	Comparativo
22	N	1200	915	650	3,0	510	560	25,2	3,0	84	F+C+P	Comparativo
23	N	1200	900	600	3,1	532	592	24,2	3,1	60	F+C+P	Comparativo
24	O	1220	905	600	3,6	1003	1052	17,5	3,5	22	F	Comparativo

(1) Con base en la pieza de prueba de tracción JIS No. 5 (50x25 mm) y prueba paralela a la dirección de laminación.

(2) Espesor de la pieza de prueba de tracción. En el caso de que el espesor de la pieza de prueba de tracción sea menor que el de la chapa de acero como se laminó (indicado con *), la pieza de prueba de tracción fue rectificada suavemente para remover la rugosidad de la superficie.

(3) Relación de expansión de orificio: orificio perforado con diámetro de 10 mm, fresado superior.

(4) La estructura es asignada como predominantemente ferrita (F) si la fracción de ferrita es de 97 % o más. La estructura es asignada como ferrita con cementita y perlita (F+C+P) si la fracción total de cementita y perlita es mayor de 3 %.

ES 2 612 184 T3

Tabla 3.

Chapa	Acero	YS ⁽¹⁾ (MPa)	UTS ⁽¹⁾ (MPa)	Tamaño de Grano ⁽²⁾ (μm)	Reforzamiento por precipitación ⁽³⁾ (MPa)	Estructura ⁽⁴⁾	Ejemplo
1	A	630	712	4,06	224	F	Inventivo
2	B	555	598	3,42	152	F	Inventivo
3	C	596	636	2,98	169	F	Inventivo
4	D	623	689	3,32	204	F	Inventivo
5	E	625	688	3,43	203	F	Inventivo
6	F	859	917	2,20	353	F	Inventivo
7	G	882	940	2,02	360	F	Inventivo
8	H	701	766	3,26	272	F	Inventivo
9	H	696	765	3,11	260	F	Inventivo
10	H	684	758	2,83	233	F	Inventivo
11	H	682	759	2,95	238	F	Inventivo
12	I	937	1002	2,49	453	F	Inventivo
13	I	945	1009	2,63	470	F	Inventivo
14	I	861	1032	1,67	300	F	Inventivo
15	I	802	1014	2,19	295	F	Inventivo
16	J	536	610	4,34	138	F+C+P	Comparativo
17	K	570	667	4,11	170	F+C+P	Comparativo
18	L	572	625	2,91	118	F+C+P	Comparativo
19	L	601	659	1,55	28	F+C+P	Comparativo
20	M	492	556	3,63	69	F+C+P	Comparativo
21	M	545	609	1,91	13	F+C+P	Comparativo
22	N	510	560	3,32	78	F+C+P	Comparativo
23	N	532	592	2,95	82	F+C+P	Comparativo
24	O	1003	1052	1,94	475	F	Comparativo

(1) Con base en la pieza de prueba de tracción JIS No. 5 (50x25 mm) y prueba paralela a la dirección de laminación.

(2) Tamaño de grano efectivo promedio numérico a ¼ del espesor de acuerdo a lo medido por EBSD sobre la sección transversal longitudinal.

(3) Contribución estimada del reforzamiento por precipitación (σ_p) al límite elástico (σ_Y) usando la siguiente ecuación:

$\sigma_p = \sigma_Y - \sigma_0 - \sigma_{ss} - 17,4 \times d^{-1/2}$ (d: diámetro de grano de ferrita en mm), con σ_{ss} igual a 53,9 MPa y reforzamiento por solución sólida σ_{ss} de acuerdo con: $\sigma_{ss} = 32 [\%Si] + 11 [\%Mo] + 678 [\%P] + 354 [\%N_f]$ con la cantidad de nitrógeno libre (soluble) $\%N_f$ asumida como despreciable.

(4) La estructura es asignada como predominantemente ferrita (F) si la fracción de ferrita es de 97 % o más. La estructura es asignada como ferrita con cementita y perlita (F+C+P) si la fracción total de cementita y perlita es mayor de 3 %.

Tabla 5

Chapa	Acero	Condiciones de laminación en caliente			Propiedades de tracción ⁽¹⁾				$\lambda^{(3)}$ (%)	Estructura ⁽⁴⁾	Ejemplo
		RHT (°C)	FRT (°C)	CT (°C)	YS (MPa)	UTS (MPa)	EI (%)	Calibre ⁽²⁾ (mm)			
1	2A	1220	875	600	581	624	22,1	3,2	90	F	Inventivo
2	2A	1220	895	600	563	622	21,2	3,0	112	F	Inventivo
3	2A	1220	900	600	558	611	23,3	3,6	103	F	Inventivo
4	2A	1220	910	630	556	615	22,2	3,0	131	F	Inventivo
5	2A	1220	900	630	546	610	23,5	3,1	101	F	Inventivo
6	2A	1220	915	630	548	598	24,7	3,5	120	F	Inventivo
7	2B	1220	910	600	586	649	20,4	3,2	121	F	Inventivo
8	2B	1220	900	600	601	655	19,9	3,1	95	F	Inventivo
9	2B	1220	910	600	589	636	20,6	3,7	90	F	Inventivo
10	2B	1220	915	630	583	635	22,2	3,0	93	F	Inventivo
11	2B	1220	915	630	587	635	22,0	3,0	90	F	Inventivo
12	2B	1220	915	630	575	621	22,1	3,6	116	F	Inventivo
13	2C	1220	900	600	647	755	18,5	3,1	87	F	Inventivo
14	2C	1220	920	600	633	741	19,8	3,1	87	F	Inventivo
15	2C	1220	895	600	622	722	18,9	3,6	84	F	Inventivo
16	2C	1220	905	630	674	747	19,8	3,1	92	F	Inventivo
17	2C	1220	920	630	666	748	19,7	3,0	84	F	Inventivo
18	2C	1220	910	630	651	719	19,4	3,6	96	F	Inventivo
19	2C	1220	885	650	648	719	21,7	3,3	87	F	Inventivo
20	2C	1220	920	650	640	718	21,0	3,0	90	F	Inventivo
21	2D	1220	900	600	757	834	19,3	3,3	50	F	Inventivo
22	2D	1220	900	600	730	823	18,2	3,2	60	F	Inventivo
23	2D	1220	905	600	729	811	18,9	3,7	72	F	Inventivo
24	2D	1220	925	630	746	822	18,8	3,2	62	F	Inventivo
25	2D	1220	925	630	739	813	19,1	3,2	61	F	Inventivo
26	2D	1220	925	630	728	797	18,7	3,6	66	F	Inventivo
27	2D	1220	920	650	697	778	20,3	3,1	78	F	Inventivo
28	2D	1220	915	650	701	783	20,6	3,0	66	F	Inventivo
29	2D	1220	915	650	690	768	19,2	3,5	70	F	Inventivo
30	2E	1220	920	630	920	979	17,8	3,2	41	F	Inventivo
31	2E	1220	920	630	919	984	17,2	3,3	51	F	Inventivo
32	2E	1220	905	630	892	948	18,1	3,6	59	F	Inventivo
33	2E	1220	900	650	835	896	18,0	3,3	52	F	Inventivo
34	2E	1220	905	650	816	885	18,1	3,3	65	F	Inventivo
35	2E	1220	895	650	844	903	19,2	3,7	70	F	Inventivo
36	2F	1220	925	630	915	983	17,9	3,2	40	F	Inventivo
37	2F	1220	910	630	916	976	18,0	3,3	36	F	Inventivo

ES 2 612 184 T3

38	2F	1220	930	630	902	964	18,2	3,7	48	F	Inventivo
39	2F	1220	900	650	810	888	17,9	3,2	47	F	Inventivo
40	2F	1220	900	650	824	895	19,0	3,1	52	F	Inventivo
41	2F	1220	925	650	804	884	18,8	3,7	45	F	Inventivo
42	2G	1220	900	600	784	832	17,4	2,9	92	F	Inventivo
43	2G	1220	915	600	771	828	17,2	3,0	80	F	Inventivo
44	2G	1220	885	630	786	822	20,3	3,2	84	F	Inventivo
45	2G	1220	875	630	785	825	19,4	3,1	90	F	Inventivo
46	2H	1220	870	600	747	794	20,2	3,1	60	F	Inventivo
47	2H	1220	880	600	752	801	20,5	3,3	68	F	Inventivo
48	2H	1220	890	630	771	803	20,3	3,0	80	F	Inventivo
49	2H	1220	895	630	769	802	19,9	2,9	91	F	Inventivo
50	2I	1220	890	600	712	811	19,6	3,0	119	F	Inventivo
51	2I	1220	890	630	780	843	18,6	3,0	101	F	Inventivo
52	2I	1220	885	650	701	771	19,9	3,0	117	F	Inventivo
53	2I	1220	865	650	710	787	16,6	2,9	123	F	Inventivo
54	2J	1220	910	600	935	1022	15,9	3,0	99	F	Inventivo
55	2J	1220	915	600	966	1022	16,1	3,0	58	F	Inventivo
56	2J	1220	890	630	940	983	18,4	3,3	49	F	Inventivo
57	2J	1220	910	630	944	986	16,1	3,1	54	F	Inventivo
58	2K	1220	890	600	887	997	17,1	3,4	41	F	Inventivo
59	2K	1220	915	600	917	1019	16,5	2,9	79	F	Inventivo
60	2K	1220	915	630	925	966	18,5	3,2	69	F	Inventivo
61	2K	1220	890	630	936	967	18,5	3,2	61	F	Inventivo

(1) - (4) ver las observaciones al final de la Tabla 2

Tabla 6.

Chapa	Acero	Condiciones de laminación en caliente			Propiedades de tracción ⁽¹⁾				Capacidad de flexión ^(5,6)				Estructura ⁽⁴⁾	Ejemplo
		RHT (°C)	FRT (°C)	CT (°C)	YS (MPa)	UTS (MPa)	EI (%)	Calibre ⁽²⁾ (mm)	Paralela a la dirección de laminación		Perpendicular a la dirección de laminación			
									def.	ángulo	def.	ángulo		
62	2G	1220	920	600	771	826	16,7	2,9	0,78	175	0,86	170	F	Inventivo
63	2H	1220	915	600	742	801	18,6	3,0	0,75	180	0,65	179	F	Inventivo
64	2I	1220	890	600	729	819	18,8	2,9	0,83	180	0,75	172	F	Inventivo
65	2J	1220	905	600	979	1044	13,7	3,0	0,77	153	0,56	169	F	Inventivo
66	2K	1220	895	600	906	1001	16,7	3,0	--	--	0,65	156	F	Inventivo

(1), (2) y (4) ver las observaciones al final de la Tabla 2.

(5) La capacidad de flexión se determinó de acuerdo con los estándares VDA sobre partes maquinadas (rugosidad de la superficie de laminado en caliente removida). El ángulo VDA se corrigió a 1 mm de espesor.

(6) En el caso de flexión paralela ("*Quer*" en términos VDA), el eje de deformación es perpendicular a la dirección de laminación y el eje de flexión es perpendicular a la dirección de laminación. En el caso de la flexión perpendicular ("*Langs*" en términos VDA), el eje de deformación es perpendicular a la dirección de laminación y el eje de flexión es perpendicular a la dirección de laminación.

Tabla 7.

			Condiciones de laminación en caliente			Propiedades de tracción ⁽¹⁾				Estructura ⁽⁴⁾	Ejemplo
Chapa	Acero	Muestra	RHT (°C)	FRT (°C)	CT (°C)	YS (MPa)	UTS (MPa)	EI (%)	Calibre ⁽²⁾ (mm)		
1	G	G-630	1220	890	630	782	824	19,4	3,0	F	Inventivo
2	I	I-600	1220	905	600	742	825	18,2	2,9	F	Inventivo
3	I	I-630	1220	900	630	774	837	18,8	3,0	F	Inventivo

(1), (2) y (4) ver las observaciones al final de la Tabla 2.

Tabla 9.

		Condiciones de laminación en caliente				Propiedades de tracción ⁽¹⁾				$\lambda^{(3)}$ (%)	Estructura ⁽⁴⁾	Ejemplo
Chapa	Acero	RHT (°C)	FRT (°C)	CR (°C/s)	CT (°C)	YS (MPa)	UTS (MPa)	EI (%)	Calibre ⁽²⁾ (mm)			
1	3A	1240	915	50	630	781	845	20,1	3,5	83	F	Inventivo
2	3A	1240	930	50	630	787	847	17,4	2,9	113	F	Inventivo
3	3A	1240	890	100	630	775	834	17,4	3,5	59	F	Inventivo
4	3A	1240	910	100	630	800	851	14,5	3,1	65	F	Inventivo
5	3B	1240	910	50	630	787	834	18,6	3,6	78	F	Inventivo
6	3B	1240	920	50	630	798	853	18,4	3,2	63	F	Inventivo
7	3B	1240	900	100	630	781	830	20,1	3,5	70	F	Inventivo
8	3B	1240	920	100	630	797	852	18,5	3,0	94	F	Inventivo

(1) - (4) ver las observaciones al final de la Tabla 2.

Reivindicaciones

- 5 1. Una chapa de acero laminada en caliente de alta resistencia la cual se finalizó con laminación en caliente a una temperatura del punto de transformación Ar3 o mayor, y enrollada en el intervalo de temperaturas de entre 700 y 585 °C, con una excelente combinación de resistencia a la tracción de al menos 550 MPa y formabilidad, comprende en porcentaje en peso
- 10 • a lo sumo 0,15 % de C
 • a lo sumo 0,5 % de Si
 • entre 0,5 y 2,0 % de Mn
 • a lo sumo 0,06 % de P
 • a lo sumo 0,008 % de S
 • a lo sumo 0,1 % de Al_sol
 • a lo sumo 0,02 % de N
 15 • entre 0,02 y 0,45 % de V
 • entre 0,05 y 0,7 % de Mo
 • opcionalmente entre 0,01 y 0,1 % de Nb
 • el resto es Fe e impurezas inevitables,
 • en donde la chapa de acero tiene una microestructura ferrítica de una sola fase reforzada por precipitación, la cual está libre de componentes microestructurales ricos en carbono, tales como perlita, o cementita, en donde la fracción en volumen de la fase de ferrita en dicha microestructura es no menor de 97 %, y en donde los precipitados en dicha microestructura comprenden precipitados finos de carburos compuestos que contienen Mo y V y opcionalmente Nb.
- 20 2. La chapa de acero de conformidad con la reivindicación 1, en donde los precipitados en dicha microestructura ferrítica comprenden precipitados finos de carburos compuestos que contienen Mo y V y Nb.
- 25 3. La chapa de acero de conformidad con la reivindicación 1, en donde los precipitados en la microestructura ferrítica comprenden partículas finas de carburos compuestos que contienen Mo y V y donde los precipitados finos de carburos compuestos no contienen Nb.
- 30 4. La chapa de acero de conformidad con cualquiera de las reivindicaciones precedentes, en donde el acero comprende:
- 35 • al menos 1,2 % de Mn y/o
 • al menos 0,02 % de Al_sol y/o
 • al menos 0,04 % de V y/o
 • al menos 0,1 % de Mo, y/o
 • al menos 0,02 % de C y/o
 • al menos 0,002 % de N.
- 40 5. La chapa de acero de conformidad con cualquiera de las reivindicaciones precedentes, en donde la microestructura está libre de precipitados a base de titanio o inclusiones a base de titanio.
- 45 6. La chapa de acero de conformidad con cualquiera de las reivindicaciones precedentes, en donde el contenido de C, Nb, V y Mo representado por el porcentaje en peso satisface la ecuación
- 50
$$0.8 \leq \frac{(Nb/93) + (V/51) + (Mo/96)}{(C/12)} \leq 2.2, \text{ de preferencia en donde}$$

$$1.2 \leq \frac{(Nb/93) + (V/51) + (Mo/96)}{(C/12)} \leq 2.2$$
- 55 7. La chapa de acero de conformidad con cualquiera de las reivindicaciones precedentes, en donde el contenido de Nb, V y Mo representado por el porcentaje en peso satisface la ecuación
- 60
$$0.25 \leq \frac{(Mo/96)}{(Nb/93) + (V/51)} \leq 2.0 \text{ de preferencia en donde}$$

$$0.5 \leq \frac{(Mo/96)}{(Nb/93) + (V/51)} \leq 2.0 \text{ con mayor preferencia en donde}$$

$$1.0 \leq \frac{(Mo/96)}{(Nb/93) + (V/51)} \leq 2.0$$
- 65 8. La chapa de acero de conformidad con cualquiera de las reivindicaciones precedentes, en donde el contenido de C, N, Nb, V, Mo y Al representado por el porcentaje en peso satisface la ecuación

$$0.8 \leq \frac{(Nb/93) + (V/51) + (Mo/96) + (Al/27)}{(C/12) + (N/14)} \leq 2.2, \text{ de preferencia en donde}$$

$$1.2 \leq \frac{(Nb/93) + (V/51) + (Mo/96) + (Al/27)}{(C/12) + (N/14)} \leq 2.2$$

9. La chapa de acero de conformidad con la reivindicación 1, en donde el contenido de Al y N representado por el porcentaje en peso satisface a la ecuación

$$\frac{(Al/27)}{(N/14)} < 1$$

y donde la microestructura comprende además de los precipitados de carburo compuestos también precipitados de nitruro y/o nitruro de carbono que contienen V y opcionalmente Nb.

10. La chapa de acero de conformidad con cualquiera de las reivindicaciones precedentes
- con una resistencia a la tracción de al menos 580 MPa y una relación de expansión de orificio de 90 % o mayor, o
 - con una resistencia a la tracción de al menos 750 MPa y una relación de expansión de orificio de 60 % o mayor,
 - con una resistencia a la tracción de al menos 980 MPa y una relación de expansión de orificio de 30 % o mayor.

11. La chapa de acero de conformidad con cualquiera de las reivindicaciones precedentes, en donde la chapa de acero tiene un recubrimiento a base de zinc sobre la superficie.

12. Un método para fabricar una chapa de acero de alta resistencia que tiene una microestructura sustancialmente ferrítica de una sola fase reforzada por precipitación la cual está libre de componentes microestructurales ricos en carbono, tales como perlita o cementita, en donde la fracción en volumen de la fase de ferrita en dicha microestructura no es menor de 97 % y en donde los precipitados en dicha microestructura comprenden partículas finas de carburos compuestos que contienen Mo y V y opcionalmente Nb, con una excelente combinación de resistencia a la tracción de al menos 550 MPa, y capacidad de formación, o con una resistencia a la tracción de al menos 750 MPa, y una relación de expansión de orificio de al menos 60 %, o con una resistencia a la tracción de al menos 980 MPa, y una relación de expansión de orificio de al menos 30 %, que comprende laminar en caliente una placa de acero que comprende a lo más 0,15 % de C, a lo más 0,5 % de Si, entre 0,5 y 2,0 % de Mn, a lo más 0,06 % de P, a lo más 0,008 % de S, a lo más 0,1 % de Sol. Al, a lo más 0,02 % de N, entre 0,02 y 0,45 % de V, entre 0,05 y 0,7 % de Mo, opcionalmente entre 0,01 y 0,1 % de Nb, y siendo el resto Fe e impurezas inevitables y terminar el laminado en caliente a una temperatura de laminado en caliente final del punto de transformación Ar3 o mayor, y enrollar la chapa de acero laminada en caliente en el intervalo de temperaturas de entre 700 y 585 °C

13. El método de conformidad con la reivindicación 12, en donde la chapa de acero laminada en caliente se enfría a la temperatura de enrollado a una velocidad de enfriamiento promedio de aproximadamente 10 °C/s a aproximadamente 150 °C/s.

14. El método para fabricar una chapa de acero de alta resistencia de conformidad con cualquiera de las reivindicaciones 12 o 13, en donde comprende además aplicar un revestimiento a base de zinc a la superficie de la chapa de acero.

15. Una parte de chasis o suspensión automotriz que usa la chapa de acero laminada en caliente de alta resistencia de conformidad con cualquiera de las reivindicaciones 1 a 11, o producida de conformidad con cualquiera de las reivindicaciones 12 a 14, preferentemente en donde la chapa de acero
- tiene una resistencia a la tracción de al menos 750 MPa y una relación de expansión de orificio de al menos 60 %, y en la cual la resistencia a la tracción (TS), el alargamiento total (EI) y el espesor de la chapa t (mm) satisfacen la ecuación $(TS \times EI)/t^{0.2} > 12000$ o
 - tiene una resistencia a la tracción de al menos 980 MPa y una relación de expansión de un orificio de al menos 30 %, y en la cual la resistencia a la tracción (TS), el alargamiento total (EI) y el espesor de la chapa t (mm) satisfacen la ecuación $(TS \times EI)/t^{0.2} > 13000$ o
 - tiene un límite elástico de al menos 760 MPa, una relación de deformación mínima de 0,9, y una relación de expansión del orificio de al menos 60 %, y una resistencia a la fatiga mínima ($\Delta\sigma$) para 100000 ciclos para la falla de 1000 MPa, y en la cual la resistencia a la tracción (TS), el alargamiento total (EI) y el espesor de la chapa t (mm) satisfacen la ecuación $(TS \times EI)/t^{0.2} > 12000$.

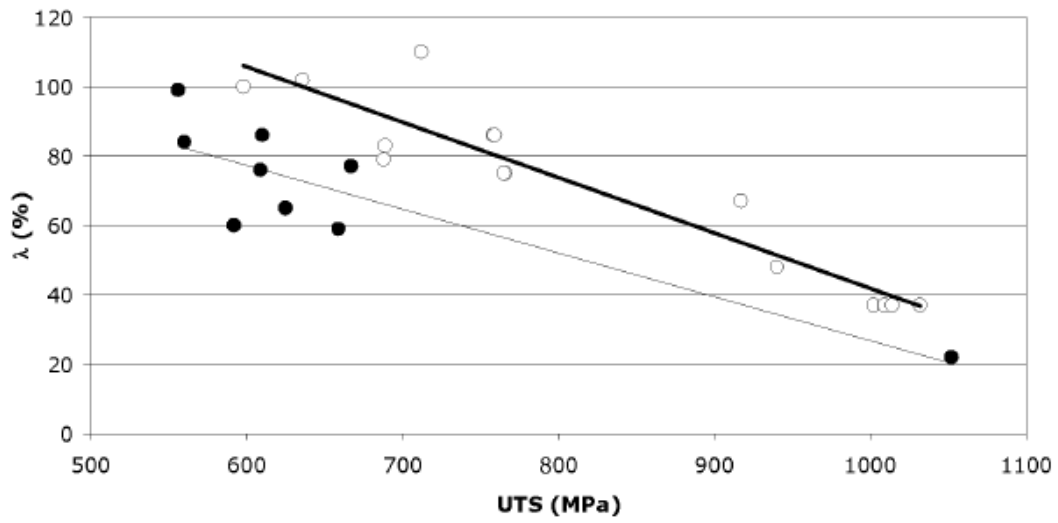


FIGURA 1

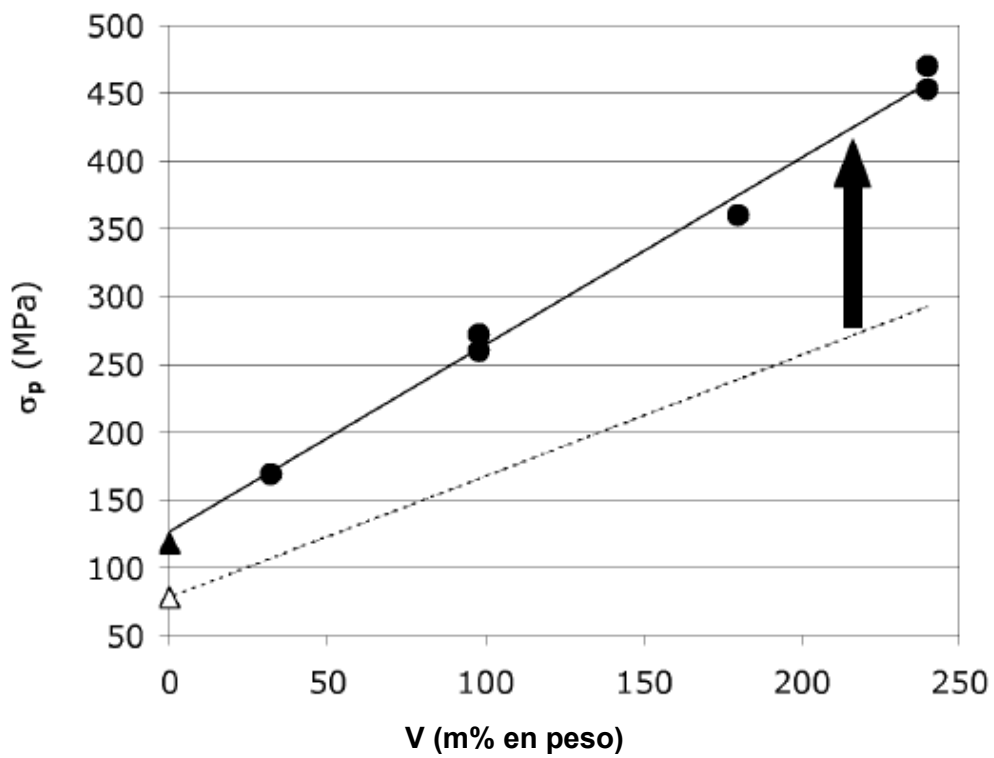


FIGURA 2

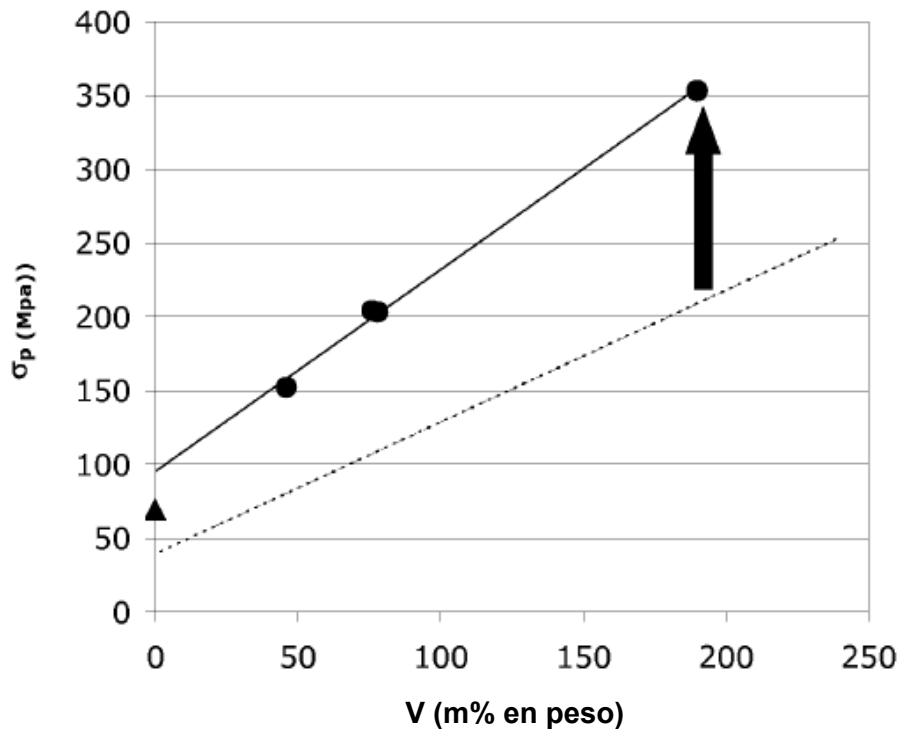


FIGURA 3

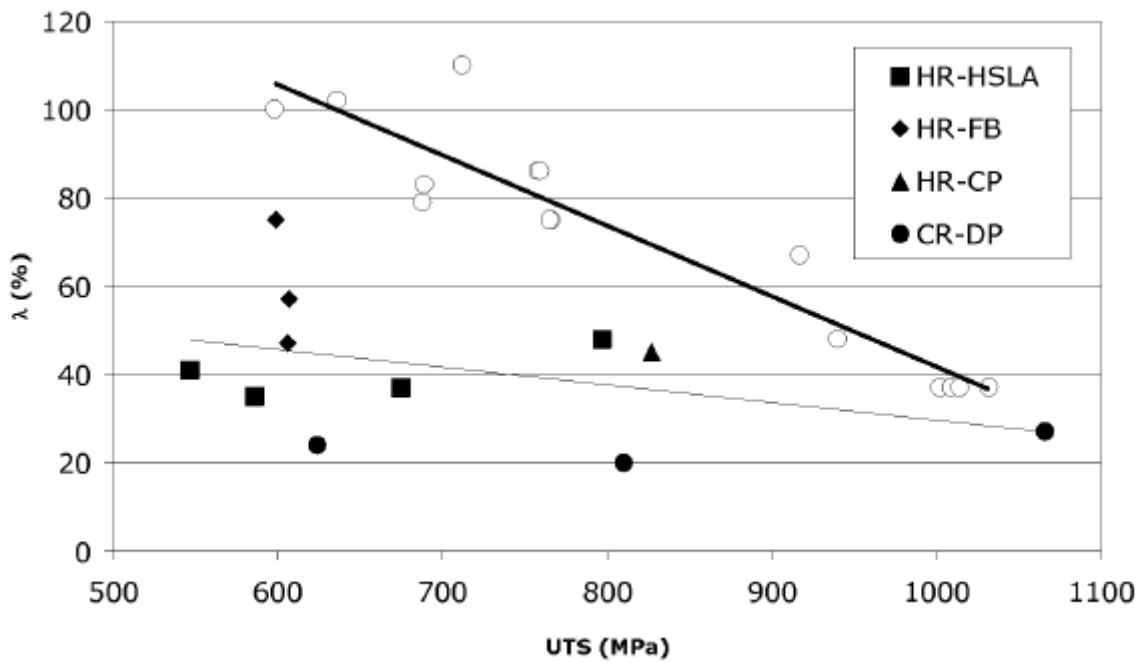


FIGURA 4

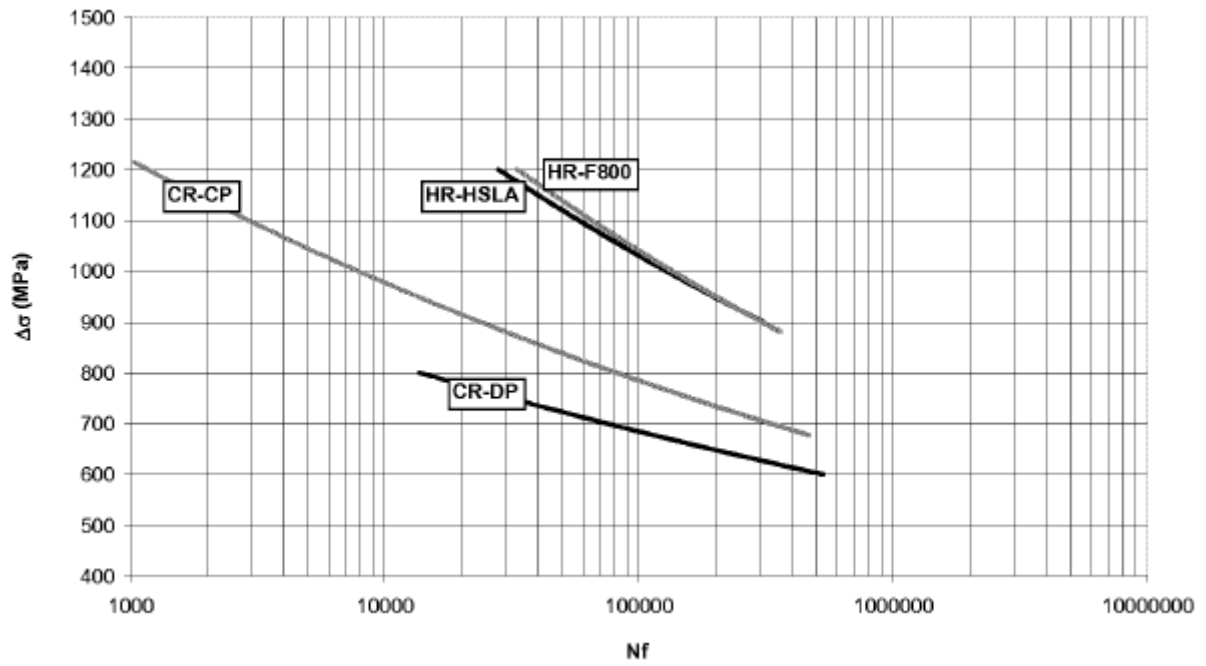


FIGURA 5

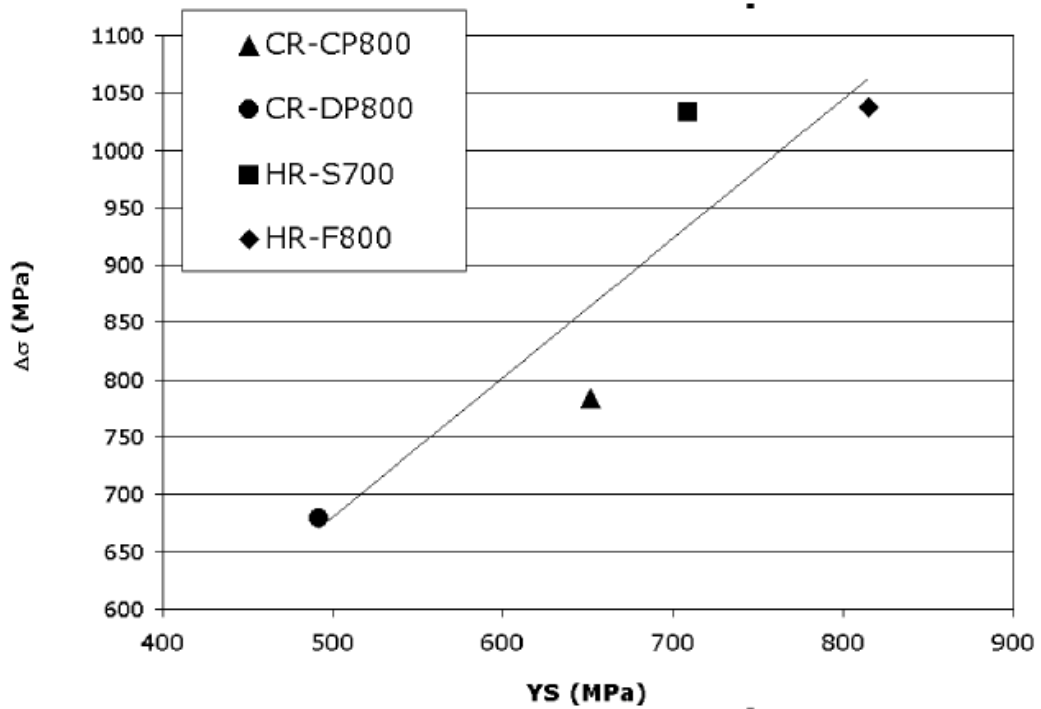


FIGURA 6

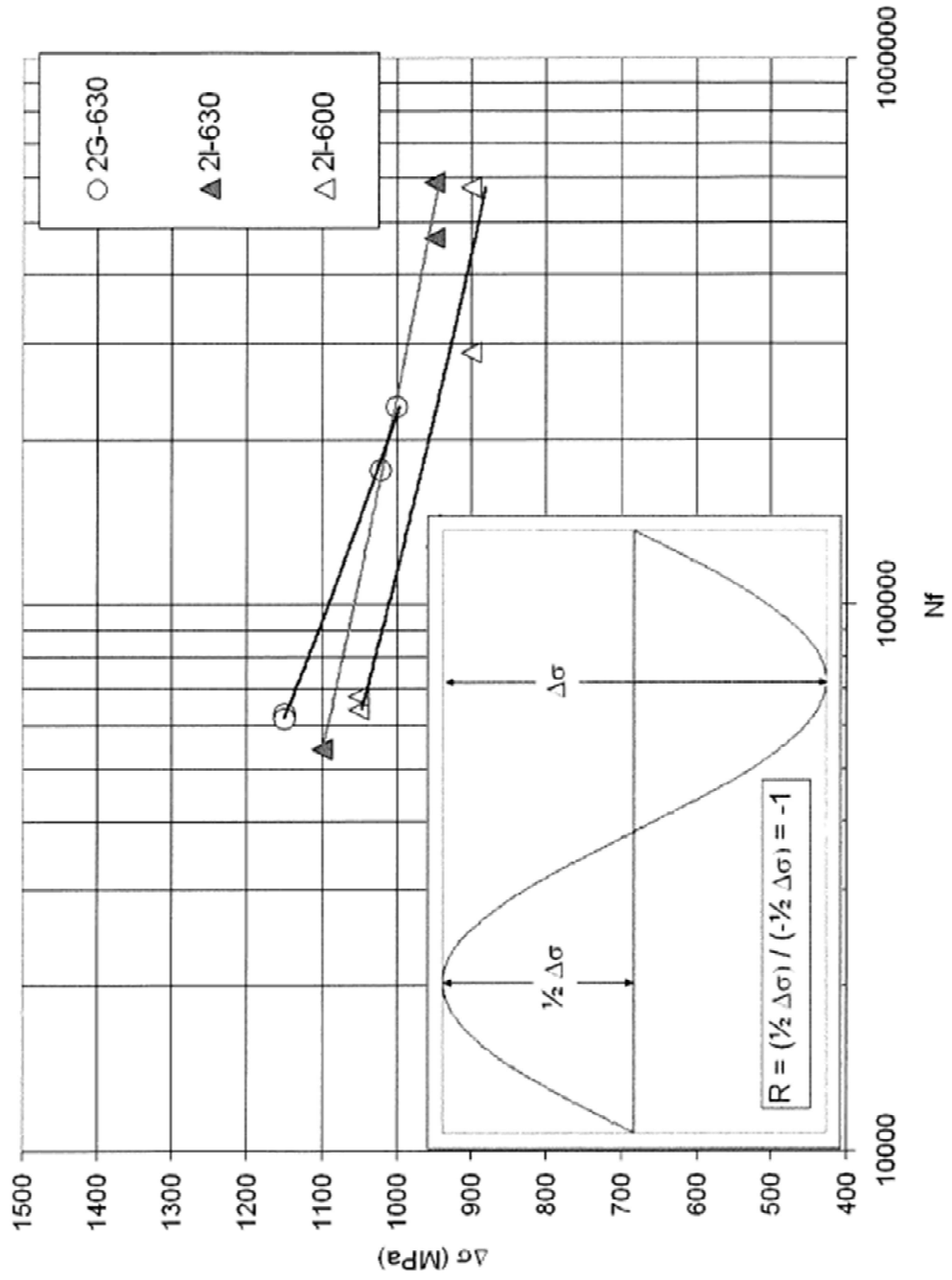


FIGURA 7